

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

**ВЕСТНИК
ДВИГАТЕЛЕСТРОЕНИЯ**

**№2
2006**

**издается
с 2002 г.**

НАУЧНО–ТЕХНИЧЕСКИЙ ЖУРНАЛ

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

Запорожье
ОАО "Мотор Сич"
2006

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
- Стандартизация и метрология
- Конструкционные материалы
- Экология

Шановні автори публікацій!

Журнал відображає досягнення науки і техніки підприємств та організацій України і зарубіжних країн в галузі двигунобудування, публікує розробки ведучих спеціалістів та вчених, спрямовані на удосконалення 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
- Стандартизація і метрологія
- Конструкційні матеріали
- 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
- Technology of production and maintenance
- Standartization and metrology
- Structural materials
- Ecology

Материалы номера рекомендованы к публикации Ученым Советом Запорожского национального технического университета (протокол №10 от 27.06.2006 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 Б.А. Грязнов |
| д-р техн. наук С.Б. Беликов | д-р техн. наук А.Я. Мовшович |
| д-р техн. наук В.С. Кривцов | д-р техн. наук В.Е. Ольшанецкий |
| д-р техн. наук Ю.Н. Внуков | д-р техн. наук Г.А. Горбенко |
| д-р техн. наук А.Д. Коваль | д-р техн. наук С.В. Епифанов |
| д-р техн. наук Э.И. Цивирко | д-р техн. наук Н.С. Кулик |
| д-р техн. наук Л.И. Ивченко | д-р техн. наук С.А. Дмитриев |
| канд. техн. наук П.Д. Жеманюк | д-р техн. наук Н.Ф. Дмитриченко |
| д-р техн. наук Г.А. Кривов | д-р техн. наук Ю.В. Петраков |
| д-р техн. наук В.А. Титов | канд. техн. наук В.В. Ткаченко |
| д-р техн. наук Ю.А. Ножницкий | канд. техн. наук В.Ф. Мозговой |
| д-р техн. наук Б.С. Карпинос | 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, Л.Ф. Богданова, В.Н. Агарков, Т.Е. Деркаченко

Члены редакционной коллегии



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



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



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



**Богуслаев
В. А.**
д-р техн. наук



Беликов С.Б.
д-р техн. наук



Кривцов В.С.
д-р техн. наук



Жеманюк П.Д.
канд. техн. наук



Внуков Ю.Н.
д-р техн. наук



Коваль А.Д.
д-р техн. наук



Цивирко Э.И.
д-р техн. наук



Ищенко Л.И.
д-р техн. наук



Грязнов Б.А.
д-р техн.
наук



Карпинос Б.С.
д-р техн. наук



Кривов Г.А.
д-р техн. наук



**Дмитриченко
Н.Ф.**
д-р техн. наук



**Мовшович
А.Я.**
д-р техн. наук



Ольшанецкий В.Е.
д-р техн. наук



Титов В.А.
д-р техн. наук



Ножницкий Ю.А.
д-р техн. наук



Горбенко Г.А.
д-р техн. наук



Епифанов С.В.
д-р техн. наук



Кулик Н.С.
д-р техн. наук



Дмитриев С.А.
д-р техн. наук



Петраков Ю.В.
д-р техн. наук



Ткаченко В.В.
канд. техн. наук



Богуслаев А.В.
канд. техн. наук



Мозговой В.Ф.
канд. техн. наук



Шереметев 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 Microsoft 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 графического файла 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 подрисовочной надписи обязательно. При наличии дополнительных обозначений, или нескольких изображений, их объясняют в подрисовочной надписи.
- Таблицы должны содержать только необходимую информацию, быть лаконичными и максимально понятными, иметь номер в верхнем углу справа. Возле обозначений параметра надо 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.

Рассылка

Основная часть тиража будет разослана авторам, предприятиям и высшим учебным заведениям Украины и СНГ. Журнал распространяется бесплатно. Периодичность выхода журнала — 6 месяцев.

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>Ножницкий Ю.А., Фишгойт А.В., Ткаченко Р.И., Теплова С.В.</i> РАЗРАБОТКА И ПРИМЕНЕНИЕ НОВЫХ МЕТОДОВ УПРОЧНЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ ГТД, ОСНОВАННЫХ НА ПЛАСТИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ. (ОБЗОР)	8
<i>Богуславев А.В., Качан А.Я., Мозговой С.В., Карась Г.В., Панасенко В.А.</i> ОБЕСПЕЧЕНИЕ НЕСУЩЕЙ СПОСОБНОСТИ ЛОПАТОК ОСЕВЫХ МОНОКОЛЕС ВЫСОКОСКОРОСТНЫМ ФРЕЗЕРОВАНИЕМ	17
<i>Петухов А.Н.</i> ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ОСНОВНЫХ ДЕТАЛЕЙ ГТД ПРИ ПРИМЕНЕНИИ ТРАДИЦИОННЫХ И СОВРЕМЕННЫХ МЕТОДОВ УПРОЧНЕНИЯ	20
<i>Чоха Ю.М.</i> КОНЦЕПТУАЛЬНА МОДЕЛЬ СТРАТЕГІЇ ЕКСПЛУАТАЦІЇ АВІАЦІЙНИХ ГТД ЗА ТЕХНІЧНИМ СТАНОМ З КОНТРОЛЕМ РІВНЯ ЛЬОТНОЇ ПРИДАТНОСТІ	25
<i>Сергеев Д.М.</i> СВЕРХПРОВОДЯЩИЙ ПРЕРЫВАТЕЛЬ ТОКА	29

КОНСТРУКЦИЯ И ПРОЧНОСТЬ

<i>Шереметьев А.В., Прибора Т.И.</i> ИСПОЛЬЗОВАНИЕ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ПРИ ПРОЕКТИРОВАНИИ ДИСКОВ КОМПРЕССОРОВ АВИАЦИОННЫХ ГТД	32
<i>Жеманюк П.Д., Кутырев В.В., Гликсон И.Л., Шанькин С.И.</i> КРИТЕРИИ НЕСУЩЕЙ СПОСОБНОСТИ ДИСКОВ ТУРБОМАШИН	38
<i>Придорожный Р.П., Шереметьев А.В., Зиньковский А.П.</i> ВЛИЯНИЕ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ ОРИЕНТАЦИИ НА СПЕКТР СОБСТВЕННЫХ ЧАСТОТ И ФОРМ КОЛЕБАНИЙ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ РАБОЧИХ ЛОПАТОК ТУРБИН	42
<i>Беженов С.А., Коцюба В.Ю., Пахолка С.Н., Беженов А.И.</i> МЕТОДОЛОГИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ОЦЕНКИ ХАРАКТЕРИСТИК СОПРОТИВЛЕНИЯ УСТАЛОСТИ МАЛОЛЕГИРОВАННЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ	49
<i>Грязнов Б.А., Пиняк И.С.</i> ЭКСТРЕМАЛЬНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ МЕЖДУ ВОЗРАСТАЮЩИМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ ТЕПЛООВОГО И НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЙ ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ	54
<i>Махоткин А.В.</i> НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ КЛИНОВИДНЫХ ОБРАЗЦОВ ДЛЯ ЕРМОУСТАЛОСТНЫХ ИСПЫТАНИЙ В УСЛОВИЯХ НАГРЕВА И ОХЛАЖДЕНИЯ С ВЫСОКОЙ СКОРОСТЬЮ	58
<i>Шматко Д.З., Коржавин Ю.А.</i> МЕТОДИКА ПРОЕКТИРОВОЧНОГО РАСЧЕТА НА ПРОЧНОСТЬ СТАТИЧЕСКИ НЕОПРЕДЕЛИМОЙ СИСТЕМЫ РАМЫ ПОРТАЛЬНОЙ МАШИНЫ	63
<i>Каплун В.Г., Каплун П.В.</i> ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ АЗОТИРОВАННОГО СЛОЯ И ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ НА НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ КОНСТРУКТИВНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ПРИ ИЗГИБЕ	66
<i>Скальський В.Р., Селівончик Т.В.</i> КІЛЬКІСНА ОЦІНКА ВПЛИВУ ВОДНЕВОМЕХАНІЧНОГО ЧИННИКА НА ОБ'ЄМНУ ПОШКОДЖЕНІСТЬ КОНСТРУКЦІЙНИХ СТАЛЕЙ	71

ЭКСПЛУАТАЦИЯ, НАДЕЖНОСТЬ, РЕСУРС

<i>Дубровин В.И., Клименко В.А., Руднев А.М.</i> АВТОМАТИЗАЦИЯ РАСЧЕТА ОСТАТОЧНОГО РЕСУРСА ИЗДЕЛИЙ	77
<i>Сахнюк Н.В., Качан А.Я.</i> КАЧЕСТВО ПОВЕРХНОСТИ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ ФРЕЗЕРОВАНИИ ЛОПАТОК КОМПРЕССОРА ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ8	81
<i>Каплун В.Г., Машовець Н.С.</i> КІНЕТИКА ЗНОШУВАННЯ АЗОТОВАНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВУ	85
<i>Широков В.В., Василів Х.Б., Арендар Л.А.</i> ОЦІНКА ЗБЛИЖЕННЯ І ФАКТИЧНОЇ ПЛОЩІ КОНТАКТУ ФРИКЦІЙНИХ ГЕТЕРОГЕННИХ ПОВЕРХОНЬ	88

ТЕХНОЛОГИЯ ПРОИЗВОДСТВА И РЕМОНТА

<i>Kornich G.V., Pugina K.V., Betz G.</i> MOLECULAR DYNAMICS SIMULATIONS OF SPUTTERING OF SURFACE METAL NANOCCLUSERS UNDER LOW ENERGY ION BOMBARDMENT	91
<i>Кресанов Ю.С., Богуслаев А.В., Качан А.Я.</i> ПЕРИОДИЧЕСКАЯ ПРОКАТКА ЗАГОТОВОК ЛОПАТОК КОМПРЕССОРА ГАЗОТУРБИНЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ С АЭРОДИНАМИЧЕСКИМ ПРОФИЛЕМ	95
<i>Мозговой В.Ф., Липский Е.Р., Балушок К.Б.</i> ОБЕСПЕЧЕНИЕ КАЧЕСТВА ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ ОСНАСТКИ С ПРИМЕНЕНИЕМ МЕТОДОВ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ И АНАЛИЗА	102
<i>Ершов А.В.</i> МЕХАНИЗМ ТОКОПЕРЕНОСА ПРИ ИОННОЙ АКТИВАЦИИ ПОВЕРХНОСТИ В ПРОЦЕССЕ НАНЕСЕНИЯ ПЛАЗМЕННОГО ПОКРЫТИЯ	106
<i>Лоскутов С.В.</i> ВЛИЯНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ПОВЕРХНОСТИ НА ФОРМИРОВАНИЕ ЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО РЕЛЬЕФА	109
<i>Чернета О.Г., Коробочка А.Н., Загробский А.В.</i> ФОРМИРОВАНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ СТАЛИ 50ХФА, ПОДВЕРГНУТОГО АЗОТИРОВАНИЮ В ШАХТНОЙ ПЕЧИ	113
<i>Гавриш А.П.</i> ТЕРМОМЕХАНИЧНА ОБРОБКА ВНУТРІШНІХ ЦИЛІНДРИЧНИХ ПОВЕРХОНЬ ДЕТАЛЕЙ СТАЛЕВИМИ ЩІТКАМИ 116	
<i>Пухальская Г.В., Каминская Л.Л., Качан А.Я.</i> ОПТИМИЗАЦИЯ РЕЖИМОВ ОБРАБОТКИ В ПСЕВДООЖИЖЕННОМ СЛОЕ АБРАЗИВА ДЕТАЛЕЙ ГТД ИЗ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ	120
<i>Сахно Є.Ю., Волик В.С.</i> МЕХАНИЧНА ОБРОБКА НЕЗРІВНОВАЖЕНИХ ДЕТАЛЕЙ НА ТОКАРНОМУ ВЕРСТАТІ З ГІДРОСТАТИЧНИМИ ОПОРАМИ	129
<i>Калиуш В.И., Гребенников М.Б.</i> КОМПЛЕКСНОЕ УПРОЧНЕНИЕ ШЛИЦЕВЫХ ВАЛОВ	134
<i>Сынков С.Г., Бейгельзимер Я.Е., Варюхин В.Н., Решетов А.В., Сынков А.С., Орлов Д.В.</i> ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ПРОЦЕССА ВИНТОВОЙ ЭКСТРУЗИИ	137
<i>Бычков Н.Г., Лепешкин А.Р., Першин А.В., Петров Е.В., Быков Ю.Г.</i> ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ОЦЕНКА ЭФФЕКТИВНОСТИ РЕМОНТНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ ОХЛАЖДАЕМЫХ ЛОПАТОК ГТД С ЖАРОСТОЙКИМИ ПОКРЫТИЯМИ ПРИ ИСПЫТАНИЯХ	

НА ТЕРМОУСТАЛОСТЬ С ИНДУКЦИОННЫМ НАГРЕВОМ 143

Пашечко М.И., Ленік К.С., Скальський В.Р.

РОЗРОБКА ТЕХНОЛОГІ ВИГOTOВЛЕННЯ І МЕТОДИКИ РАНЖУВАННЯ ЗА ЯКІСТЮ ПОРОДОРУЙНЮЮЧИХ БІМЕТАЛЕВИХ ДІСКІВ ГІРНИЧОПРОХІДНИЦЬКИХ КОМПЛЕКСІВ 147

Кассов В.Д., Кассова Е.В.

НАПЛАВКА ПОРОШКОВОЙ ЛЕНТОЙ ДЕТАЛЕЙ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ УСТАНОВОК 151

Грицай І.Є.

МЕТОД ВІБРОСИЛОВОГО ЗМІЦНЮВАЛЬНО-КАЛІБРУВАЛЬНОГО ОБРОБЛЕННЯ ЗУБЧАСТИХ КОЛІС 154

СТАНДАРТИЗАЦИЯ И МЕТРОЛОГИЯ

Сахно А.Г., Савчук Н.А.

СПОСОБ ИСПЫТАНИЯ ЭЛЕМЕНТА ОБОДА ДИСКА ГТД ПРИ МОДЕЛИРОВАНИИ ЭКСПЛУАТАЦИОННОЙ НАГРУЖЕННОСТИ 158

Субботин С.А.

СИНТЕЗ ВЕЙВЛЕТ-НЕЙРО-НЕЧЕТКИХ МОДЕЛЕЙ ДЛЯ ДИАГНОСТИКИ ДЕТАЛЕЙ АВИАДВИГАТЕЛЕЙ 163

КОНСТРУКЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ

Беликов С.Б., Ольшанецкий В.Е., Киричевский В.В., Гребенюк С.Н.

ФОРМИРОВАНИЕ И СВОЙСТВА ДВУХФАЗНЫХ КОМПОЗИТОВ "ФИБРОВОГО" ТИПА 169

Волчок И.П., Митяев А.А.

СОПРОТИВЛЕНИЕ ВТОРИЧНЫХ СИЛУМИНОВ УСТАЛОСТНОМУ РАЗРУШЕНИЮ ПРИ ВЫСОКИХ ЧАСТОТАХ НАГРУЖЕНИЯ 175

Витвицький В.И., Ткачов В.И., Бережницька М.П., Чепіль Р.В.

СТРУКТУРНО-МЕХАНИЧНИЙ ПІДХІД ДО ВИЗНАЧЕННЯ ВЛАСТИВОСТЕЙ КОРОЗІЙНОСТІЙКИХ СТАЛЕЙ 180

Голтвяниця В.С., Цивірко Е.И., Голтвяниця С.К.

ЛИВАРНІ ДЕФЕКТИ ВИЛИВКІВ З ТИТАНОВОГО СПЛАВУ Ti-36Al 185

Пейчев Г.И., Шурин А.К., Ивченко Л.И., Замковой В.Е., Андрейченко Н.В.

ИЗНОСОСТОЙКИЕ СПЛАВЫ ДЛЯ КОНТАКТНЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ ДЕТАЛЕЙ ГТД 188

Калинина Н.Е., Белоярцева В.П., Кавац О.А.

МОДИФИЦИРОВАНИЕ ЛИТЕЙНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПОРОШКОВЫМИ КОМПОЗИЦИЯМИ 193

Дзюба В.Л., Корсунов К.А., Гаврыш В.С., Ашихмина Е.А.

МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ПЛАЗМЕННОГО ПОКРЫТИЯ (СПЛАВ ЭИ-435) НА ДЕТАЛЯХ АВИАДВИГАТЕЛЕЙ 196

Карпинос Б.С., Барило В.Г., Ведищева М.Ю., Коровин А.В.

НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ МАТЕРИАЛА ВБЛИЗИ ВКЛЮЧЕНИЙ РАЗЛИЧНОЙ ПРИРОДЫ 199

Марковский П.Е., Окраинец П.Н., Пищак В.К.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ СКОРОСТНОГО НАГРЕВА ПОВЕРХНОСТИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ С ЦЕЛЬЮ ПОВЫШЕНИЯ ИХ ПРЕДЕЛА ВЫНОСЛИВОСТИ 204

Radek Norbert, Jurji Shalapko

MANUFACTURE OF HETEROGENEOUS SURFACES BY ELECTRO SPARK DEPOSITION AND LASER BEAM 208

УДК 621.793

Ю. А. Ножницкий, А. В. Фишгойт, Р. И. Ткаченко, С. В. Теплова

РАЗРАБОТКА И ПРИМЕНЕНИЕ НОВЫХ МЕТОДОВ УПРОЧНЕНИЯ ДЕТАЛЕЙ ГТД, ОСНОВАННЫХ НА ПЛАСТИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ. (Обзор)

Дан обзор новых методов поверхностного упрочнения деталей двигателя.

Наблюдаемый в последние годы повышенный интерес двигателестроительных фирм к разработке и применению более эффективных методов упрочнения деталей ГТД связан, главным образом, с большими материальными потерями вследствие досрочного снятия двигателей с эксплуатации из-за повреждения лопаток вентилятора и компрессора от попадания на вход двигателей посторонних предметов.

Статистический анализ показывает, что количество двигателей, досрочно снимаемых с эксплуатации по причине повреждения посторонними предметами, включая птиц, составляет в военной авиации 40-50 % от общего числа досрочно снимаемых двигателей.

В США в 1994 году принята общенациональная многолетняя программа повышения усталостной прочности деталей ГТД [1]. Одной из основных целей программы по борьбе с разрушениями от МЦУ деталей ГТД является увеличение допустимых размеров забоин на входных кромках лопаток вентиляторов в 15 раз с 5 до 75 mils (с 0,127 мм до 1,875 мм) [1].

В рамках программы ежегодно проводятся общенациональные конференции по проблемам многоциклового усталости деталей ГТД. На девятой (2004 год) и десятой (2005 год) конференциях особое внимание уделено новым методам упрочнения деталей. К наиболее перспективным отнесены: лазерный метод, метод выглаживания поверхности шариком, опирающимся на струю жидкости, а также кавитационный метод [11].

По сравнению с широко применяемыми в настоящее время методами виброгалтовки и дробеструйного упрочнения новые методы имеют три основных преимущества:

- более глубокое распространение остаточных напряжений сжатия
- малая степень холодной пластической деформации поверхности, что обеспечивает повышенную стойкость наведенных напряжений сжатия к релаксации при рабочих температуре и вибрации лопаток компрессора
- сохраняется исходным или повышается качество поверхности по степени шероховатости.

Упрочнение лазерным ударом

По количеству публикаций и патентов метод упрочнения лучом лазера занимает ведущее положение. В работе [2] приведен перечень и краткий анализ работ, посвященных теории взаимодействия лазерных импульсов с металлической поверхностью; возбуждению, при этом ударных волн; а также их распространению в металле.

На рис. 1 представлена приведенная в [17] схема взаимодействия лазерного луча с поверхностью упрочняемой детали, показаны параметры импульса лазера: плотность энергии в импульсе (5-15 ГВт/см²), продолжительность импульса (~20 нс) и примерный диаметр пятна (4-5 мм). Основное преимущество метода - глубоко распространяющиеся остаточные напряжения сжатия (0,5-0,7 мм) при минимальной холодной пластической деформации поверхностного слоя материала детали (~5 %).

Этот эффект присущ всем трем новым методам упрочнения, несмотря на принципиальное отличие их по физической природе исходной энергии воздействия на поверхность. В связи с этим свойством появилась возможность создавать остаточные напряжения сжатия кромки лопаток, перенося компенсирующие напряжения растяжения в менее нагруженные и не подверженные повреждениям области пера лопаток.

Сканирование луча лазера по поверхности детали обеспечивается по программе, управляемой компьютером. Лазер излучает импульсы каждые 80 миллисекунд (10⁻³). Программа управления имеет 2 функции – продвинуть лазер по нужному пути на поверхности детали и определить точку, где должен быть произведен удар луча по поверхности для достижения наиболее эффективного упрочнения.

Превращение световой энергии импульса лазера в механическую энергию – процесс весьма сложный. Одной из труднорешаемых проблем явилось применение абсорбирующего слоя. Этот слой должен плотно прилегать к обрабатываемым деталям, так, чтобы в момент удара импульса лазера ни в одной точке не было отслоения от поверхности детали, ибо, в противном случае, вместо механического, на деталь будет оказано термическое

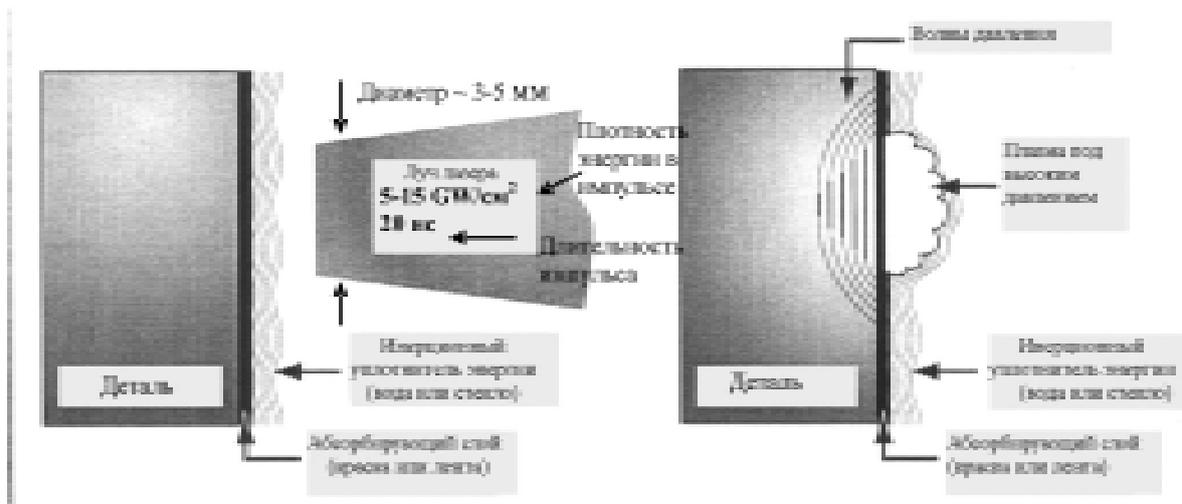


Рис. 1. Схема процесса упрочнения лучом лазера [17]

воздействие лазера с нежелательными последствиями (окисление, оплавление, растрескивание поверхности).

На ежегодных национальных конференциях США по проблемам многоциклового усталости деталей ГТД (2004 и 2005 годов) представлено несколько докладов, посвященных упрочнению деталей ГТД лазерным ударом [3, 4, 11].

Фирма MIC (Metal Improvement Company) демонстрирует оборудование для упрочнения лазерным ударом, пригодное для упрочнения крупногабаритных деталей в эксплуатационных условиях.

В 2003 г. фирма MIC получила сертификаты Федерального Авиационного Агентства (FAA) и Объединенной Авиационной администрации (JAA) на создание ремонтного предприятия со специализацией – лазерное упрочнение [5].

Упрочнение лучом лазера повышает предел выносливости образцов, имитирующих кромки лопаток компрессора, на 30-50 % в зависимости от типа материала и плотности энергии в импульсе. Упрочнение лазером особенно эффективно при наличии повреждений кромок лопаток вентилятора и компрессора типа заборин. Стойкость обработанных лазером лопаток повышается вдвое [11]. При работе деталей из титанового сплава типа BT6 в условиях фреттинга обработка лазером повышает усталостную прочность более, чем на 70 % на базе 10^6 циклов [4].

Здесь следует обратить внимание на то, что во всех работах, посвященных упрочнению новыми методами (лазерным, выглаживанием шариком, кавитационным) испытания на усталость образцов, имитирующих кромки лопаток, проводят по схеме четырехточечного изгиба. Это связано с тем, что одной из главных целей упрочнения является повышение стойкости деталей (главным образом деталей компрессора) при заборинах от попадания на вход двигателя посторонних предметов. Схема

испытаний по четырехточечному изгибу, при которой значительный по протяженности участок образца испытывает равные напряжения, позволяет наносить на этот участок несколько поврежденных различной глубины и, таким образом, получать информацию как бы по нескольким образцам при испытании всего одного.

В работе [4] приведена история прочностной доводки лопаток четвертой ступени компрессора двигателя F119. В процессе доводки двигателя было обнаружено, что лопатки ротора 4-й ступени КВД не обладают требуемым запасом усталостной прочности при повреждении кромок посторонними предметами. Четвертая ступень КВД конструктивно выполнена в виде блиска. Расчеты показали, что конструктивная доводка ступени будет стоить 10 миллионов долларов. Требовалось тройное повышение порогового значения коэффициента интенсивности напряжений для удовлетворения требований F/A 22.

Фирма Пратт-Уитни и BBC решили, что применение лазерного упрочнения позволит решить эту проблему. Разработка технологии упрочнения лазерным лучом лопаток блиска была начата фирмой LSP Technologies в марте 2003 года при еще ручном нанесении абсорбиционного покрытия, а уже к февралю 2005 года 96 блисков с упрочненными лопатками поставлены фирме Пратт-Уитни. Испытания на усталость лопаток блиска с заборинами глубиной 1,27 мм (0,05") показали, что упрочнение лазером повышает усталостную прочность поврежденных лопаток в два раза.

При разработке технологии лазерного упрочнения кромок лопаток на блиске одной из наиболее сложных проблем оказалась необходимость автоматизировать локальное нанесение абсорбирующего покрытия непосредственно перед ударом луча лазера по данной точке обрабатываемой лопатки. Предварительная окраска абсорбентом ока-

залась неприемлемой, так как лазерный удар по точке повреждает покрытие в соседних областях. В настоящее время технология нанесения абсорбирующего покрытия автоматизирована. Лазерное упрочнение также проводится в автоматическом режиме. Составлена программа упрочнения лопаток блиска 4-й ступени компрессора двигателя F-119 до 2012 года (по 85 блисков ежегодно).

Разработана и применяется система упрочнения лазерным лучом поверхностей пазов для установки лопаток в ободке диска 2-й ступени вентилятора двигателя F-110. Обработка проводится с целью повышения сопротивляемости материала усталости в условиях фреттинга. "Узким" местом технологии лазерного упрочнения остается требование полной автоматизации как процесса нанесения абсорбирующего слоя и получения водяного экрана в виде ламинарного потока воды, так и самого удара лазерного луча при надежной синхронизации этих процессов. На рис. 2 [4] показано повреждение лопаток блиска лазерным лучом вследствие некачественного (ручного) нанесения черной краски и повреждения этого покрытия ближайшим пятном лазерного импульса. Поэтому много внимания было уделено разработке автоматов нанесения абсорбирующего слоя. Показателем наукоемкости технологии лазерного упрочнения деталей ГТД может служить тот факт, что только фирма GE в период 1996-2001 г.г. получила 23 патента США по технологии лазерного упрочнения.

Дальнейшее развитие технологии лазерного упрочнения планируется в направлении повышения производительности процесса за счет: (1) полной автоматизации процесса нанесения абсорбирующего слоя, (2) увеличения частоты импульсов и (3) применения автоматизированной системы контроля качества. Так, предполагается, что внедрение системы высокоскоростного нанесения покрытия позволит в 2-3 раза увеличить частоту лазерных импульсов по сравнению с принятой в настоящее время (0,25 Гц). Усовершенствования, проводимые по программе Mantech, позволят дополнительно повысить частоту импульсов в 2-4 раза. Совершенствование технологии упрочнения снизит

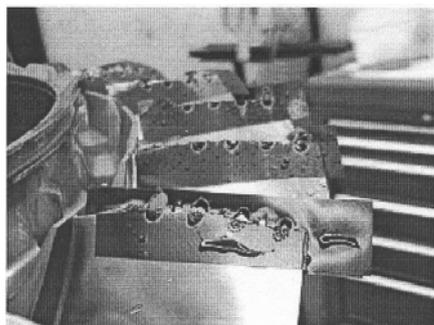


Рис. 2. Повреждения покрытия и лопаток при лазерном упрочнении блиска двигателя F119 [4]

стоимость процесса на 50-70 % [4].

Среди новых объектов лазерного упрочнения называются шестерни и валы редукторов вертолетов.

Упрочнение методом выглаживания поверхности детали шариком с небольшой пластической деформацией (ВШ)

Этот метод в последнее время широко рекламируется в иностранной литературе [7, 8,] в материалах международных выставок (США в 2004 г., Австрия в 2003 г) и конференций, посвященных проблемам многоциклового усталости деталей ГТД [11].

Отличие схемы этого метода от давно используемого на наших предприятиях методов упрочнения обкаткой роликом или шариком состоит в том, что прижатие шарика к обрабатываемой поверхности осуществляется струей жидкости под определенным регулируемым давлением. Схематически устройство упрочнения этим методом показано на рис. 3 [11].

Принципиальное отличие заключается в том, что усилие прижатия шарика к обрабатываемой поверхности существенно меньше, чем в ранее использованных подобных методах, а количество проходов по одному и тому же месту увеличивается. При этом пластическая деформация поверхности оказывается минимальной (менее 5 %), а остаточные напряжения сжатия создаются волнами упруго-пластических напряжений на грани предела текучести. В результате остаточные напряжения сжатия распространяются на большую глубину по сравнению с наводимыми методом дробеструйной обработки или обкаткой при большом давлении. Не менее важно и то, что остаточные напряжения, наведенные выглаживанием, более устойчивы и практически не релаксируют при рабочих температурах лопаток компрессора.

На рис. 4 [7] видно, что эпюра остаточных на-

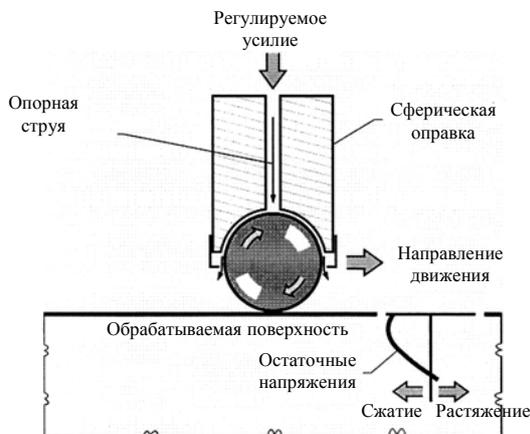


Рис. 3. Схема упрочнения методом выглаживания шариком [11]

пряжений, наведенных при упрочнении ВШ, практически не изменяется после выдержки 100 часов при температуре 371°C, в то время как после дробеструйного упрочнения напряжения сжатия у поверхности снижаются примерно в 2 раза. Подчеркивается, что тонкие кромки образцов, имитирующих кромки лопаток и испытанных на усталость при четырехточечном изгибе были упрочнены по всей толщине кромок. На рис. 5 [7] показана лопатка компрессора, упрочненная по кромкам методом ВШ с двух сторон (места упрочнения по кромкам пера затемнены):

- упрочнение проводится с двух сторон.
- допускаются повреждения от попаданий в двигатель посторонних предметов глубиной до 0,5 мм.
- напряжения сжатия на всю толщину упрочнен-

ных кромок.

- ограничены деформации и сбалансированность напряжений в пределах допуска.
- максимальная рабочая температура: 371°C.

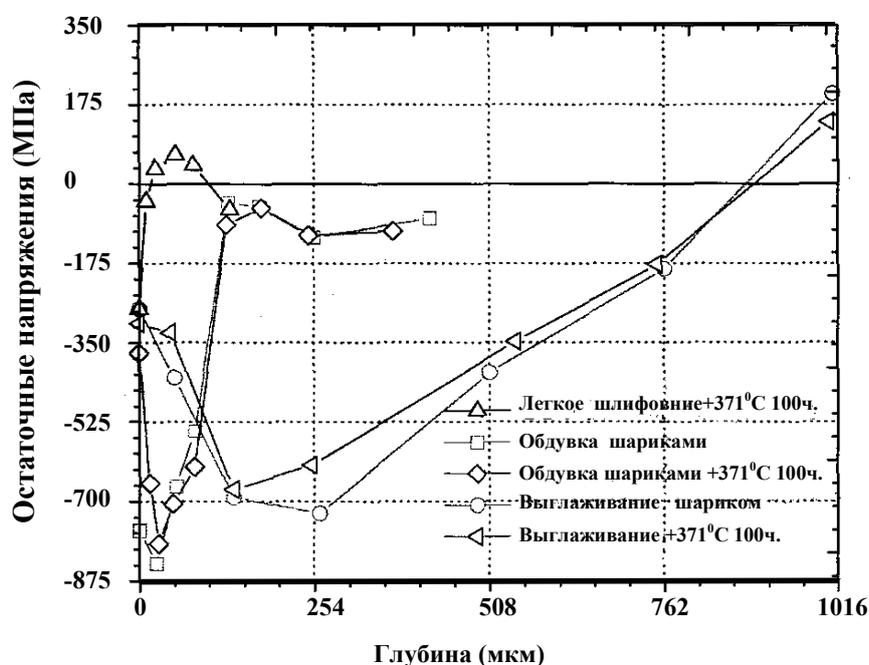


Рис. 4. Остаточные напряжения в образцах из титанового сплава после упрочнения различными методами и последующего нагрева при рабочей температуре лопатки в течение 100 час [7]

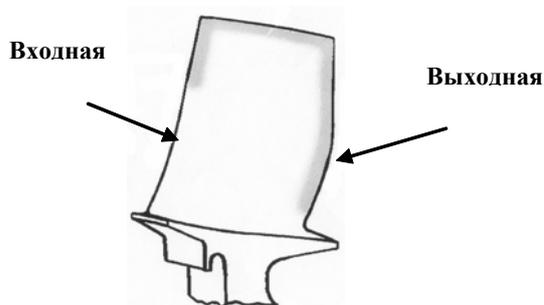


Рис. 5. Лопатка компрессора из титанового сплава, упрочненная по кромкам выглаживанием шариком. Показаны зоны упрочнения методом выглаживания шариком [7]

В материалах международной конференции 2006 г. "Power for Land, Sea and Air" [9] приведены данные о применении метода малопластичного выглаживания шариком (ВШ) для упрочнения деталей двигателей F119 и F402. Упрочняются входные и выходные кромки рабочих и спрямляющих лопаток, торцы рабочих лопаток, а также хвостовики лопаток с целью снижения повреждений типа фреттинга. Упрочняется методом ВШ также ряд деталей летательных аппаратов, например, втулки воздушных винтов.

По результатам испытаний образцов из титанового сплава с толстыми и тонкими кромками, имитирующих кромки пера лопаток в различных сече-

ниях и упрочненных различными методами в работе [8], были сделаны следующие выводы:

В толстых сечениях (кромках)

- обработкой методом ВШ создаются сжимающие остаточные напряжения на глубину до 1мм;
- обдувка шариками создает остаточные напряжения сжатия глубиной менее 0,2 мм;
- остаточные напряжения, создаваемые ВШ, не релаксируют при длительном нагреве до рабочей температуры лопатки;
- остаточные напряжения, создаваемые обдувкой шариками, при рабочей температуре лопатки релаксируют до 50 % от исходного значения;
- упрочнение методом ВШ практически полностью устраняет влияние на усталостную прочность повреждений от удара постороннего предмета глубиной 0,25 мм;
- упрочнения обдувкой шариками и легким шлифованием не устраняют снижения усталостной прочности при повреждении кромки от попадания ПП глубиной 0,25 мм.

В тонкой кромке лопатки

- упрочнение методом ВШ создает остаточные напряжения сжатия на всю толщину кромки;
- два других исследованных метода (обдувка шариками и легкое шлифование) создают остаточные напряжения, распространяющиеся на небольшую глубину;
- при обработке методом ВШ почти полностью устраняется влияние на работоспособность лопатки повреждений от ПП глубиной 0,75 мм, а при повреждениях глубиной до 2,5 мм сохраняется запас прочности по многоциклового усталости не ниже 3;
- упрочнение обдувкой шариками или легким шлифованием не устраняет значительного снижения усталостной прочности при повреждениях глубиной 0,5 мм, а запас по усталостной прочности становится значительно ниже 3.

Основное отличие методов состоит в уровне и способе передачи усилия на шарик, определяющих степень деформации поверхности и количество проходов шарика по перекрываемым траекториям. Схемы инструмента для первого и второго типов обработки приведены на рис. 6, а и б, соответственно [6]. В отличие от других работ, посвященных этому типу упрочнения, здесь шарик в варианте малоэластичного выглаживания опирается на пружину с регулируемым натягом, а в варианте значительной пластической деформации – на поток жидкости под большим давлением.

Какого-либо обоснования такого разделения видов обработки и инструмента в статье не содержится.

Применение в производстве метода упрочнения выглаживанием шариком с малой пластической деформацией не требует особого вида станочного оборудования. Упрочнение кромок лопаток может

производиться на фрезерных станках, как показано на рис. 7 [18]. Однако управление процессом должно быть автоматизировано и осуществляться по специальной программе, которая создается на основании результатов упрочнения и испытаний специальных образцов, имитирующих кромки лопаток.

Упрочнение в условиях кавитации

Явление кавитации более известно и изучено, как причина разрушения поверхности деталей машин, движущихся с большой скоростью в жидкости (гребные винты судов, лопасти водяных турбин). Менее изучена начальная стадия этого процесса, в течение которой происходит пластическая деформация приповерхностных слоев и их упрочнение.

Оказалось, что если на этой стадии остановить процесс кавитации, то в пластически деформированных поверхностных слоях детали наводятся сжимающие остаточные напряжения, уровень которых изменяется по глубине от поверхности при-

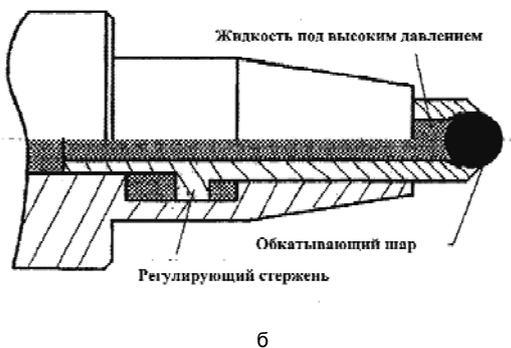
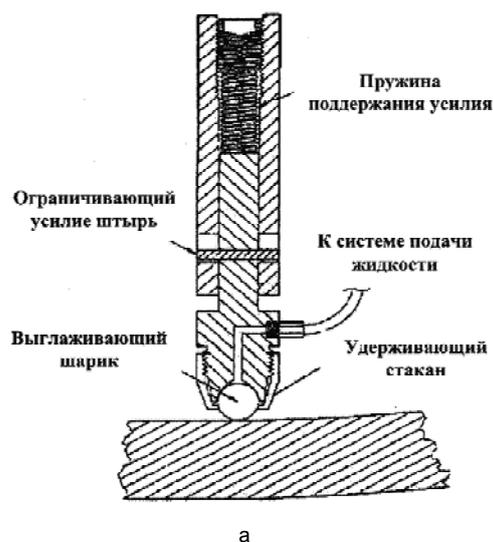


Рис. 6. Схема инструмента для поверхностного упрочнения методом выглаживания [6]: а – для режима малой поверхностной деформации; б – для режима со значительной поверхностной деформацией

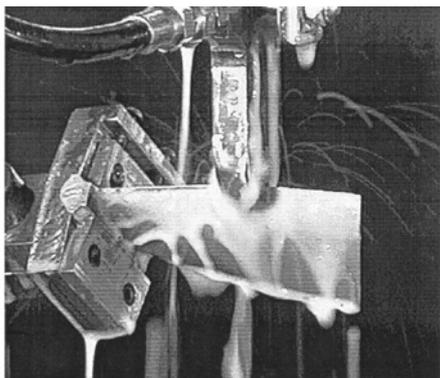


Рис. 7. Установка для упрочнения обкаткой шариком кромки с двух сторон [18]

мерно так же, как и при упрочнении лучом лазера, т.е. при низком уровне градиента по глубине, что представляется существенным преимуществом, особенно для деталей, работающих при умеренно повышенных температурах (лопатки и диски компрессора), т.к. релаксация наведенных благоприятных остаточных напряжений при таком их распределении по глубине проходит существенно медленнее.

В работе [10] показано, что при обработке поверхности кавитационным методом оптимальные остаточные напряжения сжатия образуются в начальной фазе обработки, составляющей по продолжительности примерно 10 % от времени до начала потери веса образцом, т.е. начала кавитационного разрушения. Вид эпюр остаточных напряжений после трех различных видов упрочняющей обработки приведен на рис. 8 [10]. Видно, что изменение остаточных напряжений по расстоянию от поверхности при лазерном и двух режимах ка-

витационного упрочнения близки и отличаются более плавным приближением к нейтральной линии на глубине порядка 500 мкм.

Эпюра остаточных напряжений после упрочнения широко распространенным методом обдувкой дробью отличается высоким градиентом и малой глубиной перехода к нейтральной линии и области растягивающих напряжений (~ 150 мкм).

Эти результаты отражают принципиально различные механизмы пластического деформирования материала подповерхностных слоев детали. При лазерном и кавитационном методах упрочнения пластическая деформация распространяется от поверхности в виде волн, возбуждаемых импульсами лазерного луча или множеством захлопывающихся вакуумных пузырьков. Происходит волнообразное перемещение границы между упругой и пластической деформацией при постоянной и небольшой пластической деформации поверхностных слоев материала. Сравнение удельной доли холодной пластической деформации при кавитационном упрочнении и дробеструйном приведено на рис. 9 [10]. Видно, что на самой поверхности при дробеструйном упрочнении степень холодной деформации составляет ~50%, тогда как при кавитационном упрочнении – только 6 % и около 1,5 % на глубине ~ 50 мкм.

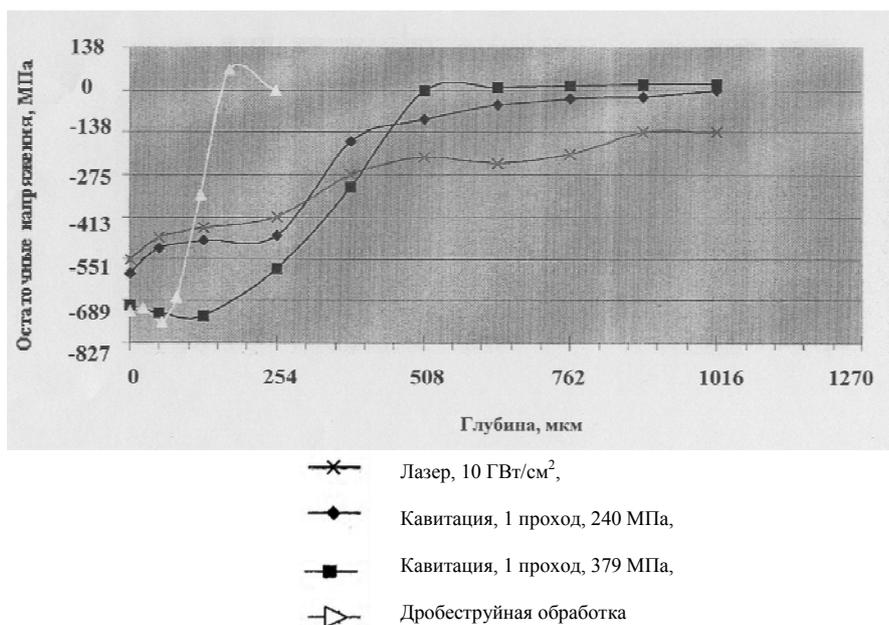


Рис. 8. Эпюры остаточных напряжений при различных видах упрочнения [10]

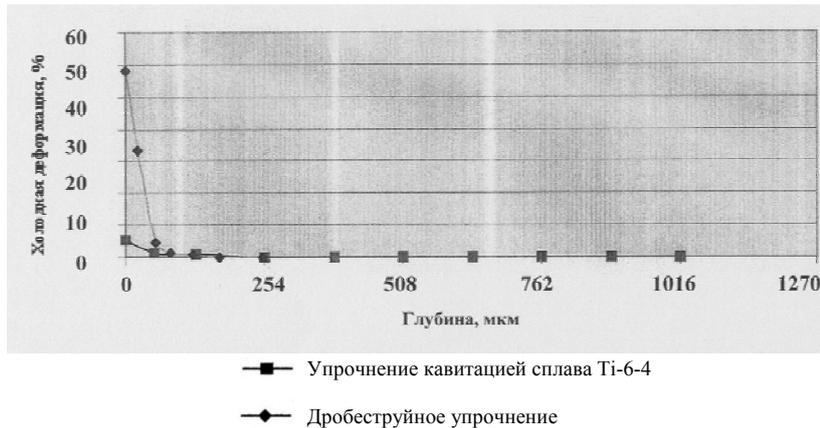


Рис. 9. Доля холодной деформации, % [10]

В работе [10] приведены некоторые характеристики оборудования, необходимого для упрочнения деталей методом кавитации. Основной агрегат – это компрессор сверхвысокого давления, обеспечивающего давление порядка 350 МПа при расходе жидкости через сопло порядка 3÷12 л/мин. Второй агрегат включает изолированную емкость, в которой размещается упрочняемая деталь, и робот, управляющий соплом. В зависимости от формы поверхности детали, которую требуется упрочнить, робот может быть трех- или пяти-координатным. Управление процессом должно осуществляться по программе автоматически.

Преимущества кавитационного упрочнения по сравнению с лазерным состоит в существенно более низкой себестоимости.

Приведены следующие сравнительные оценки стоимости лазерного и кавитационного упрочнений.

Стоимость оборудования:

- для кавитационного упрочнения 250000 долларов;
- для упрочнения лучом лазера $(2÷3) \times 10^6$ долларов.

Стоимость операции:

- кавитационного упрочнения – менее 3 долларов на 1 кв. дюйм упрочняемой поверхности;
- лазерного упрочнения – более 100 долларов на 1 кв. дюйм.

Разновидностью кавитационного метода можно назвать комбинированный ультразвуковой метод, применяемый на ряде предприятий нашей промышленности. Упрочнение этим методом производится в ванне с жидкостью, в которой с помощью генератора УЗК и магнитострикторов возбуждаются колебания с ультразвуковой частотой. В жидкости, колеблющейся с ультразвуковой частотой, во взвешенном состоянии находятся микрочастицы абразива или микрошарики, которые в результате УЗ колебаний жидкости и возможной при этом кавитации [12, 3] получают энергию, достаточную для микропластической деформации поверхностного слоя обрабатываемой детали.

Ультразвуковой метод упрочнения диска и лопаток компрессора из титановых сплавов наиболее широко был применен на Запорожском заводе "Мотор Сич" [14, 15]. Усталостная прочность лопаток, упрочненных этим методом, повышается на 25-30 %.

Ультразвуковое поле для упрочнения лопаток создается стенками и дном волноводов, которые получают энергию колебаний с требуемой частотой и амплитудой от магнитостриктора – прибора, преобразующего колебания электрической энергии в механические колебания днища и стенок волновода.

На "Мотор Сич" используются магнитострикторы типа ПМС-15А-18.

Преобразование частоты сетевого тока (50 Гц) в колебания с частотой 16.....20 кГц происходит в генераторах типа 43Г-1-4, 43Г-2-10, 43Г-2-4. Колебательный контур генератора настраивается на частоту магнитостриктора, которая определяется нагрузкой волноводной системы, включающей концентратор, волноводы, рабочее тело, смазывающую жидкость и обрабатываемую деталь. Система работает в резонансном режиме: частота колебаний преобразователя 16...22 кГц, амплитуда колебаний излучаемой поверхности 10.....25 мкм.

Определение требуемого уровня сжимающих остаточных напряжений

В связи с развитием новых методов, применение которых позволяет получать лопатки с остаточными напряжениями сжатия, распространяющимися по всей толщине сечения у кромки, появились работы по определению оптимального уровня остаточных напряжений, а также допустимых размеров повреждений кромок при заданном виде эпюры остаточных напряжений. В работе [16] рассмотрена задача определения эффективности наведенных остаточных сжимающих напряжений на кромках лопаток компрессора ГТД при их повреждениях в эксплуатации (забоины, фреттинг, коррозия).

Используется правило Нейбера:

$$\sigma \cdot \varepsilon = K_{\text{эф}}^2 S \cdot \ell,$$

где σ и ε – максимальные напряжения и деформация в надрезе;

$K_{\text{эф}}$ – эффективный коэффициент концентрации напряжений;

$S \cdot \ell$ – общие номинальные напряжения и деформация.

Для случая переменных напряжений приходят к зависимости:

$$K_{\text{эф}}^2 (\sigma_{\text{ср}} + \sigma_{\text{пер}}) \sigma_{\text{пер}} = \sigma_{-1},$$

где $\sigma_{\text{ср}}$ – среднее напряжение цикла;

$\sigma_{\text{пер}}$ – амплитуда переменных напряжений;

σ_{-1} – предел выносливости при симметричном цикле;

$K_{\text{эф}}$ – эффективный коэффициент концентрации напряжений.

Нанеся эту зависимость на диаграмму Хейя, распространяемую в область сжимающих средних напряжений цикла, получают возможность оценивать роль сжимающих остаточных напряжений при усталости, в том числе определять уровень необходимых сжимающих напряжений при заданных различных по величине допустимых забоинах на кромках лопатки.

На рис. 10, а [16] представлена диаграмма конструктивной усталости (ДКУ – термин авторов статьи) и схема определения по ней уровня напряжений сжатия, необходимых для устранения потери усталостной прочности от забоин по кромкам с эффективными коэффициентами концентрации напряжений $K_{\text{эф}} = 3$ и $K_{\text{эф}} = \infty$ при испытаниях на усталость с коэффициентами асимметрии $R = 0,1$ и $R = -1$, соответственно.

Если деталь работает в условиях переменных напряжений при $R = 0,1$ и при отсутствии повреждений ($K_f = 1$), усталостная прочность соответствует точке А, т.е. номинальное среднее напряжение равно 300 МПа и номинальное переменное напряжение 250 МПа. При повреждении кромки, соответствующем $K_f = 3$, допустимые напряжения падают до значений 106 и 87 МПа вдоль линии $R = 0,1$ (точка В).

Для полного устранения влияния повреждения с $K_{\text{эф}} = 3$ на усталостные характеристики средние поверхностные напряжения (остаточные плюс приложенные) должны двигаться в сторону повышения сжимающих напряжений по кривой SWT с $K_{\text{эф}} = 3$ до точки С.

Разница в уровне средних напряжений, соответствующих точкам В и С, т.е. расстояние ВД, представляет величину напряжений сжатия, требуемых

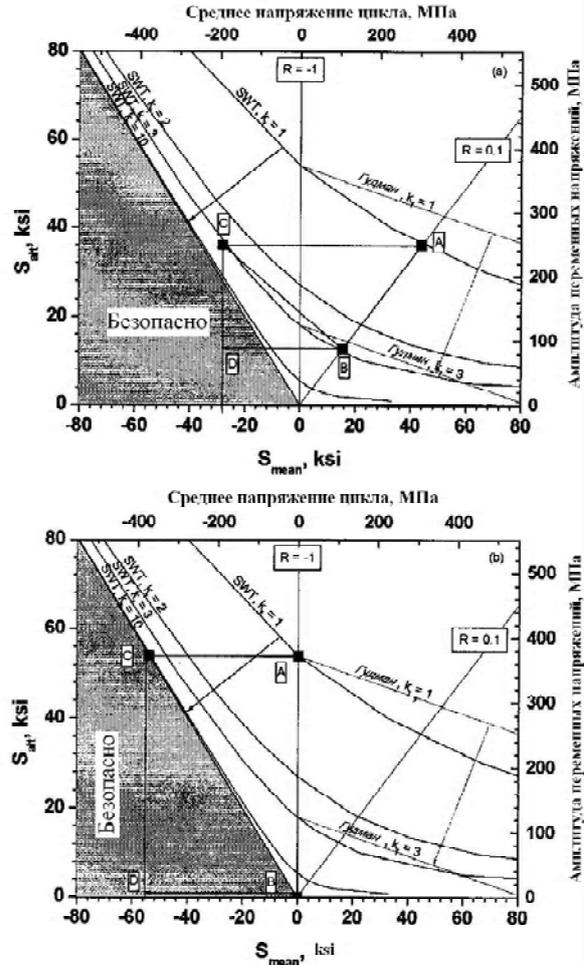


Рис. 10. Область диаграммы конструктивной усталости [DKY], на которой показан процесс усталости при наличии остаточных напряжений сжатия и дефекта в виде забоины или трещины [16]: а – эффект от сжимающих напряжений, устраняющий влияние повреждения с коэффициентом концентрации $K_f = 3$ при испытаниях $R = 0,1$; б – эффект сжимающих напряжений, устраняющий влияние повреждений $K_f = \infty$

для полного устранения влияния поверхностного повреждения. Это увеличение остаточных напряжений сжатия должно быть в точке ожидаемого инициирования усталостной трещины, т.е. на дне повреждения в материале, откуда трещина должна была развиваться. На рис. 10, б [16] показана подобная задача при условиях испытаний симметричным циклом для повреждения с $K_{\text{эф}} = \infty$. В статье рассмотрены и другие варианты использования эффекта создания сжимающих напряжений большой глубины.

Аналогичным путем с помощью диаграммы конструктивной усталости рассмотрены задачи определения необходимого уровня сжимающих напряжений при фреттинге, коррозионной усталости.

Внедрение новых методов упрочнения путем создания в поверхностных слоях наиболее нагруженных элементов деталей ГТД остаточных напряжений сжатия требует развития эффективных методов построения эпюры остаточных напряжений.

В настоящее время широко применяются два метода – рентгеновский (неразрушающий) и метод стравливания упрочненной поверхности. Каждый из них обладает определенными недостатками. Рентгеновский метод позволяет получать значения остаточных напряжений, осредненных по некоторой глубине от поверхности (порядка 10-15 мкм). При построении эпюры остаточных напряжений этим методом требуется удалять тонкие слои с большой точностью, не внося при этом пластической деформации. Эюра напряжений получается ступенчатой, или зубчатой, которую необходимо аппроксимировать.

Метод стравливания также не позволяет достаточно точно определить остаточные напряжения, особенно в самых близких (2÷5 мкм) к поверхности слоям из-за неравномерного стравливания поверхности (вливают случайные факторы на скорость травления).

Для определения остаточных напряжений, распространяющихся по всему сечению детали, например, лопатки компрессора или турбины вблизи кромок, на наших предприятиях применяется метод разрезки по всему сечению с фиксацией показаний тензометров, наклеенных вблизи разреза на противоположных поверхностях детали. Этот же метод может быть применен и для построения эпюры поверхностных остаточных напряжений, проведя разрез на ожидаемую глубину напряжений, наведенных упрочняющей обработкой.

Сложность метода надреза состоит в необходимости обеспечения высокой точности (порядка нескольких мкм) измерения глубины надреза и при этом метод надреза не должен создавать новых остаточных напряжений.

Список литературы

1. HCF 2001 Annual Report.
2. Charles S. Montross et.al. Laser shock processing and its effects on microstructure and properties of metal alloys: a review. International Journal Fatigue 24 (2002).
3. Lloyd Hackel et.al. "Production Laser Peening of Aerospace Metals", 10th conference on HCF, 2005.
4. David W. See et al. "Application of LaserPeen Process to Turbine Engine Components". Air Force Reseach Laboratory, 10th conference HCF, 2005.
5. Paul S.Prevey et al. "Case Studies of Fatigue Life Improvement Using Low Plasticity Burnishing in Gas Turbine Engine Applications" Proceeding of ASME Turbo EXPO 2003.
6. Wyman Z. Zhuang and Bryon J. Wicks. Defence Science and Technology Organisation, Melbourne, YSABE-2005.
7. N.layaraman et.al. "Improved HCF Performance and

- Fod Tolerance of Surface Treated Ti-6-2-4-6 Compressor Blades" 9th National TurbineEngine HCF Conference, 2004.
8. P. Prevey, N.layaraman "Mitigation of FOD and Corrosion Fatigue Damage in 17-4PH Stainless Steel Compressor Blades with Surface Treatment" 9th National TurbineEngine HCF Conference, 2004.
9. Proceeding of GT2006. ASME expo 2006: Power for Land, Sea and Air. May 8-11, 2006, Barcelona, Spain.
10. Tom Butler, Kevin Kerner Us Army Research Laboratory. 9th conference HCF, 2004.
11. M.J. Shepard. "Advanced Component surface Treatments: Applications and Futur Trends in US Air Force Service". Air Force Resesrch Laboratory, 10th National Turbine Engine HCF Conference. 2005.
12. Перник А.Б. "Проблемы кавитации", Л.: "Судо-строение", 1966. – 438 с.
13. Степанова М.В., Портной В.К., Бронин Ф.А., Голубовский Е.Р., Чувинова Л.П. "Ультразвуковое кавитационное воздействие на поверхностные слои закаленного сплава ВТ3-1". Изв. ВУЗов, Цветная металлургия, 1974, №4.
14. Богуслаев В.А., Яценко В.К., Притченко В.Ф. Технологическое обеспечение и прогнозирование несущей способности деталей ГТД, Киев, 1993. – 212 с.
15. Богуслаев В.А., Муравченко Ф.М и др. "Технологическое обеспечение эксплуатационных характеристик деталей ГТД", Запорожье, 2003 г.
16. N.Jayaram, P.Prevey "Design credit for compressive residual stresses in turbine engine components", 10th conference HCF, 2005.
17. Eric Jeffs. "Laser peening comes to Eroupe" Turbomachinery international, November, 2004.
18. Walter N. Roy Army Research Laboratory. 10th National HCF conference, 2005.

Поступила в редакцию 05.06.2006 г.

Приведено огляд нових методів підвищення поверхневої міцності деталей двигунів.

The review of new methods of engine parts surface hardening is presented.

УДК 621.452.3

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

ОБЕСПЕЧЕНИЕ НЕСУЩЕЙ СПОСОБНОСТИ ЛОПАТОК ОСЕВЫХ МОНОКОЛЁС ВЫСОКОСКОРОСТНЫМ ФРЕЗЕРОВАНИЕМ

Экспериментально определены основные параметры качества несущих поверхностей осевых моноколёс после высокоскоростного фрезерования.

Постановка проблемы и ее связь с практическими задачами

Формообразование проточных поверхностей осевых моноколёс (рис. 1), и профильных поверхностей лопаток в процессе их изготовления является одной из самых сложных проблем современного авиадвигателестроения. Проблема обусловлена сложностью геометрической формы указанных деталей, высокой требуемой точностью, трудностью обработки материалов, а также высокими показателями качества несущих поверхностей, которые необходимо обеспечить в процессе обработки. Высокие показатели качества изготовления моноколёс напрямую связаны с повышением их ресурса и надежности при эксплуатации ГТД.



Рис. 1. Осевое моноколесо 2-ой ступени КНД

Обзор публикаций и анализ нерешенных проблем

Одним из перспективных методов формообразования проточных поверхностей осевых моноколёс является высокоскоростное фрезерование [1-5]. Однако, в современных литературных источниках, в силу новизны рассматриваемого метода, практически отсутствует информация о влиянии метода обработки, режимов и технологических условий на поверхностный слой несущих поверхностей лопаток и на значения параметров их качества, которые определяют ресурс и надежность моноколёс в процессе эксплуатации ГТД.

Цель работы

Комплексное экспериментальное исследование влияния высокоскоростного фрезерования на несущую способность лопаток осевых моноколёс из титанового сплава BT8-1.

Методика проведения исследований

Моноколесо изготавливают из титанового сплава BT8-1 ОСТ 190197-89. Основные параметры моноколеса:

- высота лопатки H_{\max} – 102 мм;
- толщина лопатки C_{\max} – от 2,361 до 4,684 мм;
- хорда лопатки B_{\max} – от 70,44 до 64,838 мм;
- радиус входной кромки – от $R_{1\min} = 0,363$ мм до $R_{1\max} = 0,78$ мм;
- радиус выходной кромки – от $R_{2\min} = 0,373$ мм до $R_{2\max} = 0,762$ мм.

Формообразование поверхностей лопаток и ступицы моноколеса 2 ступени КНД выполнялось на станке "TURBOBLISK 1005" фирмы "LIECHTI" по технологии, подробно изложенной в работе [5].

После изготовления моноколеса 2-ой ступени КНД высокоскоростным фрезерованием осуществлялась вырезка из него образцов лопаток (рис. 2) электроэрозионным способом проволочным электродом на станке "RoboFil 4020SI" с применением специального приспособления.

Исследуемая на оптическом микроскопе при увеличении $\times 500$ микроструктура образцов показала, что структурные изменения в виде неравномерного газонасыщенного слоя наблюдаются только в зоне электроэрозионного реза. Глубина слоя 0,008.....0,016 мм. Шероховатость поверхности измерялась как со стороны спинки, так и со стороны корыта пера лопатки пертометром "Pertometer M3".

Остаточные напряжения в поверхностном слое пера определялись на приборе "Пион-2" согласно технологической инструкции.

Фрактографические исследования усталостного излома и исследование микроструктуры поверхностного слоя пера лопатки после чистового высокоскоростного фрезерования проводились на

растровом электронном микроскопе JSM-T300. Испытания на усталость проводились по методике в соответствии с ГОСТ 25.502-79 "Методы механических испытаний металлов. Методы испытаний на усталость". Предел выносливости лопаток определялся в соответствии с ОСТ 1.00870-77 стандартным методом. За предел выносливости принимали ту амплитуду напряжений, при которой без разрушения выдерживали заданную базу испытаний ($N = 10^8$ циклов) шесть лопаток.

Содержание и результаты исследований

Точность формообразования аэродинамических

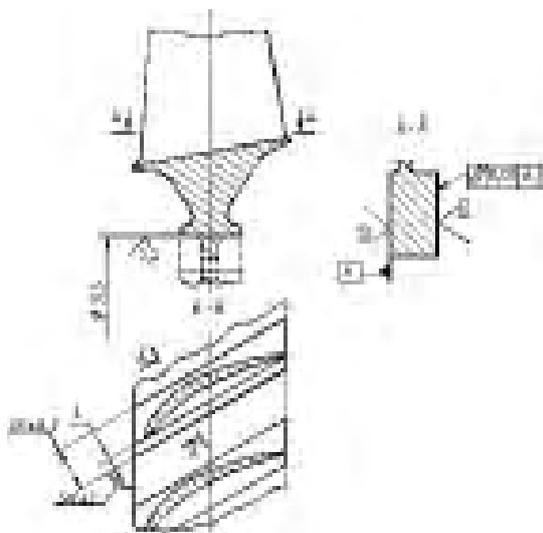


Рис. 2. Лопатки, вырезанные из моноколеса 2 ступени КНД

поверхностей лопаток осевого моноколеса компрессора низкого давления 2-ой ступени соответствует техническим условиям на изготовление [5].

Шероховатость полученных поверхностей спинки и корыта лопаток после чистового высокоскоростного фрезерования оказалась неравномерной и изменялась в диапазоне $R_a = 0,38...0,74$ мкм. Для обеспечения стабильности шероховатости на требуемом уровне необходима дополнительная отработка условий, режимов фрезерования и параметров режущего инструмента (рис. 3).

После чистового высокоскоростного фрезерования в поверхностном слое пера лопатки образуются остаточные напряжения сжатия, величина которых на расстоянии 2 мкм от поверхности составляет 212...260 МПа. Глубина распространения остаточных напряжений сжатий составляет 30...35 мкм (рис. 4).

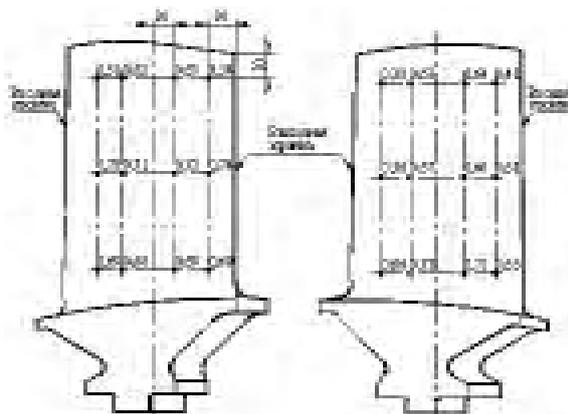


Рис. 3. Распределение шероховатости (R_a , мкм) по поверхности корыта (а) и спинки (б) пера лопатки после чистового высокоскоростного фрезерования

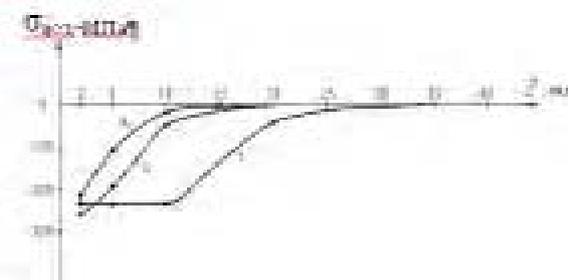


Рис. 4. Распределение остаточных напряжений сжатия в поверхностном слое после чистового высокоскоростного фрезерования

Исследования показали, что микроструктура лопатки по всему сечению пера равноосная и состоит из α и $\alpha + \beta$ фаз. Структура поверхностного слоя пера в результате высокоскоростного фрезерования видимых изменений не претерпела. Границы зерен и пластин β фазы при выходе на поверхность свою направленность не изменили (рис. 5).

Установлено, что разрушение лопатки при испытаниях на усталость происходит от поверхности корыта пера на расстоянии ~ 4 мм от входной кромки. Очаг разрушения имеет линейный характер. Микрорельеф излома в очаговой зоне разрушения почти полностью смят от касания стенок развива-

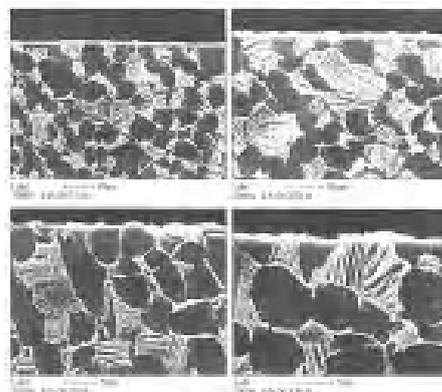


Рис. 5. Микроструктура поверхностного слоя лопатки из колеса 2 ст. КНД, обработанного высокоскоростным фрезерованием

ющейся трещины в процессе усталостных испытаний (рис. 6).

Излом в зоне избирательного развития трещины имеет фасеточный микрорельеф, что является характерным для усталостного разрушения титановых сплавов (рис. 7).

Форма и направленность фасеток отражает структуру материала и условия нагружения при испытании. Усталостные бороздки в начальной зоне разрушения не обнаружены.

Значение предела выносливости лопаток моноколеса 2-ой ступени КНД авиадвигателя Д-27 после чистового высокоскоростного фрезерования (без упрочнения) составляет $\sigma_{-1} = 490$ МПа при 100 млн

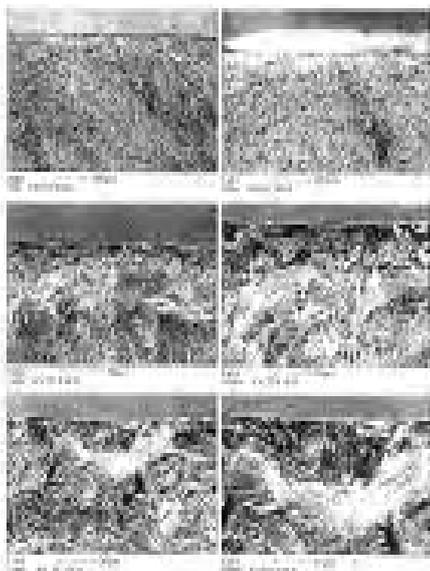


Рис. 6. Фрактограммы очаговой зоны усталостного излома лопатки из колеса 2 ст. КНД, обработанного методом высокоскоростного фрезерования, при различных увеличениях

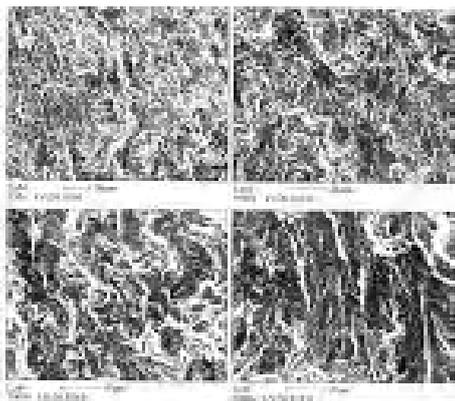


Рис. 7 Фасеточный микрорельеф усталостного разрушения лопатки из колеса 2 ст. КНД, обработанного высокоскоростным фрезерованием, вдали от очага разрушения

циклов.

Перспективы дальнейших исследований

Дальнейшие исследования должны быть направлены на изучение влияния режимных параметров процесса обработки, технологических условий, геометрических параметров инструмента на стабильность шероховатости обрабатываемых поверхностей моноколеса методом высокоскоростного фрезерования.

Заключение

Полученные результаты показывают, что высокоскоростное фрезерование особо сложных пространственных поверхностей моноколеса 2-ой ступени КНД авиадвигателя Д-27 обеспечивает несущую способность лопаток моноколеса ГТД на достаточном высоком уровне. Установлено также, что в процессе обработки несущих поверхностей наблюдается нестабильность шероховатости. Это связано как с особенностями геометрии осевых моноколес, так и с технологией их обработки.

Список литературы

1. Технологическое обеспечение эксплуатационных характеристик деталей ГТД. Лопатки компрессора и вентилятора, часть 1. Монография / Богуслаев В.А., Муравченко Ф.М., Жеманюк П.Д. и др. Запорожье: изд. ОАО "Мотор Сич", 2003. – 396 с.
2. Богуслаев А.В., Качан А.Я., Карась В.П. Высокоскоростное финишное фрезерование лопаток моноколес // Вестник двигателестроения, 2002. – №1. – С. 110-111.
3. Жеманюк П.Д., Мозговой В.Ф., Качан А.Я., Карась В.П. Формирование сложнопрофильных поверхностей моноколес высокоскоростным фрезерованием // Газотурбинные технологии. – 2003. – №5(26). – С. 18-21.
4. Жеманюк П.Д., Богуслаев А.В., Мозговой С.В., Карась Г.В., Качан А.Я. Формообразование сложнопрофильных поверхностей осевого моноколеса с широкохордными лопатками высокоскоростным фрезерованием // Вестник двигателестроения. – 2004. – №3. – С. 16-19.
5. Жеманюк П.Д., Богуслаев А.В., Мозговой С.В., Карась Г.В., Качан А.Я. Обработка проточных поверхностей моноколес высокоскоростным фрезерованием // Авиационно-космическая техника и технология. – 2004. – №7 (15). – С. 215-219.

Поступила в редакцию 26.05.2006 г.

Експериментально знайдено основні параметри якості несучих поверхонь моноколес після високошвидкісного фрезерування.

The main parameters of quality of bearing surfaces of axial monowheels after high-speed milling are experimentally determined.

УДК 621.43:539.43

А. Н. Петухов

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ОСНОВНЫХ ДЕТАЛЕЙ ГТД ПРИ ПРИМЕНЕНИИ ТРАДИЦИОННЫХ И СОВРЕМЕННЫХ МЕТОДОВ УПРОЧНЕНИЯ

Рассмотрены особенности формирования свойств поверхностного слоя деталей при обработке поверхности деталей ГТД традиционными методами (точением, шлифованием, выглаживанием и др.). Показаны возможности современных методов обработки деталей с использованием лазерного облучения или воздействием сильноточными электронными пучками.

Широко применяемое в двигателестроении поверхностное пластическое деформирование (ППД) представляет собой совокупность процессов, позволяющих, как правило, снизить шероховатость поверхности детали, создать поверхностный слой с благоприятными (сжимающими) остаточными напряжениями, получить в нём более однородную структуру, создать необходимый рельеф поверхности, снизить влияние на сопротивление усталости концентраторов напряжений и др., что способствует повышению сопротивления усталости материала детали [1-3].

Традиционные методы ППД

Особенности воздействия процессов ППД. Процессы ППД, благоприятные с точки зрения повышения сопротивления усталости в условиях нормальной и умеренных температур, могут привести к отрицательным явлениям при повышенных температурах и больших ресурсах. Это связано с релаксацией остаточных сжимающих напряжений, высоким энергетическим потенциалом кристаллической решётки материала, способствующей диффузионной подвижности атомов легирующих элементов в поверхностном слое и снижению жаростойкости и длительной прочности материала [2, 3].

Применение ППД для материала деталей, которые в эксплуатации подвергаются упруго-пластическим деформациям, с одной стороны, важно иметь достаточный запас пластичности, а с другой, необходим всесторонний анализ возможной эффективности применения методов упрочнения с учётом для неё конкретного напряжённо деформированного состояния и условий эксплуатации.

Арсенал средств воздействия на поверхность с целью повышения долговечности, износостойкости и др. чрезвычайно разнообразен, но из-за многофакторности явлений, протекающих как на поверхности, так и в поверхностном слое деталей при ППД ещё недостаточно изучен. Даже в области

простейших взаимодействий механического характера, несмотря на обширный экспериментальный материал и большой опыт освоения разнообразных процессов, ощущается методическая разрозненность, а нередко и противоречия данных, полученных различными исследователями.

Для более глубокого понимания процесса ППД полезен теоретический анализ процесса задач о вдавлении, качении или скольжении [1, 2]. При этом следует иметь в виду, что ППД осуществляется в условиях ярко выраженной неравномерной упругопластической деформации, при которой (в отличие от простого растяжения) сложно выделить долю упругой деформации. Современные методы теорий упругости и пластичности, в основе которых лежит определение состояния элементарного объёма с учётом влияния остальных очагов деформации, позволяют получить аналитические решения краевых задач только для отдельных случаев. Применение численных методов не снимает общетеоретических трудностей, а достоверность получаемых результатов из-за дополнительных допущений, требует экспериментальной верификации.

В общем случае процесс ППД может быть представлен системой процессов локального деформирования: общий очаг, определяющий локальное формоизменение (контур локальной площадки, внеконтактная деформация и т.д.); локальные очаги смятия исходных или промежуточных шероховатостей поверхности; локальные очаги сдвига, возникающие вследствие дискретности фактического контакта твёрдых тел и др.; наличие сопутствующих ППД других физических и химических процессов.

Современная физика поверхностей предполагает, что одни явления в приповерхностном слое протекают так же, как в объёме, другие трансформируются, третьи способны протекать на поверхности (при взаимодействии на электронном, атомном, молекулярном уровнях, на уровне дефектов, субмикроразмере, микро и макроуровнях). Поэтому

процессы ППД всегда являются фоном, где протекают не только деформационные, но и другие физические процессы.

Многие представления теоретических основ технологии упрочняющей обработки носят эмпирический характер, т.к. не дают полного представления о напряжённодеформированном состоянии локального контакта в условиях упругопластического деформирования. В то же время известны работы [1], использующие для описания технологий ППД, труды Буссинеска, Г. Герца, Л. Прандтля, М.М. Фрохта и др.

На рис. 1, а представлено распространение напряжённого состояния от сосредоточенной нормальной погонной нагрузки N (или её аналога – нормальной силы $dN = \sigma(y)dy$ (рис. 1, б) при некотором распределении контактных напряжений $\sigma_n = f(y)$ вдоль отрезка на поперечном сечении предполагает передачу воздействия (растяжение-сжатие) для жёсткого тела по радиальным направлениям с затуханием напряжений при удалении от точки приложения. Общее выражение для распределения радиальных напряжений от нормальной сосредоточенной нагрузки при простом сжатии элемента в условиях плоской задачи ($\sigma_\theta = \sigma_r = 0$) может иметь вид

$$\sigma_r = \frac{2N}{\pi r} \cos \theta. \quad (1)$$

В (1) толщина пластины принята равной единице, θ и r – цилиндрические координаты, знак минус соответствует сжатию. На рис. 1, а показано распределение σ_r как функции θ при $r = \text{const}$ и вдоль направления действия силы как функции r (кривые 1 и 2 соответственно). В сечении x у линиями распределения равных сдвигающих напряжений (изохромами) являются окружности 3, касающиеся поверхности в точке приложения сосредоточенной силы. Значения максимальных сдвигающих напряжений на любом круге Буссинеска по (1) равны

$$\tau_{\max} = \frac{\sigma_\theta - \sigma_r}{2} = \frac{N \cos \theta}{\pi r} = \frac{N}{\pi r}, \quad (2)$$

где $d = r / \cos \theta$, на оси x $d = r$, вдоль каждой окружности максимальное сдвигающее напряжение постоянно: $\tau_{\max} = \text{const}$.

На рис. 1 приведена схема формирования напряжённого состояния при нагружении полупространства сосредоточенной касательной силой T (или элементом касательной силы $dT = \tau_k dx$ (рис. 1, д) при её распределении вдоль отрезка поверхности по аналогии со схемой (рис. 1, б). Система координат ориентируется по направлению действия силы. Радиальный принцип затухания напряжений вдоль клиньев сохраняется полностью, радиальные напряжения меняют

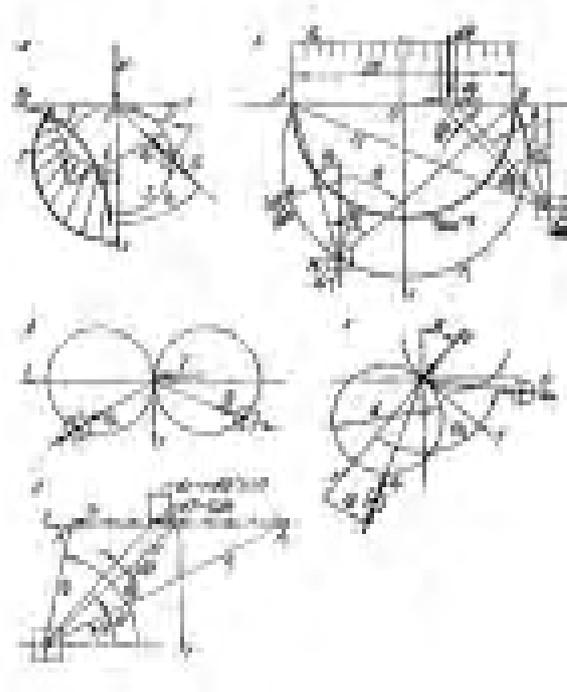


Рис.1. Схемы к анализу контактных задач теории упругости

знак, ось y совпадает с нейтральным сечением. Линиями равных максимальных сдвигающих напряжений остаются окружности. Компоненты напряжений в любой точке пластины единичной толщины в системе θ, r в общем случае будут равны

$$\begin{aligned} \sigma_x &= \sigma_r \cos^2 \theta = -\frac{2P \cos^2 \theta}{\pi r}, \\ \sigma_y &= \sigma_r \sin^2 \theta = -\frac{2P \sin^2 \theta \cos \theta}{\pi r}, \\ \tau_{xy} &= \sigma_r \sin \theta \cos \theta = -\frac{2P \sin \theta \cos^2 \theta}{\pi r}. \end{aligned} \quad (3)$$

Выражения (3) справедливы для нормальной нагрузки N , касательной T и наклонной $P = \sqrt{N^2 + T^2}$ (рис. 1, г) при совпадении направления x с направлением приложения нагрузки. В последнем случае направление нейтрального сечения остаётся перпендикулярным к направлению P .

Подставляя в (3) значения цилиндрических координат в виде $\cos \theta = x / r$,

$$\sin \theta = y / r, \quad r = \sqrt{x^2 + y^2},$$

получаем общие выражения составляющих напряжений в декартовой системе координат x, y :

$$\begin{aligned} \sigma_x &= -\frac{2P x^3}{\pi(x^2 + y^2)^2}, \\ \sigma_y &= -\frac{2Px y^2}{\pi(x^2 + y^2)^2}, \\ \tau_{xy} &= -\frac{2Px y^2}{\pi(x^2 + y^2)^2}. \end{aligned} \quad (4)$$

При всей абстрактности задач с равномерным распределением контактных напряжений они отражают осреднённые соотношения, отражают предельное состояние ($\tau_{\max} \rightarrow k$), указывая переход к пластическому течению, в связи с чем могут отражать основу теории ППД, хотя ещё не включают все необходимые звенья, характеризующие контакт, т.к. не устанавливают взаимного влияния обоих тел.

Перспективные несиловые методы ПД

Волновое воздействие ПД. В настоящее время имеется много сведений о формировании пластической деформации (ПД) и образованию в материале сжимающих остаточных напряжений с помощью ударной волны, вызванной воздействием лазерного импульса [4]. В первых экспериментальных работах облучаемый объект находился в вакууме, а мощный лазер генерировал свободно перемещающуюся плазму, создававшую ударную волну с давлением от 1 ГПа до 1 ТПа и плотностью энергии падающего луча от 0,1 до 10^6 ГВт/см². Продолжительность ударной волны импульса давления приближалась к периоду лазерного импульса ≈ 50 нс. При этом, генерируемая лазером плазма, в условиях вакуума довольно быстро охлаждалась.

Было обнаружено, что использование покрытий, прозрачных с точки зрения лазерного луча, как показано на рис. 2, повышает интенсивность ударной волны на поверхности металла до двух порядков в сравнении с процессом, когда плазма генерируется в вакууме [4].

Увеличение интенсивности ударной волны достигается за счет того, что прозрачное покрытие не дает образуемой плазме быстро удалиться от поверхности. А это приводит к тому, что большая часть лазерной энергии попадает в материал в виде ударной волны [4]. Например, для лазера со стеклом из Nd с длиной волны 1064 нм прозрачные покрытия из воды, кварца или стекла дают возможность увеличить интенсивность ударной волны. Эти прозрачные покрытия известны как накладные элементы (overlays).

Важнейшей задачей энергомашиностроения является повышение уровня эксплуатационных

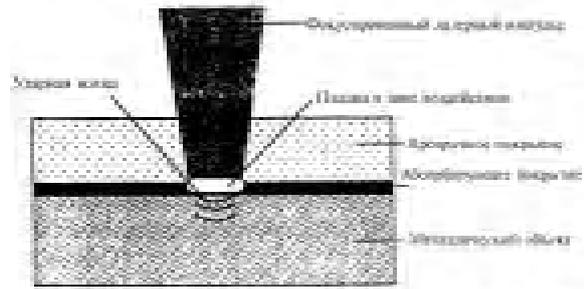


Рис. 2. Схема лазерного упрочнения

свойств наиболее нагруженных элементов ГТД (лопаток вентилятора, компрессора и турбины, дисков и валов), изготавливаемых из высокопрочных жаропрочных сплавов. Это может быть достигнуто несколькими методами: разработкой новых сплавов; совершенствованием способов формования и обработки заготовок; развитием новых способов управления свойствами поверхностного слоя деталей, включая нанесение на их поверхность различных защитных покрытий [2, 3].

Концентрированные импульсные потоки энергии. В ряду развиваемых современных методов управления свойствами поверхностного слоя особое место занимает разработка и внедрение высокоинтенсивных методов поверхностной обработки деталей, основанных на использовании концентрированных импульсных потоков энергии, имеющих ряд преимуществ перед классическими методами поверхностной (механической, химической и термической) обработки.

Облучение деталей импульсными потоками энергии обеспечивает: формирование уникального физико-химического состояния материала в поверхностном слое; достижение точности изготовления на нанометровом уровне и параметра шероховатости поверхности $R_a \approx 0,05 \div 0,06$ мкм; экологическую чистоту производства; высокую производительность за счёт изменения поперечного сечения энергетических потоков от 30 см² до 1 м² при длительности импульса от 50 нс до нескольких десятков микросекунд.

Вместе с тем, применение методов лазерного упрочнения и концентрированных потоков энергии требуют высокой наукоемкости разрабатываемых технологий, включающих проведение тщательных длительных и дорогостоящих исследований влияния режимов облучения на состояние поверхности и несущую способность обрабатываемых деталей [5].

Лопатки турбин

Известно, что максимальные параметры длительной прочности и ползучести достигаются за счёт: увеличения размеров зерна, т.е. уменьшения площади границ зёрен; формирования, например, столбчатой или монокристаллической струк-

туры, расположенной параллельно направлению действия главных напряжений. Кроме того, это способствует увеличению долговечности материала при воздействии на деталь циклически изменяющихся статических и термических напряжений, повышению сопротивляемости сплава к высокотемпературной коррозии.

Преимущества лопаток МОНО достигаются за счёт:

- отсутствия границ зёрен, что повышает длительную прочность и сопротивление циклической усталости;

- направления ориентации [001], что обеспечивает минимальное значение модуля упругости E_{001} и максимальное снижение величины термических напряжений $\sigma_{ТЕРМ} = \alpha T E_{001}$, а также позволяет увеличить циклическую долговечность сплава.

Требования к конструкции лопатки:

- в профильной части следует избегать резких изменений формы, прежде всего наличия бандажной полки;

- в конструкции лопатки в профильной части после литья должны иметь место минимальные доработки в зонах, где рабочие температуры составляют 900 °С и выше;

- традиционные щели на выходной кромке для выпуска охлаждающего воздуха следует заменять отверстиями;

- замена материала лопатки из равноосного сплава на МОНО требует специальной проработки конструкции, включая экспериментальные и расчётные исследования.

Требования к отливкам лопаток МОНО. При литье лопаток с заданной кристаллографической ориентацией (КГО), необходимо регламентировать:

- отклонение величина угла γ КГО [001] от продольной оси ОZ лопатки, должно находиться в пределах $\gamma \leq 10^\circ$, что гарантирует минимальные разбросы действующих на лопатку напряжений;

- применение специальных затравок (кристаллы с заданной КГО), что позволяет стабилизировать значения угла γ и снизить разброс собственных частот колебаний лопаток f на 30 %;

- отсутствие пластической деформации на профильной части лопатки, которая при эксплуатационной температуре способствует рекристаллизации, приводящей к деградации свойств материала по параметрам жаропрочности и длительной прочности;

- не допускать обработку ГИП лопаток и отливки с рекристаллизованным слоем.

Сложности применения:

- высокие технические требования к применяемому оборудованию и оснастке;

- повышенные требования к стабильности параметров процесса литья;

- специальные требования к конструкции и качеству форм, обеспечивающих заданные режимы

кристаллизации;

- высокие требования к свойствам и качеству затравки;

- многоступенчатая и длительная термообработка отливки лопатки;

- высокая стоимость применяемых литейных сплавов и технологического процесса.

Такая задача технически и практически достаточно успешно решается применением регламентированных процессов литья кристаллизации, когда реализуется отвод тепла при затвердевании расплава в одном направлении из жидкости через твёрдую фазу с заданной скоростью. Процесс кристаллизации отливки требует кроме строгого соблюдения режимов [6] поддержания давления, скорости роста кристалла, температурного градиента при охлаждении отливки, а также специального конструирования формы и т.п. Это позволяет формировать в детали заданную столбчатую НК или МОНО структуру.

Для формирования монокристаллической детали с заданными аксиальной и азимутальной кристаллографической ориентацией КГО в литейной форме размещается специальная затравка, связанная с холодильником. В сплавах с гранецентрированной кристаллической решёткой г.ц.к. при кристаллизации и затвердевании в направлении теплоотвода равноосные зёрна в результате конкуренции вытягиваются в направлении [001], оттесняя, благодаря своей дендритной природе, менее благоприятно ориентированные дендриты.

Выводы

Рост параметров ГТД при сохранении высоких требований к надёжности и повышению ресурса нельзя реализовать без постоянного совершенствования как конструкции, так и технологических процессов. Внедрение новых технологий требует глубоких исследований факторов, влияющих на характеристики прочности, определяющие статическую прочность, циклическую долговечность, сопротивление усталости и др.

Список литературы

1. Теоретические основы процессов поверхностного пластического деформирования / под ред. В.И. Беляева. Минск: Наука и техника, 1988. – 184 с.
2. Кузнецов Н.Д., Цейтлин В.И., Волков В.И. Технологические методы повышения надёжности деталей машин. Справочник. М.: Машиностроение, 1993. – 304 с.
3. Петухов А.Н. Сопротивление усталости деталей ГТД. М.: Машиностроение, 1993. – 240 с.
4. Montross C.S., Florea V., Bolger J.A. Laser-induced shock wave generation and shock wave enhancement in basalt. International Journal of Rock Mechanics and Mining Sciences 1999; 36: p. 849-55.

5. Шулов В.А., Пайкин А.Г., Петухов А.Н., Львов А.Ф., Белов А.Б. Перспективные технологии обработки поверхности деталей машин с применением мощных импульсных ионных и электронных пучков. Конверсия в машиностроении-Conversion in machine building of Russia. 2005, №1-2 (68-69), С. 59-70.
6. Шалин Р.Е., Светлов И.Л., Качанов Е.Б. и др. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов, М.: Машиностроение, 1997. – 336 с.

Поступила в редакцию 01.06.2006 г.

Розглянуто особливості формування властивостей поверхневого шару деталей при обробці поверхні деталей ГТД традиційними методами (точінням, шліфуванням, вигладжуванням та ін.). Показано можливості сучасних методів обробки деталей з використанням лазерного опромінення чи впливом потужнострумовими електронними пучками.

Features of formation of surface layer on parts by means of traditional ways of force surface plastic deformation SPD (blowing, rolling, ironing etc.) are considered. Possibilities of methods of GTE parts strengthening by using laser rays or high – current electronic beams are shown.

УДК 681.3.069:681.3.015

Ю. М. Чоха

КОНЦЕПТУАЛЬНА МОДЕЛЬ СТРАТЕГІЇ ЕКСПЛУАТАЦІЇ АВІАЦІЙНИХ ГТД ЗА ТЕХНІЧНИМ СТАНОМ З КОНТРОЛЕМ РІВНЯ ЛЬОТНОЇ ПРИДАТНОСТІ

Пропонується методологія концептуально нової стратегії експлуатації авіаційних ГТД з використанням критерія рівня льотної придатності.

Вступ

Відповідно до ГОСТ 24212-80 стратегія експлуатації технічного об'єкта являє собою систему правил управління технічним станом (ТС) даного об'єкта у процесах його використання за призначенням, при технічному обслуговуванні (ТО) і ремонті.

У поточний час стандартизовані наступні види стратегій: а) до відпрацювання ресурсу (строку служби); б) до передвідмовного стану (або за ТС з контролем параметрів); в) до відмови (або за ТС з контролем рівня надійності) [1].

У якості основної ознаки, що характеризує стратегію експлуатації авіаційних ГТД, приймають характер та повноту інформації про їх поточний ТС та надійність, яка використовується при призначенні періодичності й об'єму регламентних (ремонтних) робіт.

Досконалість й ефективність виду стратегії і програми її реалізації визначається ступенем взаємодії між об'єктивно існуючим процесом зміни ТС авіадвигуна і процесом його експлуатації, призначеним для збереження (підтримки) його льотної придатності та працездатності (справності). В даний час більшість авіакомпаній використовують стратегію експлуатації і програму ТО ГТД за ресурсом (строком служби), що базуються на періодичному виконанні заданих обсягів профілактично-відновлювальних (ремонтних) робіт через заздалегідь запланований час напруження (чи календарного строку) незалежно від їх фактичного поточного ТС.

При цьому забезпечується дуже слабка взаємодія між зазначеними процесами підтримки справності і надійності ГТД, що експлуатуються, та ефективністю їх використання.

Встановлено, що найбільш тісний зв'язок між цими процесами дозволяють забезпечити програми ТО ГТД, що базуються на стратегії експлуатації за ТС з контролем параметрів. У цьому випадку у процесі експлуатації авіадвигуна обсяг та зміст профілактично-відновлювальних (ремонтних) робіт призначається відповідно до визначеного методами і засобами діагностики реальним (поточним) ТС даного екземпляру ГТД (і/або їх конструктивних вузлів, елементів). Проведені розрахунки та практика передових світових авіакомпаній показують,

що при упровадженні стратегії експлуатації об'єктів авіатехніки за ТС можна скоротити витрати на їх ТО на 30-40 % [2, 3].

Але зважаючи на те, що більшість сучасних авіаційних ГТД, що експлуатуються в авіакомпаніях України, відносяться до типу двигунів низького рівня контролепридатності, а оцінка їх ТС існуючими методами і засобами здійснюється лише на 1-му рівні глибини діагностування (об'єкт в цілому), застосування для них стратегії експлуатації за ТС з контролем параметрів виявляється неможливим. У зв'язку з цим упровадження розроблених автором інтелектуальних методів поточного контролю та діагностування до вузла (елемента) проточної частини ГТД [4, 5] у сукупності з системою діагностування „діагноз-якість-надійність” [6] дозволяє запропонувати концептуально нову стратегію експлуатації ГТД до передвідмовного стану, а саме стратегію експлуатації авіадвигунів за ТС з контролем рівня льотної придатності (ЛП).

Модель стратегії експлуатації ГТД за ТС з контролем рівня ЛП

Основною характерною та відмінною рисою нової стратегії експлуатації є визначення і контроль поточного рівня ЛП конкретного екземпляру ГТД, що знаходиться в умовах регулярної експлуатації. Методика оцінки рівня ЛП авіаційного ГТД базується на використанні концепції системи поточного контролю та діагностування проточної частини ГТД щодо визначення поточних величин показників технічного діагнозу ($K_{\Sigma}(t_i)$), якості ТС ($W_{sl}[K_{\Sigma}(t_i)]$) та надійності функціонування ($P_{sl}[K_{\Sigma}(t_i)]$) [6] та її реалізації в концептуальній моделі стратегії експлуатації ГТД за ТС з контролем рівня ЛП, яка зображена на рис. 1. В цій моделі ранжування принципів рівнів ЛП здійснюється наступним чином (табл. 1).

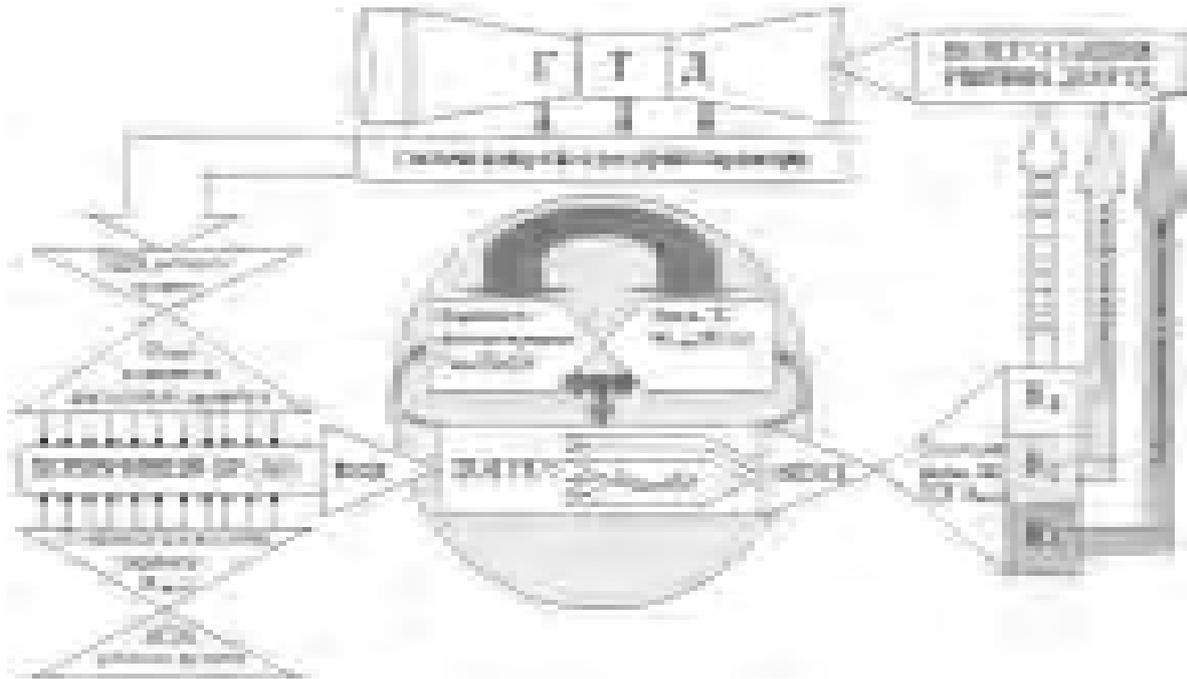


Рис. 1. Концептуальна модель стратегії експлуатації ГТД за ТС з контролем рівня ЛП

Таблица 1 – Ранги принципових рівнів ЛП ГТД

Рівні ЛП ГТД (R_i)	Векторне подання показника рівня ЛП (\vec{R}_i)	Діапазон абсолютних значень показника рівня ЛП $\{R_i\}$	Характеристика рівня ЛП ГТД та експлуатаційне рішення
1. Достатній (R_1)	$\vec{R}_1 = \vec{K}_{\Sigma 1} + \vec{W}_{S1} + \vec{P}_{S1}$	$\sqrt{\left(1 - K_{\Sigma 1} \left\langle \frac{\min}{\max} \right\rangle\right)^2} + W_{S1 \min}^2 + P_{S1 \min}^2 \leq$ $\leq R_1 \leq \sqrt{K_{\Sigma 0}^2 + W_{S0}^2 + P_{S0}^2}$	Технічний стан проточної частини ГТД: "справний", "добророго" ступеня якості та "заданого" рівня надійності функціонування Режим ЛТЕ → згідно з КЛЕ без обмежень Режим ТО → за регламентом ОТО
2. Допустимий (R_2)	$\vec{R}_2 = \vec{K}_{\Sigma 2} + \vec{W}_{S2} + \vec{P}_{S2}$	$\sqrt{\left(1 - K_{\Sigma 2} \left\langle \frac{\min}{\max} \right\rangle\right)^2} + W_{S2 \min}^2 + P_{S2 \min}^2 \leq R_2 <$ $< \sqrt{\left(1 - K_{\Sigma 1} \left\langle \frac{\min}{\max} \right\rangle\right)^2} + W_{S1 \min}^2 + P_{S1 \min}^2$	Технічний стан проточної частини ГТД: "несправний", але "працездатний", "задовільної" якості та "допустимого" рівня надійності функціонування Режим ЛТЕ → з обмеженням Режим ТО → за регламентом ОТО з особливим контролем
3. Недопустимий (R_3)	$\vec{R}_3 = \vec{K}_{\Sigma 3} + \vec{W}_{S3} + \vec{P}_{S3}$	$R_3 < \sqrt{\left(1 - K_{\Sigma 2}^2 \left\langle \frac{\min}{\max} \right\rangle\right)^2} + W_{S2 \min}^2 + P_{S2 \min}^2$	Технічний стан проточної частини ГТД: "непрацездатний", "незадовільної" якості та "недопустимого" рівня надійності функціонування Режим ЛТЕ → заборона ЛТЕ Режим ТО → за регламентом ПТО

Графічна інтерпретація застосування вищезазначеної стратегії представлена на рис. 2 і 3.

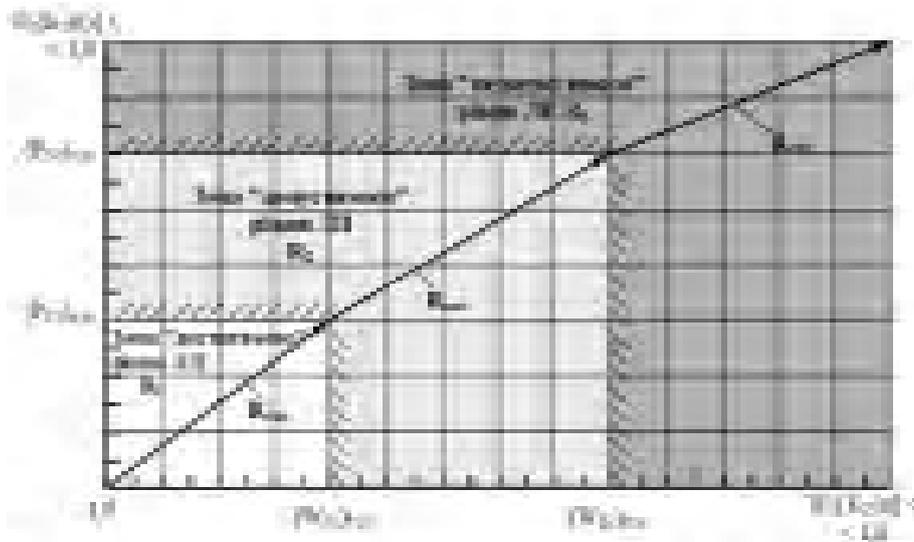


Рис. 2. Графічне визначення поточного рівня льотної придатності ГТД як об'єкта експлуатації з використанням концепції системи поточного контролю та діагностування типу „діагноз-якість-надійність” у двовірній системі координат

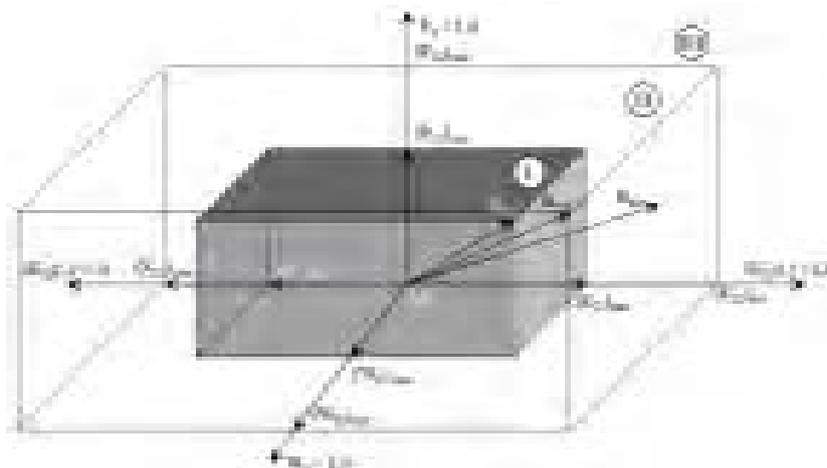


Рис. 3. Графічне визначення поточного рівня ЛП ГТД з діагностуванням до вузла проточної частини у трьохірній системі координат

Отже, методика визначення поточного рівня ЛП авіаційного ГТД полягає у наступному:

- визначається поточне значення показника рівня ЛП ($R_{пот}$) за співвідношенням

$$R_{ном} = \sqrt{(1 - K_{\Sigma ном})^2 + W_{S ном}^2 + P_{S ном}^2}, \quad (1)$$

де $K_{\Sigma ном}$, $W_{S ном}$, $P_{S ном}$ – поточні значення показників відповідно технічного діагнозу, якості ТС та надійності функціонування;

- якщо поточне значення показника рівня ЛП ($R_{пот}$), що визначене за (1), знаходиться в межах 1-го рівня ЛП (табл. 1)

$$R_{ном} \in \{R_1\}, \quad (2)$$

то воно відповідає "достатньому" рівню ЛП ГТД (табл. 1), який характеризується "докритичним" діа-

пазоном у системі діагностування [6], при якому його ТС оцінюється як "справний", "доброго" ступеня якості та "заданого" рівня на-дійності функціонування, а експлуатаційне рішення полягає у дозволі здійснення режимів льотно – технічної експлуатації (ЛТЕ) даного екземпляру ГТД згідно з керівництвом з льотної експлуатації (КЛЕ), а його ТО здійснюють згідно з регламентом оперативного ТО (ОТО) типового ГТД;

- якщо поточне значення показника рівня ЛП ($R_{пот}$), що визначене за (1), знаходиться в межах 2-го рівня ЛП (табл. 1)

$$R_{ном} \in \{R_2\}, \quad (3)$$

то воно відповідає "допустимому" рівню ЛП ГТД, який характеризується "критичним" діапазоном у системі діагностування [6], при якому його ТС оці-

нюється як "несправний", але "працездатний", "задовільного" ступеня якості і "допустимого" рівня надійності функціонування, а експлуатаційне рішення полягає у дозволі здійснення режимів ЛТЕ даного екземпляру ГТД з обмеженнями певних параметрів, а його ТО здійснюють згідно з регламентом оперативного ТО з особливим контролем динаміки деградації ТС ідентифікованого несправного конструктивного вузла (елемента) ГТД, що діагностується;

- якщо поточне значення показника рівня ЛП ($R_{пот}$), що визначене за (1), потрапляє в межі 3-го рівня ЛП (табл. 1)

$$R_{пот} \in \{R_3\}, \quad (4)$$

то воно відповідає "недопустимому" рівню ЛП ГТД, який характеризується "закритичним" діапазоном у системі діагностування [6], при якому його ТС оцінюється як "непрацездатний", "незадовільного" ступеня якості і "недопустимого" рівня надійності функціонування, а експлуатаційне рішення полягає у безумовній забороні ЛТЕ даного екземпляру ГТД та обов'язковому проведенні на ньому комплексу про-філактично – відновлювальних робіт за формою регламенту періодичного ТО (ПТО) або за формою ремонту типового ГТД.

Висновки

Запропонована методологія стратегії експлуатації авіаційних ГТД за технічним станом з контролем рівня льотної придатності, яка реалізована у вигляді концептуальної моделі та методики аналітичного й графічного визначення поточного показника рівня ЛП ГТД, дозволяє оперативно приймати авіаперсоналу експлуатаційне рішення щодо реалізації поточних режимів льотно-технічної експлу-

тації конкретного екземпляру ГТД, що діагностується, та режимів проведення на ньому технічного обслуговування.

Список літератури

1. Смирнов Н.Н., Ицкович А.А. Обслуживание и ремонт авиационной техники по состоянию – М.: Транспорт, 1987. – 272 с.
2. Игнатов В.А., Тараненко А.Г. Авиационные системы диагностирования. – Киев.: КИИГА, 1991. – 104 с.
3. Безпека авіації / В.П. Бабак, В.П. Харченко, В.О. Максимов та ін.; За ред. В.П. Бабака. – К.: Техніка, 2004. – 584 с.
4. Чоха Ю.М., Лихоманенко В.А., Федорчук О.П. Реалізація комплексного контрольно-розрахункового методу діагностування в середовищі експертної системи типового ГТД // Труды Національної академії оборони України. – 2005. – Вип. № 58. – С. 297-302.
5. Чоха Ю.М., Смаглюк В.М., Хабаров Ю.В. Алгоритм реалізації комбінованого функціонального методу ідентифікації несправного вузла типового ТРДД // Збірн. наук. праць ЦНДІ ЗС України. – 2005. – №3. – С. 160-170.
6. Чоха Ю.М. Концепція системи поточного контролю та діагностування ГТД "діагноз-якість-надійність" // Вестник двигателестроения. – Запоріжжя: ОАО "Мотор Січ", 2006 – №1.

Поступила в редакцию 29.05.2006 г.

Предлагается методология концептуально новой стратегии эксплуатации авиационных ГТД с использованием критерия уровня летной годности.

Methodology of the new strategy to usages aircraft GTE with use the criterion level flight availability is offered.

УДК 621.391.6

Д. М. Сергеев

СВЕРХПРОВОДЯЩИЙ ПРЕРЫВАТЕЛЬ ТОКА

Рассмотрен вопрос о создании сверхпроводящего прерывателя тока, основанного на обратном эффекте Мейснера-Оксенфельда.

После открытия сверхпроводимости (20-е годы XX столетия) были выявлены огромные прикладные возможности этого явления. Необычные свойства сверхпроводников начали широко использоваться в технике. Затрудняющим и ограничивающим фактором практических применений сверхпроводников являлись низкие критические температуры перехода в сверхпроводящее состояние. В процессе более углубленного изучения природы этого явления был обнаружен (Ж. Бендорц, К. Мюллер, 1986) резкое падение сопротивления керамического металлооксидного соединения *Ba-La-Cu-O* при температуре 35 К. Появилась новая терминология «высокотемпературная сверхпроводимость» (ВТСП). Авторам открытия явления высокотемпературной сверхпроводимости была присуждена Нобелевская премия. Позже были найдены материалы, в которых резкое падение сопротивления обнаруживалось при температуре 135К.

Использование явления сверхпроводимости в энергетике всегда считалось весьма перспективным. И даже сверхпроводники, работающие при гелиевых температурах, помимо их приборного применения, вполне успешно работали в крупных магнитных системах, индукционных накопителях энергии и т.д. Проектируются и создаются сверхпроводящие генераторы и двигатели, позволяющие при сохранении мощности машин в несколько раз уменьшить их массу и габарит.

Предлагается сверхпроводящий прерыватель тока, основанного на обратном эффекте Мейснера-Оксенфельда.

Как известно, эффект Мейснера-Оксенфельда состоит в том, что при охлаждении массивного сверхпроводника ниже температуры перехода происходит выталкивание магнитного поля из толщи сверхпроводника в окружающее магнитное поле, так что внутри сверхпроводника оно всегда равно нулю.

Дальнейшие исследования показали, что если увеличивать напряженность магнитного поля, то при некоторой величине магнитного поля $H = H_C$, называемой "критическое магнитное поле", сверхпроводимость скачком исчезает и образец переходит в "нормальное" состояние. То же самое происходит при увеличении тока, пропускаемого через сверхпроводник. Сверхпроводимость разруша-

ется при достижении током критической величины $I = I_C$.

Позднее было обнаружено, что в зависимости от вида взаимодействия с магнитным полем сверхпроводники делятся на два типа: сверхпроводники 1-го рода – как правило, чистые металлы и сверхпроводники 2-го рода, к которым относится большинство сплавов, чистый ниобий и высокотемпературные металлооксидные сверхпроводники.

Сверхпроводники 1-го рода, характерны тем, что они полностью выталкивают магнитный поток из своего объема, при этом они скачком переходят из сверхпроводящего состояния в нормальное (рис. 1, а; б).

У сверхпроводников же 2-го рода при величине внешнего поля $H = H_{C1}$ (первое критическое поле) реализуется смешанное состояние (рис. 1, в), в котором сверхпроводник как бы пронизан тонкими нитями, состоящими из нормальной фазы металла и ориентированными по полю H . Через такую нить в металл проникает ровно один квант потока магнитного поля Φ_C . Таким образом, внешнее магнитное поле присутствует в образце, хотя в пространстве между вихрями сверхпроводимость сохраняется и, следовательно, сопротивление образца остается равным нулю. С увеличением H число вихрей растет, а расстояние между ними уменьшается, т.е. внешнее поле как бы сжимает решетку вихрей до тех пор, пока они не сольются и не произойдет полное разрушение сверхпроводимости при $H = H_{C2}$ (второе критическое поле).

Квантомеханическая интерпретация уравнения, описывающего эффект Мейснера-Оксенфельда (Ф. и Г. Лондоны) заключается в следующем. Пусть $\psi(r_1, r_2, \dots, r_{n_c})$ – многоэлектронная волновая функция, описывающая состояние сверхпроводящей компоненты в слабом магнитном поле, заданном векторным потенциалом $A(r)$. Исходя из общих соотношений квантовой механики, для вектора плотности элек-трического тока можно написать:

$$j = \sum_{l=1}^{n_s} \frac{1}{2} e \int (\psi \hat{v}_l^* \psi^* + \psi^* \hat{v}_l \psi) \delta(r - r_l) dr_1 \dots dr_{n_s}. \quad (1)$$

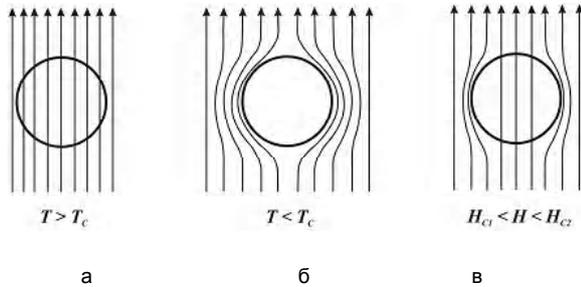


Рис. 1.

В магнитном поле оператор скорости электрона \hat{v}_i имеет вид:

$$\hat{v}_i = \frac{1}{m^*} \left(\hat{p}_i - \frac{e}{c} A(r_l) \right) = \frac{1}{m^*} \left(-i\hbar \nabla_i - \frac{e}{c} A(r_l) \right), \quad (2)$$

(n_s – плотность сверхпроводящих электронов; $e = -|e|$ – заряд электрона). Подставив (2) в (1), получим:

$$j(r) = \sum_{l=1}^{n_s} \frac{ie\hbar}{2m^*} \int (\psi \nabla_l \psi^* - \psi^* \nabla_l \psi) \delta(r - r_l) dr_1 dr_2 \dots r_{n_s} - \frac{e^2}{m^* c^2} \sum_{l=1}^{n_s} \int \psi^* \psi A(r_l) \delta(r - r_l) dr_1 \dots dr_{n_s}. \quad (3)$$

Первое слагаемое в (3) описывает так называемую парамагнитную часть тока, второе – диамагнитную. В нормальном металле, как известно, диамагнитный и парамагнитный токи точно компенсируют друг друга и $j = 0$. Согласно предположению Ф. Лондона, в сверхпроводнике слабое магнитное поле в первом приближении не меняет волновую функцию системы – волновая функция остается той же, что и при $A = 0$. Но тогда парамагнитная часть тока обращается в нуль (она просто остается равной нулю, как это было при $A = 0$), и (с учетом нормировки $\int \psi^* \psi dr_1 \dots dr_{n_s} = 1$) уравнение (3) просто совпадает с уравнением Ф. и Г. Лондонов, которое записывается

$$j = -\frac{c}{4\pi\lambda^2} A \quad (\text{div } A = 0). \quad (4)$$

Таким образом, квантомеханическая интерпре-

тация уравнения Ф. и Г. Лондонов подтверждает, что сверхпроводящее состояние разрушается и соединение переходит в нормальное состояние проводимости или изолятора, когда напряженность магнитного поля превышает некоторую критическую величину H_C , а разрушение сверхпроводящего состояния при увеличении тока, пропускаемого через сверхпроводник, объясняется магнитным действием электрического тока.

Значение H_C зависит от температуры:

$$H_C(T) = H_{C0} \left[1 - \left(\frac{T}{T_C} \right)^2 \right]. \quad (5)$$

Учитывая, что напряженность магнитного поля, создаваемого отрезком проводника равна

$$H = \frac{B}{\mu\mu_0} = \frac{\Delta \cos \varphi}{4\pi r} I = kI, \quad \text{где } k = \frac{\Delta \cos \varphi}{4\pi r}, \quad (6)$$

находим зависимость критического магнитного поля от величины критического тока

$$H_C = kI_C; \quad H_{C0} = kI_{C0}. \quad (7)$$

Подставляя уравнения (7) в (5) получим зависимость значения величины критического тока I_C от температуры

$$I_C(T) = I_{C0} \left[1 - \left(\frac{T}{T_C} \right)^2 \right]. \quad (8)$$

Активным элементом сверхпроводящего прерывателя является сверхпроводящий материал. При значении тока $I < I_{C1}$ (меньше значения первого критического тока) сопротивление активного элемента равно нулю $R \approx 0$. Следовательно, на выходе прерывателя тока $I'_{вых1} = I'_{вх1} = I$ (рис. 2, а).

При превышении тока $I \geq I_{C1}$ активный элемент переходит из сверхпроводящего состояния в нормальное; сопротивление активного элемента $R > 0$; на выходе прерывателя тока $I'_{вых2} \approx I'_{вх2}$ (рис. 2, б).

При превышении тока $I \geq I_{C2}$ активный элемент переходит со сверхпроводящего или нормального состояния в изолятор; сопротивление активного элемента $R \gg 0$; на выходе прерывателя тока $I'_{вых3} \Rightarrow 0$ (рис. 2, в).

Такие сверхпроводящие прерыватели тока имеют ряд преимуществ по сравнению с традиционными:

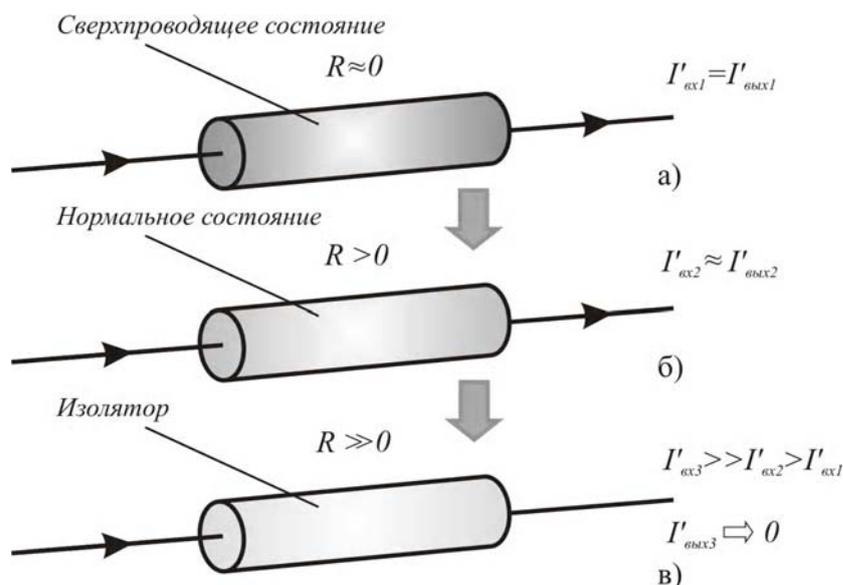


Рис. 2.

- увеличивается быстродействие (реагирует на превышение тока быстрее 1/50 сек);
- обеспечивает автоматическое включение электроустановок при понижении величины тока до I ($I < I_{C1} < I_{C2}$);
- отсутствие размыкающих контактов предохраняет от образования электрической дуги;
- надежность защиты становится выше по сравнению с традиционными прерывателями токов.

Список литературы

1. Браун М.А., Яппа Ю.А., Жилич А.Г. и др. Физика на пороге новых открытий. – Ленинград:

Издательство Ленинградского университета, 1990. – 320 с.

2. Елисеев В.И. Введение в методы теории функций пространственного комплексного переменного. – М.: НИИТ, 1990. – 541 с.
3. Дуглас Д., Фаликов Л. Сверхпроводимость. – М.: Наука, 1967. – 168 с.

Поступила в редакцию 12.05.2006 г.

Розглянуто питання про виробництво надпровідникового розмикача току, побудованого на зворотньому ефекті Мейснера-Оксенфельда.

The topic of producing of superconductor contact breaker based on the reverse effect of Meisner-Oksenfeld is examined.

УДК 629.7.036:539.4

А. В. Шереметьев, Т. И. Прибора

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ПРИ ПРОЕКТИРОВАНИИ ДИСКОВ КОМПРЕССОРОВ АВИАЦИОННЫХ ГТД

Рассмотрены возможности использования компьютерного моделирования, расчетных моделей высокого уровня. Приведены различные варианты конструкций с уменьшенным уровнем напряжения, что ведет к увеличению расчетного циклического ресурса.

Широкое внедрение в процесс проектирования двигателя средств вычислительной техники, массовое внедрение численных методов (главным образом, метода конечных элементов) в практику расчетов на прочность, использование расчетных моделей высокого уровня, накопленный богатый опыт по проектированию и доводке авиадвигателей [1] позволяют существенно уменьшить экономические затраты на разработку и значительно сократить сроки создания авиационных ГТД. При этом с высокой степенью достоверности могут быть спрогнозированы ресурс и надёжность основных деталей авиационных ГТД.

В настоящей работе рассматривается моделирование напряжённо-деформированного состояния (НДС) дисков авиационных ГТД.

Главное внимание при моделировании НДС деталей (в том числе дисков компрессоров) уделяется критическим зонам – зонам концентрации напряжений и максимальных температур. Именно эти зоны определяют ресурс и надёжность работы деталей.

Как показано в [2], отклонение геометрии контактируемых поверхностей (например, хвостовика лопатки и межпазового выступа диска) даже в пределах допусков чертежа может значительно (до 40 %) изменить циклическую долговечность деталей.

Сравнение расчетных и экспериментальных значений повторно-статических напряжений в критических зонах деталей показывает хорошее взаимное соответствие.

Компьютерное моделирование при проектировании дисков компрессоров авиационных ГТД позволяет обеспечивать требуемый уровень напряженности и, соответственно, требуемый ресурс.

Особенно эффективно компьютерное моделирование при создании двигателей на основе имеющих надёжно работающих в эксплуатации прототипов. Создание двигателей ТВ3-117ВМА СБМ1, Д-436(Т1, ТП), АИ-222-25, увеличение ресурса двигателя Д-18Т показало эффективность компьютерного моделирования и позволило в кратчайшие сроки подтвердить высокую надёжность и большие значения ресурсов этих двигателей [3].

Компьютерное моделирование дисков компрессоров является важной составляющей ресурсного проектирования авиационных ГТД.

Первоначальная расчетная схема, как правило, включает часть ротора или весь ротор двигателя (каскад высокого или низкого давления) в осесимметричной постановке (см. рис.1). Полученные граничные условия на конкретном диске используются для определения НДС в критических зонах этого диска при решении задачи в трехмерной постановке.

Поскольку уровень повторно-статических напряжений в различных зонах диска может сильно отличаться, то различается в этих зонах и циклическая долговечность диска. Критические зоны дисков последних ступеней КВД двигателя с большой степенью двухконтурности показаны на рисунке 2, а именно, ими являются: отверстия под болты (точки 1, 2, 4) галтели сопряжения поверхностей (точки 3, 5), основание межпазового выступа со стороны острого угла (точки 6).

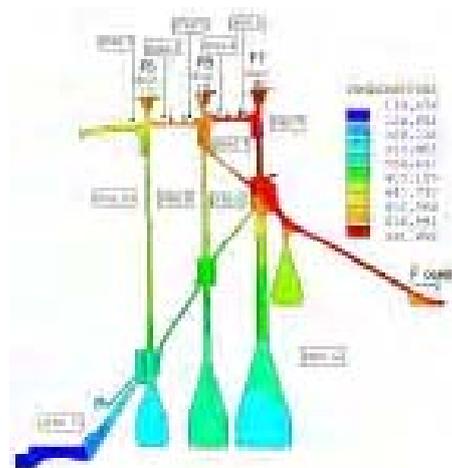


Рис. 1. Пример расчетной модели ротора со всем объемом нагрузок в виде давлений, сил и температурного поля

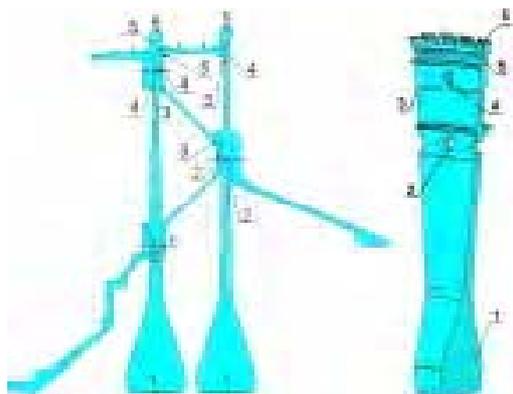


Рис. 2. Критические зоны дисков последних ступеней КВД

Как видно из рис. 2, на диске всегда имеется несколько критических зон, степень опасности которых может быть установлена путем сравнения повреждаемости в этих зонах.

Повреждаемость деталей в критических зонах определяется по формуле:

$$P_i = \frac{1}{N_{раз-i}}, \quad (1)$$

где $N_{раз-i}$ —число циклов до разрушения детали в i -й зоне при действующем уровне напряжений и температур.

Величина $N_{раз-i}$ может быть найдена различными методами (по кривым малоциклового усталости, по уравнению Мэнсона и др.). При определении числа циклов до разрушения по кривым малоциклового усталости (МЦУ) следует пользоваться только доверительными интервалами кривой (подтвержденных испытаниями образцов). Сравнение повреждаемости в четырех критических зонах последних ступеней КВД двухконтурного ТРДД представлено в таблице 1.

Повреждаемость, определенная по формуле Мэнсона, значительно отличается от величины повреждаемости, определенной по кривым МЦУ.

Если перейти к относительной повреждаемости (берем отношение величин повреждаемости подобных зон двух дисков, 6 и 7 ступеней), то получим иную картину (см. рис.3).

Таблица 1 –Повреждаемость в критических зонах дисков КВД

Критическая зона	Номер ступени	$\sigma_{экв} \cdot 10^{-1}$, МПа	t , °C	P_i , по Мэнсону	P_i , по кривым МЦУ
Ступица	6	54,378	200	$2,907 \cdot 10^{-7}$	$0,55 \cdot 10^{-8}$
	7	54,78	340	$4,428 \cdot 10^{-7}$	$0,663 \cdot 10^{-8}$
Отверстие	6	79,69	270	$6,218 \cdot 10^{-6}$	$0,166 \cdot 10^{-4}$
	7	115,7	505	$3,923 \cdot 10^{-5}$	$1 \cdot 10^{-4}$
Полотно	6	75,42	350	$0,4719 \cdot 10^{-5}$	$8,9 \cdot 10^{-6}$
	7	42,66	530	$0,4866 \cdot 10^{-7}$	$0,1 \cdot 10^{-6}$
Шейка	6	30,45	470	$1,307 \cdot 10^{-9}$	$11,52 \cdot 10^{-9}$
	7	21,29	530	$0,5239 \cdot 10^{-10}$	$0,5 \cdot 10^{-9}$

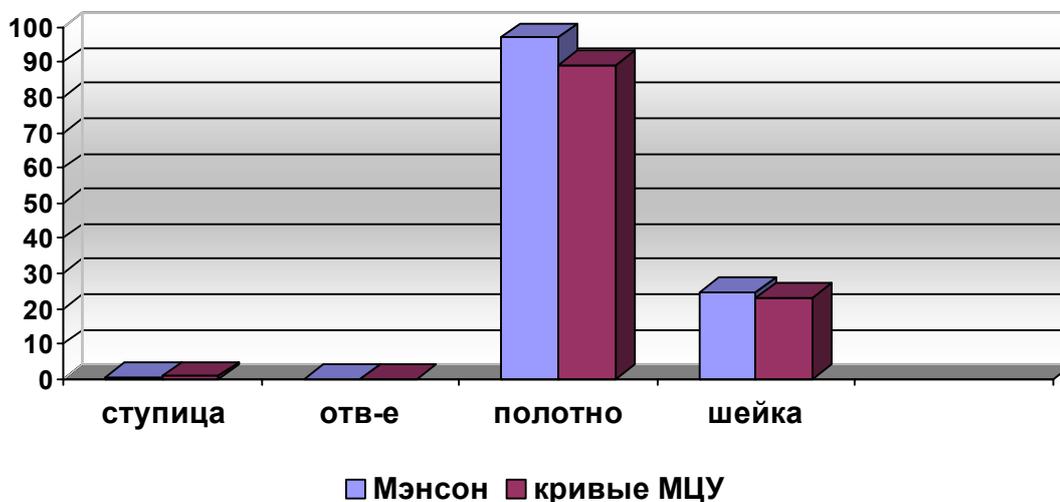


Рис. 3. Относительная повреждаемость подобных критических зон дисков последних ступеней КВД

В случае рассматриваемой детали, критической зоной, определяющей ресурс, является зона отверстий, где получили максимальную величину повреждаемости. Следует отметить, что при определении относительной повреждаемости двух деталей, сравнение желательно проводить по зонам с однотипными концентраторами.

Процессы упруго-пластического деформирования материала и накопления малоциклового повреждения в зоне концентрации "являются нестационарными и характеризуются непрерывной трансформацией полей деформаций и напряжений как в пределах цикла нагружения, так и от цикла к циклу" [4].

В качестве критерия напряженности диска в местах концентрации напряжений может быть принято условие Губера-Мизеса (2):

$$\sigma_{экр} = \left\{ \frac{1}{2} \left[(\sigma_x - \sigma_y)^2 + (\sigma_y - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_x)^2 + 6(\sigma_{xy}^2 + \sigma_{yz}^2 + \sigma_{xz}^2) \right] \right\}^{1/2}, \quad (2)$$

где σ_x – радиальные напряжения;

σ_y – окружные напряжения;

σ_z – осевые напряжения;

$\sigma_{экр}$ – эквивалентные напряжения в рассматриваемой зоне диска.

Чем меньше величина действующих эквивалентных напряжений, тем больше циклическая долговечность диска. Снижения уровня напряжений в зонах концентрации напряжений можно добиться путем увеличения размеров диска. Однако такой путь приводит к увеличению веса двигателя и к снижению его удельных параметров. Поэтому целесообразно применять другие методы снижения уровня напряжений и, как следствие, повышения циклической долговечности диска.

Для уменьшения напряженности диска в ободных местах концентрации напряжений можно воспользоваться изменением геометрии доньшка паза, разнесением компонент эквивалентного напряжения по различным зонам рассматриваемого участка поверхности диска (рис. 4).

Суть сводится к разделению окружных напряжений и радиальных напряжений в зоне острого угла. Эффект был достигнут за счет изменения геометрии доньшка паза диска с плоского на скругленное, что, в свою очередь, позволило увеличить радиус перехода от доньшка паза к рабочим поверхностям диска с R1 мм до R1,4 мм. Такое увеличение радиуса привело к уменьшению радиальных напряжений концентрации в уголках паза на 13,5 %.

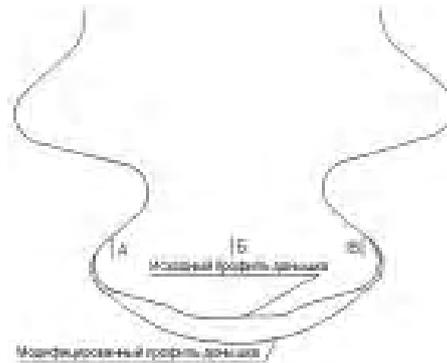


Рис. 4. Эскиз модификации доньшка паза

На рис. 4 показан характер модификации доньшка паза. Проведенные расчеты НДС исходной и модифицированной геометрии доньшка паза диска подтвердили наличие снижения уровня радиальных и окружных напряжений. На рис. 5 представлено в виде графиков распределение радиальных (S_x), окружных (S_y) и эквивалентных ($S_{экв}$) напряжений в узлах, лежащих по линии, образующей контур доньшка на входе в паз. Зона А выбрана в радиусе сопряжения со стороны острого угла паза, именно здесь происходит концентрация напряжений. Зона В находится примерно в середине доньшка паза, зона В расположена в радиусе сопряжения со стороны тупого угла.

На графике видно, что при исходном профиле доньшка паза в зоне А имеем максимум как радиальных, так и окружных напряжений, поэтому и эквивалентные напряжения достаточно велики.

С переходом на модифицированное доньшко, получаем снижение радиальных напряжений (за счет увеличения радиуса перехода от доньшка паза к рабочим поверхностям диска). Кроме этого, пик максимальных окружных напряжений перемещается ближе к середине доньшка, снижаясь на 16 %. В зоне острого угла окружные напряжения снижаются более чем в 3 раза, тем самым, участвуя в снижении величины эквивалентных напряжений. Эффект модификации паза – снижение действующих эквивалентных напряжений в области острого угла на 12 %.

Другой способ уменьшения действующего уровня напряжений может быть показан на примере замкового соединения типа "ласточкин хвост".

Проведенное моделирование НДС диска показало в основании межпазового выступа существование повышенного уровня напряжений на выходе из замкового соединения типа "ласточкин хвост" со стороны острого угла. Расчетные исследования подтверждаются опытом эксплуатации: наличие трещин в рассматриваемом месте.

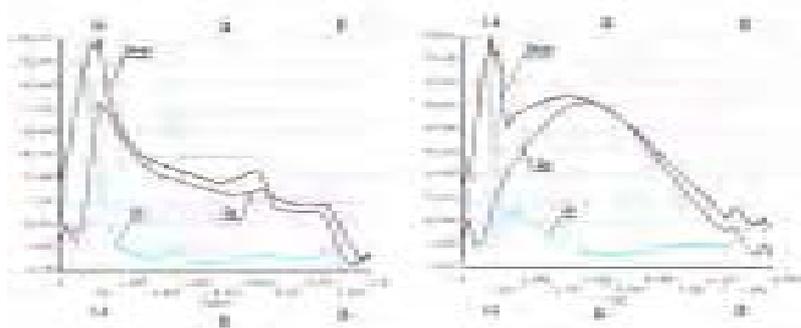


Рис. 5. Распределение радиальных (S_x), окружных (S_y) и эквивалентных ($S_{\text{эке}}$) напряжений по входной кромке доньшка паза исходного профиля (слева) и модифицированного профиля (справа)

Введение фаски по острой выходной кромке поверхности сопряжения доньшка паза с контактной поверхностью межпазового выступа (см. рис. 6) позволило уменьшить уровень напряжений. Дальнейшие расчетные исследования показали, что существует оптимальный размер фаски, при которой будет минимально возможный уровень напряжений концентрации в основании межпазового выступа со стороны острого угла (рис. 7).

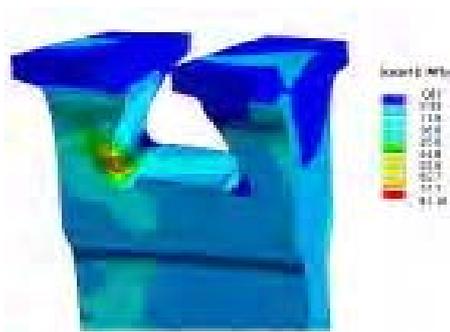


Рис. 6. Уменьшение концентрации напряжений в основании межпазового выступа

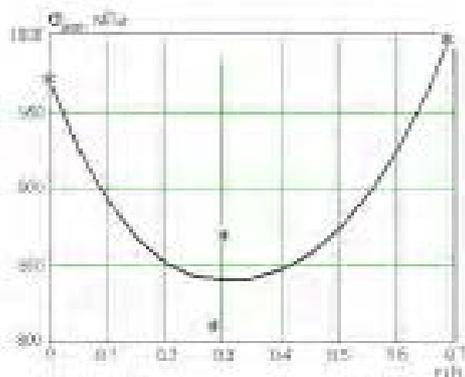


Рис. 7. Зависимость величины напряжений концентрации от относительной величины радиуса доработки снования межпазового выступа

Типичным концентратором для диска является отверстие в полотне. Долгое время действующий уровень напряжений в зоне отверстий определялся на основании осесимметричного расчета диска с последующим использованием формулы Теве-ровского, а именно:

$$K_{\sigma} = 3 - \frac{\sigma_x}{\sigma_y} - \frac{d}{b-d}, \quad (3)$$

где σ_x, σ_y – радиальные и окружные напряжения;
 d – диаметр отверстия;

$b = \frac{2\pi R}{z}$ – ширина перемычки между отверстиями.

При таком подходе к определению максимальных напряжений не учитывается целый ряд важных факторов (соотношение радиальных и окружных напряжений по контуру отверстия, близость действующих напряжений к пределу текучести материала диска, изменение геометрии диска в районе отверстий и другие), характеризующих особенности конструкции.

Достоверное значение максимального действующего уровня напряжений в районе отверстия полотна диска можно получить только на основании использования расчетной модели высокого уровня.

В результате проведенного исследования с применением 3-х мерных расчетных моделей был выбран вариант с введением двух бобышек (форма которых определялась путем численного моделирования) с обеих сторон фланца (рис. 8). При этом уровень действующих напряжений был снижен более чем на 27 %.

Использование программного комплекса и решение задачи в нелинейной постановке позволило, в частности, продлить ресурс с обеспечением надежности диску последней ступени КВД. При очередной разборке и дефектации ротора были обнаружены трещины под опорным буртом в зоне фланцевого соединения. Решение разных вариантов доработки диска в нелинейной постанов-

ке с применением контактных элементов по цилиндрическим и торцевым поверхностям помогло выбрать оптимальную форму доработки критической зоны, выйти на уровень напряжений, допускающий продление ресурса диска (см. рис. 9).

На этих примерах показано обеспечение надежной работы диска в течение требуемого ресурса путем проведения снижения повторно-статических напряжений в критических зонах. Такое моделирование должно проводиться с учетом опыта доводки и эксплуатации прототипов.

Существенное влияние на напряжения в критических зонах дисков может оказать технологическая наследственность [5]. В понятие технологической наследственности входит влияние производственных процессов и отдельных операций на несущую способность дисков.

Технологическую наследственность можно оп-

ределять физическими, химическими, структурными, деформационными и геометрическими параметрами, сформировавшимися в объеме детали после основных технологических процессов или в поверхностном слое после окончательных операций, отрицательно влияющих на надежность детали.

Как видно из приведенных примеров, использование компьютерного моделирования позволяет снизить уровень повторно-статических напряжений в критических зонах и, тем самым, обеспечить требуемые значения ресурсов дисков, повысить надежность их работы, уменьшить стоимость ремонтов.

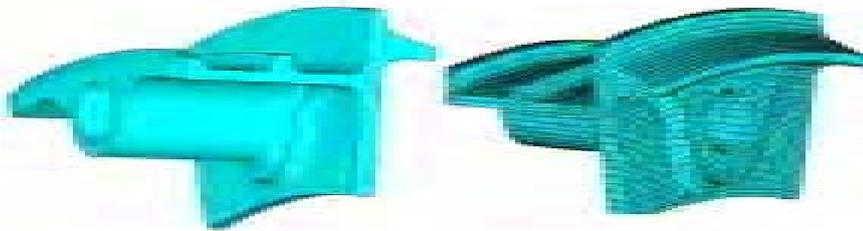


Рис. 8. Конструктивное решение уменьшения концентрации напряжений в зоне отверстий

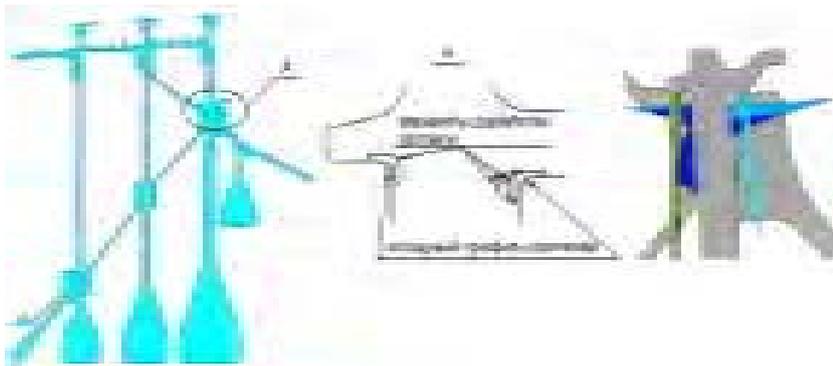


Рис. 9. Пример конструкции ротора с обнаруженными трещинами под буртом в районе фланца; выделен фрагмент (А) с возможными вариантами доработки; справа – распределение контактных напряжений по рабочим поверхностям фланцевого соединения в окончательном решении

Список литературы

1. Муравченко Ф.М., Шереметьев А.В. Об особенностях прочностной доводки современных АГТД на заданный ресурс //Авиационно-космическая техника и технология: Сб. Научн. Тр. – Харьков: Гос. аэрокосмич.Уни-т, 1999. – Вып.9 – С. 5-9.
2. Шереметьев А.В., Петров А.В. Использование компьютерного моделирования для учета технологической наследственности при установлении ресурсов деталей авиационных ГТД // Авиационно-космическая техника и технология. – 2005. – №.4(20). – С. 50-53.

3. Муравченко Ф.М., А.В. Шереметьев А.В. О методе определения циклических ресурсов авиадвигателей // Сборник трудов Международной конференции. Оценка и обоснование продления ресурса элементов конструкций, т.2: Киев, 2000. – С. 831-836.
4. Механическое поведение материалов при различных видах нагружения / В. Т. Трощенко, А. А. Лебедев, В. А. Стрижало и др. – К.: Логос. – 2000. – 571 с.
5. Кузнецов Н.Д., Цейтлин В.И., Волков В.И. Технологические методы повышения надежности деталей машин. – М.: Машиностроение, 1993. – 304 с.

Поступила в редакцию 26.05.2006 г.

Розглянуті можливості використання комп'ютерного моделювання, розрахункових моделей високого рівню. Приведені різні варіанти конструкцій зі зменшеним рівнем напруги, що веде до збільшення розрахункового циклічного ресурсу.

The possibility of computer modeling the high-level calculating models are considered. There was shown the different design variants with the diminish stress level, leading to the service life incline.

УДК 621.43, 621.95, 621.923.

*П. Д. Жеманюк, В. В. Кутырев, И. Л. Гликсон, С. И. Шанькин***КРИТЕРИИ НЕСУЩЕЙ СПОСОБНОСТИ ДИСКОВ
ТУРБОМАШИН**

Предложена методика, позволяющая повысить достоверность прогнозирования запаса по разрушающей частоте вращения дисков и уменьшить объем экспериментальных исследований за счет введения поправочных коэффициентов, определенных на основании результатов разгонных испытаний дисков типовых конструкций, отношения предела текучести к пределу прочности, а также пластичности материала.

1 Разрушение дисков турбомашин не локализуется внутри силовой установки, поэтому обеспечение их прочности имеет большое значение для безопасной эксплуатации летательных аппаратов.

Для оценки прочности дисков газотурбинных двигателей используют расчетные и экспериментальные запасы по разрушающей частоте вращения. Расчетные запасы несущей способности K_{e1} и K_{e2} определяют следующим образом:

$$K_{e1} = n_1^{\min} / n_{\max}, \quad K_{e2} = n_2^{\min} / n_{\max},$$

где n_1^{\min} и n_2^{\min} (далее n_p) – разрушающие частоты вращения дисков соответственно, по meridionalному или цилиндрическому сечению, рассчитанные по теории предельного равновесия, n_{\max} – максимальная частота вращения диска в эксплуатационных условиях.

При использовании теории предельного равновесия, предполагают идеальное выравнивание напряжений в момент разрушения и равенство нормальных напряжений пределу прочности материала во всех точках рассматриваемого критического сечения [1].

При расчете используют минимальные (по ТУ) значения предела прочности материала. Однако известный расчетный метод не учитывает многообразие факторов, влияющих на разрушающую частоту вращения дисков, в том числе особенности конструкции и свойств материала, что приводит к существенной погрешности расчетов. Так, для дисков из никелевых сплавов, пластичность (ψ) которых превышает 10 %, расхождение расчетных и экспериментальных значений может достигать 20 %. Поэтому применение этого метода при оценке разрушающих частот вращения дисков обычно требует использования эмпирических поправочных коэффициентов.

Для дисков не типичных конструкций и дисков, изготовленных из новых материалов, а также для дисков, у которых расчетные запасы K_e не удовлетворяют допускаемым значениям, определяют экспериментальный запас по разрушающей частоте вращения диска:

$$K_{e3} = n_3^{\min} / n_{\max},$$

где n_3^{\min} – разрушающая частота вращения диска, имеющего минимальные значения механических характеристик материала, при тепловом состоянии, соответствующем эксплуатационным условиям.

Однако в условиях испытаний на разгонных стендах не удается воспроизвести такое же тепловое состояние диска, как в эксплуатационных условиях. Кроме того, при разгонных испытаниях, как правило, предел прочности материала испытуемого диска отличается от минимального значения. При несоответствии стендовых и эксплуатационных условий теплового состояния выполняют корректировку результатов разгонных испытаний расчетным путем. В этом случае экспериментальный запас вычисляют следующим образом:

$$K_{e3} = (n_3^{\phi} / n_{\max}) \kappa_1^3 \kappa_2^3,$$

где n_3^{ϕ} – фактическая разрушающая частота вращения диска, достигнутая при разгонных испытаниях; $\kappa_1^3 = n_p^{t_{раб}} / n_p^{t_{экс}}$ – коэффициент, учитывающий отношение расчетных разрушающих частот вращения, определенных в условиях теплового нагружения диска в эксплуатационных и стендовых условиях (учитывает разницу пределов прочности материала при разных температурных условиях); $\kappa_2^3 = (\sigma_g^{\min} / \sigma_g^{\phi})^{0,5}$ – коэффициент, учитывающий отличие фактического предела прочности σ_g^{ϕ} материала испытуемого диска от минимального значения этой характеристики при $t = 20$ °С.

Для подтверждения работоспособности роторов необходимо экспериментальным путем оценить достаточность прочности наиболее нагруженных дисков. Однако в некоторых случаях проведение эксперимента является технологически затруднительным или требующим существенных затрат.

2 Авторами предложена методика, позволяющая уменьшить объем экспериментальных исследований

дований за счет использования результатов резонансных испытаний дисков-прототипов и расчетов методом конечных элементов [2÷4], а также оценить достаточность прочности дисков в условиях испытаний на двигателе.

Введены прогнозируемый экспериментальный запас $K_{\epsilon\epsilon}^{np}$ по разрушающей частоте вращения диска и расчетный запас по локальному разрушению $K_{\epsilon\epsilon}$.

2.1 Для дисков типовых конструкций запас $K_{\epsilon\epsilon}^{np}$ определяется на основании расчетов, выполненных с использованием теории предельного равновесия и эмпирических коэффициентов, учитывающих особенности конструкции и свойства материала:

$$K_{\epsilon\epsilon}^{np} = n_{\kappa,\gamma}^{\min} / n_{\max},$$

где $n_{\kappa,\gamma}^{\min}$ – прогнозируемая разрушающая частота вращения диска, рассчитанная методом предельного равновесия и скорректированная с использованием эмпирических коэффициентов κ_1 и κ_2 , где $\kappa_1 = (\sigma_{0,2} / \sigma_{\epsilon})^{0,25}$ учитывает отношение предела текучести к пределу прочности материала, κ_2 – влияние толщины ступицы и концентраторов напряжений, его определяют по эмпирическим зависимостям, полученным на основе испытаний различных типов дисков [3]. При расчете используют значение минимального предела прочности материала $\sigma_{\epsilon}^{\min} = \bar{\sigma}_{\epsilon} - 3S_{\sigma_{\epsilon}}$, где $\bar{\sigma}_{\epsilon}$ и $S_{\sigma_{\epsilon}}$ среднее значение предела прочности материала и среднеквадратическое отклонение. Пределы прочности материала – σ_{ϵ}^{\min} , определяют по результатам испытаний стандартных образцов в рабочем диапазоне температур.

2.2 Расчетный запас $K_{\epsilon\epsilon}$ определяют с использованием расчетов методом конечных элементов в сочетании с локальными деформационными критериями прочности [4].

В этом методе расчета момент разрушения определяют из условия равенства интенсивности упругопластических деформаций в критической зоне диска предельному значению деформации ϵ_{\lim} , т.е.: $\epsilon_i = \epsilon_{\lim}$, причем $\epsilon_{\lim} = \epsilon_f^u (1 - \sigma / \sigma_{\epsilon}^u)$, где ϵ_i – интенсивность упругопластических деформаций в критической зоне диска; $\sigma_{\epsilon}^u = \sigma_{\epsilon} / (1 - \psi)$ и $\epsilon_f^u = \ln 1 / (1 - \psi)$ – истинные значения предела прочности и деформации материала образца, σ – среднее нормальное напряжение в рассматриваемой зоне. (При расчетах используют средние значения механических характеристик: $\bar{\sigma}_{m\kappa}$, $\bar{\sigma}_{0,2}$, $\bar{\sigma}_{\epsilon}$, $\bar{\psi}$).

При тепловом состоянии диска, соответствующем эксплуатационным условиям, расчетный за-

пас $K_{\epsilon\epsilon}$ определяют также как прогнозируемый экспериментальный запас:

$$K_{\epsilon\epsilon} = n_{\epsilon}^{\min} / n_{\max},$$

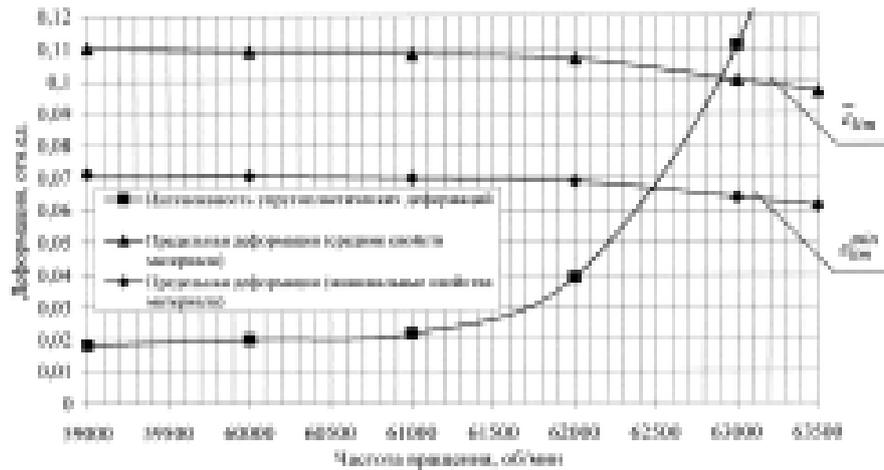
где при расчете n_{ϵ}^{\min} используют минимальные значения механических характеристик материала.

Расчетный запас $K_{\epsilon\epsilon}$ может быть определен для каждого эксплуатационного режима. Однако для этого потребуется выполнить большой объем вычислительных работ. Как правило, расчеты выполняют для одного из режимов работы двигателя или при нормальной температуре и проводят корректировку результатов расчетов с использованием поправочных коэффициентов. Расчетный запас $K_{\epsilon\epsilon}$, определенный в условиях, отличающихся от эксплуатационных, корректируют аналогично экспериментальному, при этом вместо фактического предела прочности используют среднее значение:

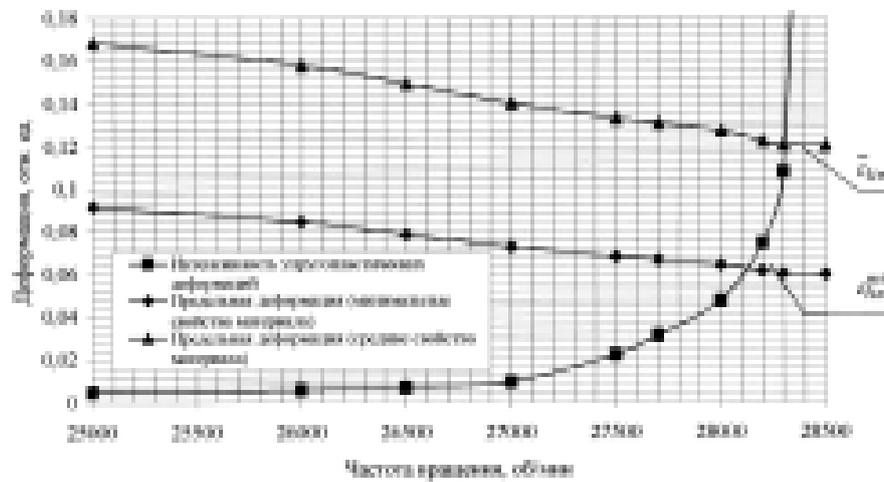
$$K_{\epsilon\epsilon} = (\bar{n}_{\epsilon} / n_{\max}) \kappa_1^{\epsilon} \kappa_2^{\epsilon},$$

где $\kappa_1^{\epsilon} = n_{\kappa,\gamma}^{t\text{раб}} / n_{\kappa,\gamma}^{t\text{расч}}$ и $\kappa_2^{\epsilon} = (\sigma_{\epsilon}^{\min} / \bar{\sigma}_{\epsilon})^{0,5}$ – соответственно коэффициенты, учитывающие отличие пределов прочности и отношений $\sigma_{0,2} / \sigma_{\epsilon}$ материала при разных температурных условиях и различие между средним $\bar{\sigma}_{\epsilon}$ и минимальным σ_{ϵ}^{\min} значением предела прочности материала.

2.3 Дальнейшее уточнение запаса по разрушающей частоте вращения может быть достигнуто учетом пластичности материалов при использовании расчетов [4]. В этом случае для оценки влияния пластичности материала строят кривые изменения интенсивности упруго-пластических деформаций и предельных деформаций $\bar{\epsilon}_{\lim}$ и ϵ_{\lim}^{\min} , соответствующие средним и минимальным значениям пластичности материала $\bar{\psi}$ и ψ^{\min} . В качестве минимального значения пластичности материала принимают $\psi^{\min} = \bar{\psi} - 2S_{\psi}$, которое определяют по данным статистического анализа результатов испытаний стандартных образцов в рабочем диапазоне температур. Разрушающие частоты вращения дисков \bar{n}_{ϵ} и n_{ϵ}^{\min} соответствуют точкам пересечения этих кривых (см. рис. 1 и 2).



а



б

Рис. 1. Зависимость интенсивности упругопластических деформаций и предельной деформации в критической зоне от частоты вращения при $t = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$: а – диск свободной турбины вспомогательного двигателя (зона отверстия, R27), сплав ЭК151-ИД; б – диск 1 ступени свободной турбины вертолетного ГТД (зона перехода ступицы в полотно, R35), сплав ЭИ437БУ-ВД

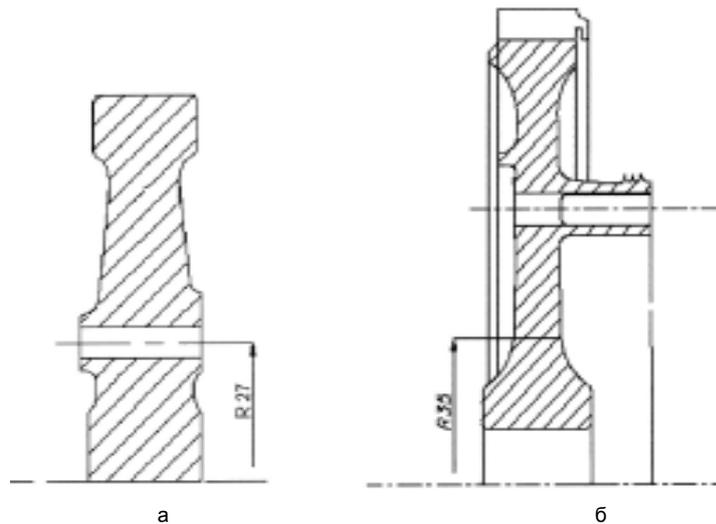


Рис. 2. Эскиз меридионального сечения дисков: а – диск свободной турбины вспомогательного двигателя; б – диск 1 ступени вобдной турбины вертолетного ГТД

В целом для учета влияния особенностей конструкции, отношения предела текучести к пределу прочности, а также пластичности (ψ) материала, прогнозируемый экспериментальный и расчетный запасы по разрушающей частоте вращения дисков предлагается определять следующим образом:

$$K_{\psi} = (n_{\psi}^{\phi} / n_{\max}) \kappa_1^{\psi*} \kappa_2^{\psi} \kappa_3^{\psi};$$

$$K_{\psi\varepsilon} = (\bar{n}_{\varepsilon} / n_{\max}) \kappa_1^{\varepsilon} \kappa_2^{\varepsilon} \kappa_3^{\varepsilon},$$

где $\kappa_1^{\psi*} = n_{\kappa,\gamma}^{t_{\text{раб}}} / n_{\kappa,\gamma}^{t_{\text{эк}}}$ – отношение прогнозируемых разрушающих частот вращения, определенных в эксплуатационных и стендовых условиях (учитывает разницу пределов прочности и отношений пределов текучести к пределам прочности материала при разных температурных условиях); $\kappa_3^{\varepsilon} = n_{\varepsilon}^{\min} / \bar{n}_{\varepsilon}$, $\kappa_3^{\psi} = n_{\varepsilon}^{\min} / n_{\varepsilon}^{\phi}$ – соответственно коэффициенты, учитывающие влияние пластичности материала на разрушающую частоту вращения.

Несущую способность дисков оценивают, исходя из условия достаточности прогнозируемых экспериментальных и расчетных запасов.

Выводы

Запропоновано методику, яка дозволяє підвищити вірогідність прогнозування запасів по руйнівній частоті обертання дисків і зменшити обсяг експериментальних досліджень, за рахунок введення поправочних коефіцієнтів, визначених на підставі результатів розгінних випробувань дисків типових конструкцій, відношення границі текучості до границі міцності, а також пластичності матеріалу.

The technique is offered, permitting to increase the veracity of forecasting margins on destructive rotational speed of disks and to reduce the volume of experimental researches due to the introduction of correction factors defined on basis of the results of accelerating tests of disks of standard designs, proof/ultimate factor, as well as plasticity of material.

Авторами предложена методика прогнозирования запасов несущей способности дисков с использованием эмпирических коэффициентов, определенных на основании результатов разгонных испытаний дисков типовых конструкций, отношения предела текучести к пределу прочности, а также пластичности материала.

Список литературы

1. Демьянушко И.В., Биргер И.А. Расчет на прочность вращающихся дисков. – М.: Машиностроение, 1978. – 247 с.
2. Козлов И.А. и др. Прочность рабочих колес турбомашин. – Киев: Наукова думка, 1972. – 215 с.
3. Кутырев В.В., Петров Е.В. Прогнозирование предельного состояния дисков турбомашин / Конверсия в машиностроении, 2005. – № 4-5. – С. 116-119
4. В.В. Кутырев, П.Д. Жеманюк, И.Л. Гликсон, А.Е. Белинская. Методы оценки несущей способности дисков турбомашин. Надійність і довговічність машин і споруд, 2006. – Вип. 26. – С. 75-81.

Поступила в редакцию 14.06.2006 г.

УДК 629.7.036:539.4

Р. П. Придорожный, А. В. Шереметьев, А. П. Зиньковский

ВЛИЯНИЕ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ ОРИЕНТАЦИИ НА СПЕКТР СОБСТВЕННЫХ ЧАСТОТ И ФОРМ КОЛЕБАНИЙ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ РАБОЧИХ ЛОПАТОК ТУРБИН

Исследовано влияние температурного состояния лопаток и частоты вращения ротора на спектр собственных частот и форм колебаний в зависимости от кристаллографической ориентации монокристаллической лопатки. На основании выполненных расчетов установлено, что влияние температурного состояния лопаток на спектр собственных частот колебаний мало зависит от кристаллографической ориентации лопаток. Влияние частоты вращения ротора на спектр собственных частот колебаний зависит от кристаллографической ориентации и конструкции лопатки.

Введение

Современные лопатки турбин могут быть отлиты в виде монокристаллов с определенными или случайными кристаллографическими направлениями относительно осей лопатки. Этот метод литья лопаток с направленной или монокристаллической структурой получил широкое применение в практике двигателестроения.

При работе двигателя на лопатки газовых турбин действуют периодически изменяющиеся силы. Если частота возбуждающих колебаний совпадает с частотой собственных колебаний лопаток, то возникает явление резонанса. В результате появления на каком-либо режиме работы двигателя резонансных колебаний, напряжения в лопатках резко увеличиваются. Поэтому спектр собственных частот колебаний лопатки является одной из важнейших характеристик лопаток [1].

Постановка проблемы

Вследствие анизотропии физических и механических свойств монокристалла (в том числе анизотропии модуля упругости, величина которого по разным направлениям может изменяться в два раза) кристаллографическая ориентация существенно влияет на спектр собственных колебаний лопатки. Поэтому присутствие в колесе лопаток с различной ориентацией увеличивает разброс собственных частот и, как следствие, приводит к возрастанию опасности попадания лопаток в резонанс на рабочих режимах двигателя, к увеличению уровня напряжений на отдельной лопатке в колесе.

В данной работе проведены расчетные исследования влияния кристаллографической ориентации монокристалла на частотный спектр неохлаждаемой и охлаждаемой лопаток турбин. Исследуемые лопатки турбин изготовлены из жаропрочного сплава ЖС26 на никелевой основе, который имеет гранецентрированную кубическую (ГЦК) решетку.

В настоящее время монокристаллические лопатки отливаются таким образом, чтобы обеспечить совпадение продольной оси лопатки с кристаллографическим направлением $\langle 001 \rangle$ монокристалла, поскольку обеспечивается минимальный модуль упругости в направлении действия максимальных нагрузок. При производстве монокристаллических лопаток допускается угловое отклонение продольной оси лопатки от кристаллографического направления $\langle 001 \rangle$ в пределах 20° . В неохлаждаемых лопатках и, особенно, в охлаждаемых лопатках турбин с развитой системой охлаждения и высоким уровнем термических напряжений кроме продольной (аксиальной) ориентации монокристалла должна быть задана и азимутальная ориентация (расположение осей $\langle 001 \rangle$ монокристалла относительно осей поперечного сечения пера лопатки) в зависимости от конкретной конструкции пера лопатки.

Результаты исследований

Для выяснения влияния кристаллографической ориентации монокристалла относительно осей лопатки на спектр ее собственных частот колебаний проведено расчетное исследование с использованием трехмерных моделей лопаток (рис. 1, 2). Применение трехмерной конечно-элементной модели лопатки позволяет задать любую ориентацию осей монокристалла относительно осей лопатки. Схема метода конечных элементов не претерпевает никаких изменений, лишь соотношения упругости записываются в общей форме, так что значения упругих констант обуславливают несколько иное соотношение между компонентами матрицы жесткости, чем в случае изотропного материала. Для анизотропного материала любая из компонент тензора напряжений влияет на все компоненты тензора деформаций. В этом случае сдвиг неотделим от удлинения, и обобщенный закон Гука в декарто-

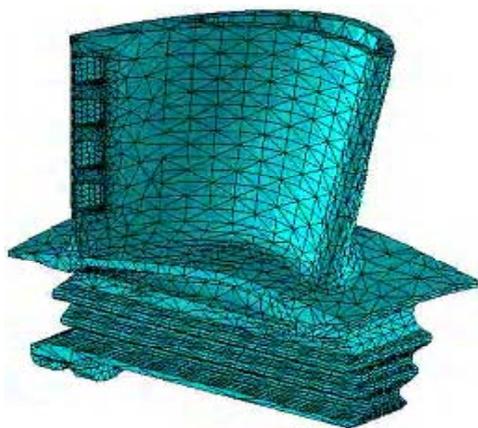


Рис. 1. Конечно-элементная модель охлаждаемой лопатки турбины

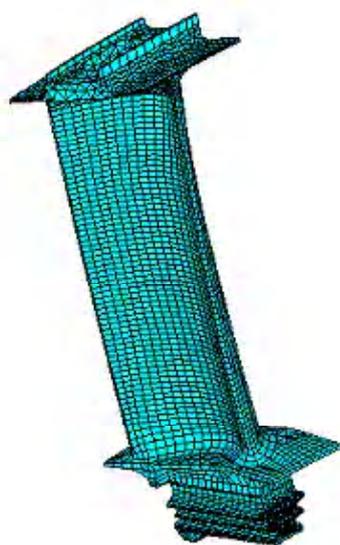


Рис. 2. Конечно-элементная модель неохлаждаемой лопатки турбины

вых координатах имеет самый общий вид с полностью заполненной матрицей податливости.

Одновременно были проведены исследования на вибростенде форм и частот колебаний для охлаждаемой лопатки до частот около 20000 Гц, для неохлаждаемой лопатки до частот около 11000 Гц, что обеспечивает получение возбуждающих частот колебаний лопаток по высокочастотным формам (гармоники возбуждения от числа форсунок камеры сгорания и числа сопловых лопаток) в рабочем диапазоне. Поэтому в данной работе представлены в основном те формы колебаний, которые попадают в этот промежуток. Сравнение результатов расчетов с экспериментальным распределением частот собственных колебаний показывает хорошее соответствие проведенных расчетов эксперименту (таблица 1, 2).

Таблица 1 – Сравнение результатов расчетов собственных частот колебаний охлаждаемой лопатки с экспериментальным распределением собственных частот колебаний

№ п/п	Собственные частоты		
	Расчет	Эксперимент	
	f , Гц	z , штук	f , Гц
1	11924...12774	20	11010...13059
2	17991...19263	5	17135...18000

Таблица 2 – Сравнение результатов расчетов собственных частот колебаний неохлаждаемой лопатки с экспериментальным распределением собственных частот колебаний

№ п/п	Собственные частоты		
	Расчет	Эксперимент	
	f , Гц	z , штук	f , Гц
1	590...813	101	539...685
2	1702...2058	1	1500
3	2667...2810	1	2728
4	3236...3735	1	3175
5	6032...6566	1	5950
6	7492...8180	1	6780
7	9283...10716	1	8020
8	11002...12155	1	10726

Примем, что в исходном положении направление $\langle 001 \rangle$ монокристалла совпадает с продольной осью лопатки, направление $\langle 010 \rangle$ совпадает с окружным направлением, а направление $\langle 100 \rangle$ с осью двигателя.

Воспользовавшись симметрией ГЦК решетки монокристалла, изменение частоты собственных колебаний в зависимости от изменения кристаллографической ориентации продольной оси лопатки можно рассматривать в пределах стереографического треугольника $\langle 001 \rangle$ - $\langle 111 \rangle$ - $\langle 011 \rangle$ [2]. Учитывая, что влияние азимутальной ориентации на величины собственных частот незначительно, а также характер изменения модуля упругости и модуля сдвига в пределах стереографического треугольника, достаточно рассмотреть возможное отклонение продольной оси лопатки от кристаллографического направления $\langle 001 \rangle$ вдоль границ стереографического треугольника $\langle 001 \rangle$ - $\langle 111 \rangle$ и $\langle 001 \rangle$ - $\langle 011 \rangle$.

На основании результатов расчетов составлены таблицы 3, 4, где приведены максимальные

(f_{\max}) и минимальные (f_{\min}) значения собственных частот колебаний и их изменение ($\Delta f = (f_{\max} - f_{\min}) \cdot 100 / f_{\min}$) в зависимости от кристаллографической ориентации лопатки.

Таблица 3 – Значения собственных частот колебаний охлаждаемой лопатки

№ п/п	Отклонение	f_{\min} , Гц	f_{\max} , Гц	Δf , %
1	азимутальное	11924	11970	0,4
	к <011>		12561	5,3
	к <111>		12774	7,1
2	азимутальное	18859	19263	2,1
	к <011>	18501		4,1
	к <111>	17991		7,1
3	азимутальное	26062	26232	0,7
	к <011>	25381	28124	10,8
	к <111>	25370	27309	7,6
4	азимутальное	33644	35324	5,0
	к <011>	33644		5,0
	к <111>	33037		6,9
5	азимутальное	36396	36778	1,0
	к <011>		37621	3,4
	к <111>		37807	3,9

Таблица 4 – Значения собственных частот колебаний неохлаждаемой лопатки

№ п/п	Отклонение	f_{\min} , Гц	f_{\max} , Гц	Δf , %
1	азимутальное	590	591	0,0
	к <011>		740	25,4
	к <111>		813	37,8
2	азимутальное	1701	1702	0,0
	к <011>		2044	20,2
	к <111>		2058	21,0
3	азимутальное	2810	2813	0,1
	к <011>		2863	1,9
	к <111>	2667	2874	7,8
4	азимутальное	3230	3239	0,3
	к <011>		3489	8,0
	к <111>		3735	15,6
5	азимутальное	6196	6211	0,0
	к <011>		6566	6,0
	к <111>	6032	6213	3,0
6	азимутальное	7492	7546	0,7
	к <011>		7958	6,2
	к <111>		8180	9,2
7	азимутальное	9283	9314	0,3
	к <011>		10356	11,6
	к <111>		10716	15,4
8	азимутальное	11002	11102	0,9
	к <011>		12155	10,5
	к <111>		12043	9,5

Результаты расчетов показывают (таблица 3, 4), что влияние азимутальной ориентации на величину собственных частот колебаний охлаждаемой и неохлаждаемой лопаток незначительно (для нео-

хлаждаемой лопатки до 1 %, для охлаждаемой до 5%), хотя следует отметить, что влияние азимутальной ориентации на крутильную форму колебаний охлаждаемой лопатки выше, чем на изгибную форму. Аксиальная ориентация монокристалла более существенно влияет на изменение величин частот собственных колебаний лопаток, чем азимутальная, хотя ее влияние для охлаждаемой лопатки (11%) несколько меньше, чем для неохлаждаемой лопатки (38 %). При этом прослеживается тенденция к уменьшению влияния аксиальной ориентации на изменение частоты колебаний лопатки с повышением ее частоты колебаний. Следует отметить, что для неохлаждаемой лопатки практически во всем диапазоне собственных частот колебаний характерно повышение частоты колебаний при отклонении оси лопатки от направления <001>. Для охлаждаемой лопатки никакой закономерности не наблюдается. Кроме того, в исследуемом диапазоне собственных частот колебаний охлаждаемой лопатки, независимо от ее кристаллографической ориентации, формы колебаний лопаток идентичны. С другой стороны некоторые формы колебаний неохлаждаемой лопатки могут несколько видоизменяться в зависимости от кристаллографической ориентации.

Опыт создания турбинных лопаток показывает, что разброс собственных частот колебаний поликристаллических лопаток за счет технологических допусков составляет до 15 %, допуск для лопаток с направленной структурой составляет до 40 %. Поэтому зачастую за разбросом собственных частот колебаний по кристаллографической ориентации могут скрываться отклонения по технологическим допускам. Как показывают расчеты, влияние аксиальной ориентации на разброс собственных частот колебаний может достигать до 40 % (таблица 3, 4). При отклонении продольной оси лопатки от направления <001> на 20° (в рамках существующего допуска) разброс будет составлять уже 10 %, а при ограничении допуска до 10° разброс будет составлять всего до 3 %. Следовательно, изменение ограничения отклонения продольной оси лопатки с 20° до 10° позволит избежать случаев, когда технологические отклонения скрываются за разбросом собственных частот колебаний, связанным с кристаллографической ориентацией монокристаллической лопатки.

В условиях работы двигателя, лопатки турбины подвергаются воздействию высоких центробежных нагрузок и температур, которые также влияют на спектр собственных частот колебаний. Далее, в работе исследовалось влияние частоты вращения двигателя и температурного состояния лопатки на величину частот собственных колебаний лопатки в соответствии с их кристаллографической ориентацией. Распределение температур и частота вращения ротора взяты на взлетном режиме двигателя.

Учитывая анизотропию свойств монокристалла, поскольку в направлении <111> монокристалл обладает большей жесткостью при растяжении (имеет максимальное значение модуля упругости), а в направлении <001> обладает наибольшей жесткостью при кручении (максимальное значение модуля сдвига), и на основании приведенных расчетов, для исследования были выбраны два кристаллографических направления <001> и <111>.

В соответствии с этим, проведены расчеты по определению частот собственных колебаний лопаток с определением вклада каждого из перечисленных факторов в изменение спектра собственных частот. На рис. 3, 4 и в таблицах 5, 6 приведены значения собственных частот (f) и их изменение ($\Delta f = |f_{T=20, n=0} - f_{T=20, n=0}| \cdot 100 / f_{T=20, n=0}$) в зависимости от температуры (T) и частоты вращения ротора (n) охлаждаемой и неохлаждаемой лопаток соответственно.

Результаты расчетов показывают, что с повышением рабочих температур происходит уменьшение величин собственных частот колебаний лопаток, а с увеличением оборотов, наоборот, происходит увеличение величин собственных частот колебаний лопаток, что характерно и для лопаток с поликристаллической структурой [3, 4]. Влияние частоты вращения на спектр собственных частот колебаний охлаждаемой лопатки незначительно (до 2 %), влияние температуры составляет 12-14 %. Как следствие, происходит уменьшение собственных частот колебаний на взлетном режиме двигателя до 10-13 %, при этом влияния кристаллографической ориентации лопатки не наблюдается. Для неохлаждаемой лопатки характерно уменьшение влияния (с 31% до 2 %) частоты вращения ротора на спектр собственных частот колебаний лопатки с увеличением частоты колебаний (что характерно и для компрессорных лопаток подобной размернос-

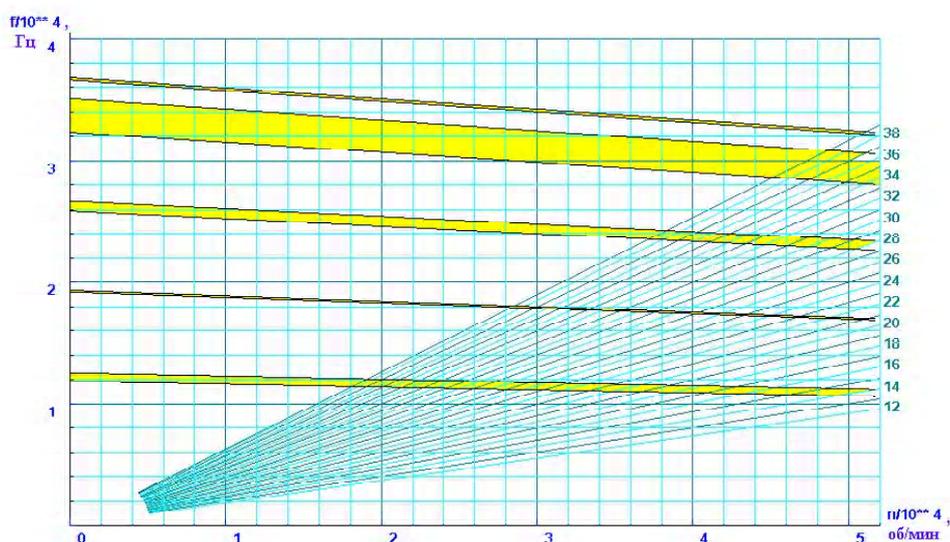


Рис. 3. Значения собственных частот колебаний охлаждаемой лопатки и их изменение в зависимости от температуры

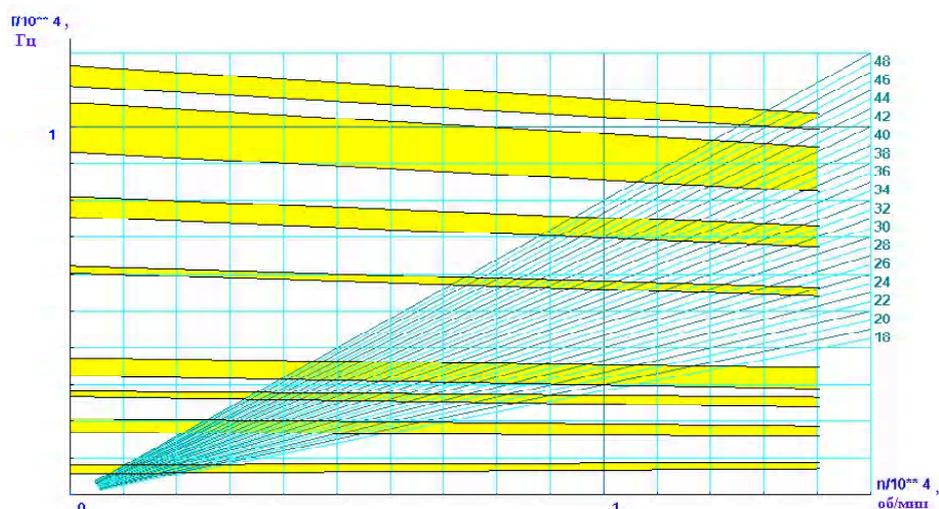


Рис. 4. Значения собственных частот колебаний неохлаждаемой лопатки и их изменение в зависимости от температуры и частоты вращения ротора

ти), при этом оно существенно зависит от кристаллографической ориентации лопатки. Влияние температур на спектр собственных частот колебаний неохлаждаемой лопатки аналогично влиянию для охлаждаемой лопатки и составляет 11-13 %. Поэтому на взлетном режиме двигателя более низкие собственные частоты колебаний увеличиваются до 22 %, а более высокие уменьшаются до 12 % (таблица 5, 6).

Далее, в работе сравнивалось влияние кристаллографической ориентации, частоты вращения двигателя и температуры на величину частот собственных колебаний небандажированной отдельной лопатки и лопатки в составе рабочего колеса. Характер влияния кристаллографической ориентации, уровня температур, изменения частоты вращения на изменение спектра собственных частот колебаний на рабочем режиме двигателя не зависит от того, как рассматривается лопатка (отдельная лопатка или лопатка в составе рабочего колеса).

Для сравнения были проведены расчеты по

определению собственных частот колебаний отдельной охлаждаемой лопатки и лопатки в составе рабочего колеса (рис. 5). Поскольку конструкция рабочего колеса циклосимметрична, моделировался только один сектор диска с лопаткой. Закрепление лопатки проводилось по контактным площадкам замкового соединения. В таблице 7 представлен сравнительный анализ расчета спектра собственных частот колебаний небандажированной отдельной охлаждаемой лопатки ($f_{л}$) и лопатки в составе рабочего колеса ($f_{л+\delta}$) и их разность ($\Delta f = |f_{л} - f_{л+\delta}| \cdot 100 / f_{л}$).

Таблица 5 – Значения собственных частот колебаний охлаждаемой лопатки и их изменение в зависимости от температуры и частоты вращения ротора

№ п/п	Напр.	$T=20^{\circ}\text{C}, n=0$		$T=20^{\circ}\text{C}, n=n_p^*$		$T=T_p^*, n=0$		$T=T_p^*, n=n_p^*$	
		$f, \text{Гц}$	$\Delta f, \%$	$f, \text{Гц}$	$\Delta f, \%$	$f, \text{Гц}$	$\Delta f, \%$	$f, \text{Гц}$	$\Delta f, \%$
1	<001>	11891	-	12100	1,8	10372	12,8	10612	10,8
	<111>	12552	-	12745	1,5	10984	12,5	11205	10,7
2	<001>	19185	-	19325	0,7	16735	12,8	16895	11,9
	<111>	19331	-	19464	0,7	16866	12,8	17018	12,0
3	<001>	25861	-	25965	0,4	22512	13,0	22633	12,5
	<111>	26691	-	26789	0,4	23297	12,7	23409	12,3
4	<001>	35090	-	35173	0,2	30481	13,1	30573	12,9
	<111>	32347	-	32427	0,2	27958	13,6	28049	13,3
5	<001>	36564	-	36904	0,9	31742	13,2	32139	12,1
	<111>	36770	-	37104	0,9	31977	13,0	32362	12,0

Таблица 6 – Значения собственных частот колебаний неохлаждаемой лопатки и их изменение в зависимости от температуры и частоты вращения ротора

№ п/п	Напр.	$T=20^{\circ}\text{C}, n=0$		$T=20^{\circ}\text{C}, n=n_p^*$		$T=T_p^*, n=0$		$T=T_p^*, n=n_p^*$	
		$f, \text{Гц}$	$\Delta f, \%$	$f, \text{Гц}$	$\Delta f, \%$	$f, \text{Гц}$	$\Delta f, \%$	$f, \text{Гц}$	$\Delta f, \%$
1	<001>	590	-	772	30,8	516	12,5	717	21,5
	<111>	813	-	949	16,7	722	11,2	875	7,6
2	<001>	1702	-	1781	4,6	1489	12,5	1580	7,2
	<111>	2058	-	2123	3,2	1802	12,4	1875	8,9
3	<001>	2810	-	2993	6,5	2447	12,9	2657	5,4
	<111>	2667	-	2708	1,5	2346	12,0	2392	10,3
4	<001>	3236	-	3282	1,4	2847	12,0	2897	10,5
	<111>	3735	-	3882	3,9	3297	11,7	3463	7,3
5	<001>	6211	-	6396	3,0	5425	12,7	5640	9,2
	<111>	6032	-	6141	1,8	5275	12,5	5399	10,5
6	<001>	7546	-	7658	1,5	6613	12,4	6739	10,7
	<111>	8092	-	8260	2,1	7109	12,1	7303	9,8
7	<001>	9310	-	9378	0,7	8154	12,4	8231	11,6
	<111>	10655	-	10721	0,6	9383	11,9	9460	11,2
8	<001>	11094	-	11302	1,9	9691	12,6	9927	10,5
	<111>	11659	-	11798	1,2	10208	12,4	10366	11,1

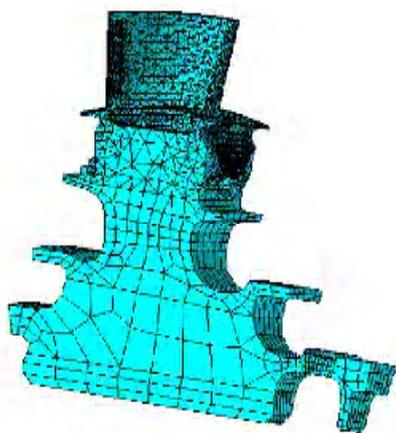


Рис. 5. Конечно-элементная модель ротора турбины авиационного ГТД

Из результатов расчетов, приведенных в таблице, следует, что собственные частоты колебаний, определенные с помощью модели отдельной лопатки и лопатки в составе рабочего колеса совпадают с точностью до 7%. Следовательно, характер влияния кристаллографической ориентации, уровня температур, изменения частоты вращения на изменение спектра собственных частот колебаний на рабочем режиме двигателя слабо зависит от того, как рассматривается лопатка (отдельная лопатка или лопатка в составе рабочего колеса). Это говорит о том, что для предварительных расчетов достаточно использовать модель отдельной лопатки.

Выводы

На основании проведенных расчетов можно сделать следующие выводы:

1. Азимутальная ориентация монокристаллических лопаток практически не оказывает влияния на разброс собственных частот колебаний. Наиболее существенное влияние оказывает аксиальная ориентация лопатки. Поэтому ограничение отклонения продольной оси лопатки от направления <001> позволяет значительно уменьшить разброс собственных частот колебаний, тем самым, уменьшая вероятность попадания отдельных лопаток в резонанс на рабочих режимах двигателя и увеличения уровня напряжений на отдельной лопатке в колесе, при необходимости упрощается отстройка от опасных резонансов.
2. Изменение существующего допуска на ограничение отклонения продольной оси лопатки от направления <001> с 20° до 10° позволит избежать случаев, когда технологические отклонения скрываются за разбросом собственных частот колебаний, связанным с кристаллографической ориентацией монокристаллической лопатки.
3. На изменение спектра собственных частот колебаний монокристаллической лопатки на рабо-

Таблица 7 – Сравнительный анализ расчета спектра собственных частот колебаний отдельной лопатки и лопатки в составе рабочего колеса

Напр.	№ п/п	Режим	Система	f, Гц	Δf, %
<001>	1	T= 20°C, n = 0	Лопатка	11891	1,5
			Раб. кол.	12074	
		T = T _p , n= n _p	Лопатка	10612	2,6
			Раб. кол.	10883	
	2	T= 20°C, n = 0	Лопатка	19185	2,0
			Раб. кол.	18807	
		T = T _p , n= n _p	Лопатка	16895	1,0
			Раб. кол.	17057	
	3	T= 20°C, n = 0	Лопатка	25861	3,7
			Раб. кол.	24916	
	T = T _p , n= n _p	Лопатка	22633	4,6	
		Раб. кол.	23722		
4	T= 20°C, n = 0	Лопатка	35090	2,0	
		Раб. кол.	34382		
	T = T _p , n= n _p	Лопатка	30573	1,8	
		Раб. кол.	30010		
5	T= 20°C, n = 0	Лопатка	36564	0,3	
		Раб. кол.	36442		
	T = T _p , n= n _p	Лопатка	32139	5,7	
		Раб. кол.	33970		
<111>	1	T= 20°C, n = 0	Лопатка	12552	1,6
			Раб. кол.	12750	
		T = T _p , n= n _p	Лопатка	11205	2,7
			Раб. кол.	11502	
	2	T= 20°C, n = 0	Лопатка	19331	3,9
			Раб. кол.	18586	
		T = T _p , n= n _p	Лопатка	17018	0,0
			Раб. кол.	17015	
	3	T= 20°C, n = 0	Лопатка	26691	6,6
			Раб. кол.	24938	
	T = T _p , n= n _p	Лопатка	23409	1,5	
		Раб. кол.	23762		
4	T= 20°C, n = 0	Лопатка	32347	1,1	
		Раб. кол.	32002		
	T = T _p , n= n _p	Лопатка	28049	6,4	
		Раб. кол.	29857		
5	T= 20°C, n = 0	Лопатка	36770	0,1	
		Раб. кол.	36789		
	T = T _p , n= n _p	Лопатка	32362	6,1	
		Раб. кол.	34347		

чем режиме двигателя в первую очередь оказывает влияние уровень температур, а изменение частоты вращения не приводит к существенному изменению спектра собственных частот колебаний, за исключением низших собственных частот неохлаждаемой лопатки, где наблюдается обратная картина.

4. Влияние температурного состояния лопаток на спектр собственных частот колебаний мало зависит от кристаллографической ориентации лопаток.

5. Влияние частоты вращения ротора на спектр собственных частот колебаний существенно зави-

сит от кристаллографической ориентации неохлаждаемой лопатки и мало зависит от кристаллографической ориентации охлаждаемой лопатки.

6. Характер влияния кристаллографической ориентации, температурного состояния, изменения частоты вращения на изменение спектра собственных частот колебаний на рабочем режиме двигателя практически не зависит от того, как рассматривается лопатка (как отдельная лопатка или лопатка в составе рабочего колеса).

Список литературы

1. Воробьев Ю. С. Колебания лопаточного аппарата турбомашин. – К.: Наук. думка, 1988. – 224 с.
2. Мельникова Г. В., Шорр Б. Ф., Магеррамова Л. А. и др. Влияние кристаллографической ориентации монокристалла и ее технологического

разброса на частотный спектр турбинных лопаток // *Авіаційно-космічна техніка і технологія*. – 2001. – Вип. 26. – С. 140-144.

3. Левин А. В., Боришанский К. Н., Консон Е. Д. Прочность и вибрация лопаток и дисков паровых турбин. – Л.: Машиностроение, 1981. – 710 с.
4. Биргер И. А., Шорр Б. Ф., Иосилевич Г. Б. Расчет на прочность деталей машин. – М.: Машиностроение, 1979. – 702 с.

Поступила в редакцию 26.05.2006 г.

Досліджено вплив температурного стану лопаток і частоти обертання ротора на спектр власних частот і форм коливань у залежності від КГО монокристалової лопатки. На підставі виконаних розрахунків встановлено, що вплив температурного стану лопаток на спектр власних частот коливань мало залежить від кристаллографічної орієнтації лопаток. Вплив частоти обертання ротора на спектр власних частот коливань істотно залежить від кристаллографічної орієнтації та конструкції лопатки.

The influence of the temperature state of blades and rotational speed of the rotor on the spectrum of natural frequencies and vibration modes depending on crystallographic orientation of single crystal blade is investigated. On the basis of executed calculations is established, that the influence of the temperature state of blades on the spectrum of natural frequencies of oscillations insignificantly depends on crystallographic orientation of blades. The influence of rotational speed of the rotor on the spectrum of natural frequencies of oscillations essentially depends on crystallographic orientation and design of the blade.

УДК 669.14:539.4.015

С. А. Беженов, В. Ю. Коцюба, С. Н. Пахолка, А. И. Беженов

МЕТОДОЛОГИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ОЦЕНКИ ХАРАКТЕРИСТИК СОПРОТИВЛЕНИЯ УСТАЛОСТИ МАЛОЛЕГИРОВАННЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

В работе представлены результаты исследования процесса усталостного разрушения образцов из малолегированных конструкционных сталей с различной технологической наследственностью. Предложена трактовка полученных результатов с позиций гипотезы о существовании полюса диаграмм усталости. Показано, что сопротивление усталости исследованных материалов целесообразно оценивать по уровню напряжения, соответствующему точке перелома диаграммы усталости.

Введение

Основной задачей, которую приходится решать каждому конструктору при выборе материала и средств его упрочнения, является обеспечение надежности и долговечности как заданной конструкции в целом, так и отдельных ее элементов, добиваясь при этом минимальной металлоемкости и минимальных материальных затрат. При решении такой задачи главным фактором является возможность определения технического состояния материала конструкции на любом этапе ее производства и эксплуатации. В настоящее время не вызывает сомнений, что подавляющее большинство инженерных конструкций в процессе эксплуатации испытывает действие пульсирующих или циклических напряжений, которые приводят к их усталостному разрушению. Поэтому решение задач по улучшению характеристик машин невозможно без решения проблем, связанных с обеспечением усталостной прочности. Некоторые из этих проблем сформулированы в работе [1], где, в частности отмечается, что характеристики сопротивления усталости не могут быть получены из других механических свойств, и их необходимо измерять непосредственно. Результаты разных номинально тождественных во всех отношениях испытаний на усталость могут значительно отличаться, поэтому оценки долговечности менее точны и менее надежны, чем расчеты на прочность при статических нагрузках. Ошибки на порядок при оценках долговечности являются обычным явлением.

Основным недостатком существующих методов и методик определения характеристик сопротивления усталости является низкая точность и большие затраты времени, трудовых ресурсов на проведение испытаний. Устранение этих недостатков возможно при использовании новых подходов к исследованию процесса усталости и разработки новых методов и методик определения характеристик сопротивления усталости. В ранее опубликованных работах [2-4] освещены результаты примене-

ния нового подхода к исследованию процесса усталостного разрушения конструкционных материалов разного класса, основанного на предположении существования общего полюса для кривых усталости материалов одного химического состава.

Широкое применение в машиностроении нашли конструкционные малолегированные стали (с содержанием от 0,3 до 0,5 % углерода и до 5 % легирующих элементов), которые используют после закалки и высокого отпуска (улучшения). По данным [5], применение таких материалов вместо углеродистых сталей позволяет сэкономить 15-25 % металла. Такие стали применяют для изготовления ответственных деталей машин (коленчатых валов, осей, шестерен, болтов ответственных назначений, листов и труб для ответственных сварных конструкций), поэтому весьма актуальным является вопрос разработки простых и надежных методов определения характеристик сопротивления их усталостному разрушению.

В данной работе представлены результаты исследования характеристик сопротивления усталости конструкционных улучшаемых легированных сталей с разной технологической наследственностью (ТН) с позиций гипотезы о сходимости в одной точке диаграмм усталости одного материала с разной технологической наследственностью.

Материалы и методика испытаний

Исследовались образцы из сталей 40Х, 30ХГСА, 40ХН2МА в состоянии поставки (СП), после упрочнения поверхностной пластической деформацией стальными шариками, колеблющимися с ультразвуковой частотой (УЗУ), а также после улучшения термической обработкой (ТО). Кроме того, еще одна партия образцов из стали 40Х другой плавки исследовалась только в состоянии поставки (СП-2).

Размеры и форма образца приведены в работе [6]. Химический состав исследованных сталей приведен в таблице 1, а режимы ТО и УЗУ приведены в таблице 2. Поскольку образцы для испытания

имеют сравнительно большие перепады площадей сечений, то во избежание больших деформаций закалка выполнялась в масло. Для сохранения достигнутой после закалки твердости выполнялся низкий отпуск.

Таблица 1 – Химический состав исследованных материалов (%)

Сталь	C	Mo	Si	Cr	Mn	Ni
40X	0,38	–	0,25	1,0	0,55	–
30ХГСА	0,32	–	0,96	1,05	0,85	–
40ХН2МА	0,39	0,24	0,17	0,90	0,50	1,50

Таблица 2 – Режимы термообработки (ТО) и ультразвукового упрочнения (УЗУ) образцов из углеродистых малолегированных сталей

Вид обработки		закалка	отпуск
ТО	40X	860 °С (масло)	190 °С (воздух)
	30ХГСА	900 °С (масло)	190 °С (воздух)
	40ХН2МА	850 °С (масло)	190 °С (воздух)
УЗУ	диаметр шарика, мм	1,5-1,6	
	вес шариков, г	300	
	время упрочнения, с	10 ± 1	

Усталостные испытания проводились в области многоциклового усталости ($\lg N > 4,5$) в условиях действия циклических изгибных напряжений, возникающих в результате введения образца в резонансные поперечные колебания на электродинамическом вибростенде ВЭДС 200. Моментом разрушения считалось начало увеличения периода колебаний более, чем на 5 %.

Амплитуда напряжений цикла σ_a оценивались расчетным методом по величине амплитуды колебаний свободного конца образца.

Результаты исследований и их обсуждение

По результатам испытаний всех образцов строились диаграммы усталости в двойных логарифмических координатах – графики зависимости долговечности от максимальной амплитуды циклических напряжений $\lg N = f(\lg \sigma_a)$ (рис. 1).

Графики показывают, что результаты испытаний каждого сплава в соответствии с ТН делятся на группы, хорошо аппроксимируемые прямыми ли-

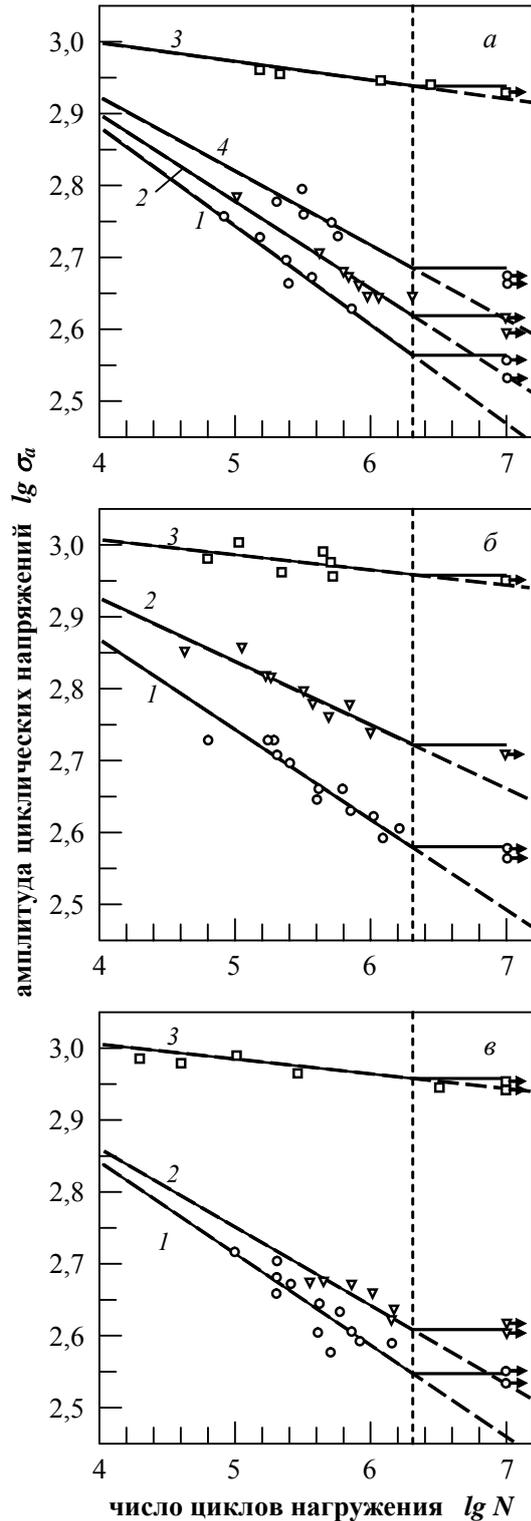


Рис. 1. Регрессионные диаграммы усталости образцов из улучшаемых сталей с различными видами обработок: 1 – СП; 2 – УЗУ; 3 – ТО; 4 – СП-2; а – сталь 40X; б – сталь 30ХГСА; в – сталь 40ХН2МА

ниями, сходящимися в одной точке (полюсе), координаты которого зависят от содержания легирующих элементов. Более высокие значения харак-

теристик сопротивления усталости выявляют материалы с дополнительно обработанной поверхностью, причем существенно больший эффект упрочнения дает термическая обработка поверхности материала. Кроме того, с увеличением содержания легирующих элементов в сплаве прочность последнего в условиях циклического нагружения также возрастает. Обращает на себя внимание тот факт, что образцы из сплава 40X плавки №2 показали более высокую сопротивляемость усталостному разрушению по сравнению с аналогичными образцами плавки №1.

Регрессионный анализ результатов испытаний показал, что выборки образцов с одинаковым химическим составом, но разной ТН описываются разными линиями регрессии, сходящимися в одной точке (полюсе). Результаты регрессионного анализа данных испытаний на усталость образцов приведены в таблице 3. Они характеризуются высокими коэффициентами корреляции и незначительным отличием среднеквадратичных отклонений.

Проведенные исследования подтверждают общепринятую гипотезу о том, что число циклов до разрушения N связано с амплитудой циклического напряжения σ_a зависимостью $N \cdot \sigma_a^m = C$. В двойных логарифмических координатах это – прямая линия, описываемая уравнением:

$$\lg N + m \cdot \lg \sigma_a = \lg C. \quad (1)$$

С позиций развиваемого подхода к исследованию процесса усталости формула (1) рассматривается как трехпараметрическое уравнение, в котором переменной является также и величина m , характеризующая техническое состояние конкретного материала. Геометрическая интерпретация уравнения (1) приведена в [7], согласно которой диаграмма многоциклового усталости изделий из определенного материала с конкретным техническим состоянием представляет собой часть диаго-

нали прямоугольника со сторонами $\lg \sigma_p$ и $\lg C - \lg N_p$, проведенной из общего полюса и ограниченной областями мало- и гигацикловой усталости, где σ_p и N_p соответственно напряжения и число циклов, определяющие точку полюса. При этом m представляет собой тангенс угла наклона диаграммы усталости к оси ординат σ_a .

Согласно [8] основной характеристикой сопротивления усталости является предел выносливости, который определяется по методикам, изложенным в [9-11]. Вероятностная оценка предела выносливости по этим методикам требует больших затрат времени, а также материальных и трудовых ресурсов. Согласно [10] для построения кривой распределения предела выносливости образцов, оценки среднего значения и среднего квадратичного отклонения предела выносливости необходимо испытать серии объемом не менее 10 одинаковых образцов на каждом из 4-6 уровней напряжения. С позиций же развиваемого подхода для построения диаграммы многоциклового усталости материала в определенном техническом состоянии достаточно знать координаты полюса диаграммы, тангенс угла ее наклона к оси ординат (коэффициент m в уравнении (1)), а также установить границы области многоциклового усталости.

Результаты регрессионного анализа данных испытаний на усталость показали, что ординаты полюсов диаграмм усталости разных сплавов практически не отличаются ($\lg \sigma_p \approx 3$), а их абсциссы в принципе зависят от степени легирования сплава, но отличаются незначительно: $\lg N_p = 2,48; 2,7; 2,9$ для сталей 40ХН2МА, 30ХГСА и 40Х соответственно. Смещение абсциссы полюса для разных сплавов можно объяснить различной интенсивностью динамического структурного старения, суть которого [12] заключается в стабилизации структуры

Таблица 3 – Статистические параметры регрессионных прямых и значения параметров диаграмм усталости образцов с различным техническим состоянием

Материал	Вид обработки	параметры регрессии		параметры диаграммы усталости		
		r	s	m	C	σ_G , МПа
Сталь 40X	СП	- 0,9966	0,01219	7,258	$8,16 \cdot 10^{24}$	366,7
	УЗУ	- 0,9965	0,01092	8,226	$6,97 \cdot 10^{27}$	415,8
	ТО	- 0,9780	0,00784	37,604	$5,96 \cdot 10^{116}$	866,7
	СП-2	- 0,9906	0,01556	9,726	$2,57 \cdot 10^{32}$	483,8
Сталь 30ХГСА	СП	- 0,9957	0,01257	7,968	$7,06 \cdot 10^{26}$	379,3
	УЗУ	- 0,9943	0,01061	11,463	$3,03 \cdot 10^{37}$	524,9
	ТО	- 0,8351	0,01491	47,286	$1,31 \cdot 10^{146}$	905,4
Сталь 40ХН2МА	СП	- 0,9828	0,02176	7,883	$2,52 \cdot 10^{26}$	354,7
	УЗУ	- 0,9923	0,01763	9,088	$9,94 \cdot 10^{29}$	405,0
	ТО	- 0,9759	0,00739	48,679	$1,59 \cdot 10^{150}$	904,0

Примечание: r – коэффициент корреляции; s – среднеквадратичное отклонение.

материала под действием циклических нагрузок. Чем меньший процент углерода и легирующих элементов в сплаве, тем меньше напряжена кристаллическая решетка, тем большее время требуется на стабилизацию структуры материала при его циклическом деформировании.

Для определения коэффициента m достаточно испытать 5-6 образцов в области многоциклового усталости ($\lg N_k < \lg N < \lg N_G$). Большой разброс данных испытаний может свидетельствовать о существенных отклонениях технического состояния материала, начиная от заготовки, и заканчивая финишными операциями обработки изделия. Значения коэффициента m для малолегируемых конструкционных сталей в определенном техническом состоянии также представлены в таблице 3.

Границы области многоциклового усталости к настоящему времени строго не регламентированы. Согласно [10], граница между областями малоциклового и многоциклового усталости определяется числом циклов нагружения $N^* = 0,5 \cdot 10^5$ ($\lg N^* = 4,699$). Однако авторами работы [13] показана возможность существования переходной зоны между этими областями в пределах от значения N^* до критического значения числа циклов N_k , которое для железа и его сплавов составляет $2 \cdot 10^5$ ($\lg N_k = 5,301$). Другим ограничением области многоциклового усталости металлов, имеющих горизонтальный участок диаграммы, можно считать точку перелома последней. Тогда напряжение σ_G , соответствующее точке перелома диаграммы усталости, является параметром, характеризующим сопротивление усталости исследуемой выборки. Согласно [9] абсцисса точки перелома (значение числа циклов N_G) в большинстве случаев колеблется в пределах от 10^6 до $3 \cdot 10^6$, что в логарифмических координатах соответствует значениям 6,0 и 6,477. При отсутствии данных натуральных испытаний рекомендуется принимать $N_G = 2 \cdot 10^6$ циклов ($\lg N_G = 6,301$). В данной работе за точку перелома диаграммы усталости для каждой выборки образцов принималась точка линии регрессии, построенной по данным испытаний на усталость с учетом наличия полюса, которая соответствовала указанному числу циклов нагружения N_G . Принятое предположение проверялось экспериментально. Образец исследуемой выборки испытывался на усталость на уровне напряжения σ_G до разрушения или достижения базы испытаний $N_{\text{баз}} = 10^7$ циклов. Если образец разрушался до базы испытаний, то следующие образцы испытывались до $N_{\text{баз}}$ на меньших уровнях напряжений, если не разрушался – то на больших уровнях с шагом

$\Delta \sigma_a \leq 5\%$. Значения σ_G для исследованных материалов также приведены в таблице 3.

Анализ полученных результатов показывает, что УЗУ заметно повышает сопротивление усталости улучшаемых конструкционных сталей, а ТО повышает их почти вдвое. Расчеты показали, что выбор единого полюса с координатами $\lg \sigma_p = 3,0335$ и $\lg N_p = 2,7$ для всех испытанных образцов приводит к изменению σ_G в пределах 1 %, что находится в пределах допустимой погрешности, а, следовательно, дает основание использовать единый полюс при построении диаграмм усталости исследованных материалов.

Предложенный подход к оценке характеристик сопротивления усталости конструкционных материалов позволяет значительно упростить построение диаграмм усталости и существенно снизить затраты времени, трудовых и материальных ресурсов на проведение испытаний. Если на определение медианного значения предела выносливости согласно [9] требуется испытать до 100 образцов, то для определения σ_G по предложенной методике достаточно испытать 15 образцов.

Выводы

1. Проведенными исследованиями установлено, что диаграммы усталости конструкционных улучшаемых сталей с различной технологической наследственностью в двойных логарифмических координатах представляют собой лучи, исходящие из одной точки (полюса), которые описываются уравнением (1), что подтверждает правомерность гипотезы о существовании полюса диаграммы усталости.

2. Коэффициент m в уравнении (1), характеризующий механизм усталостного разрушения каждого материала, обусловлен его технологической наследственностью.

3. Показано, что сопротивление усталости конструкционных материалов целесообразно оценивать по уровню напряжения, соответствующему точке перелома диаграммы усталости.

4. Полученные результаты позволяют значительно упростить построение диаграммы усталости, что существенно снижает затраты времени, трудовых и материальных ресурсов на проведение испытаний на усталость конструкционных материалов.

Список литературы

1. Коллинз Дж. Повреждение материалов в конструкциях: Анализ, предсказание, предотвращение /Пер. с англ. – М.: Мир, 1984. – 624 с.
2. Беженев С.А. Прогнозирование долговечности деталей машин неразрушающим методом акустической эмиссии //Техническая диагностика и неразрушающий контроль. – 2002. – №

4. – С. 9-13.
3. Беженев С.А., Беженев А.И., Коцюба В.Ю., Пахолка С.Н. К вопросу оценки характеристик сопротивления усталости конструкционных материалов // Вестник двигателестроения. – 2004. – № 4. – С. 66-71.
4. Беженев 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.
5. Лахтин Ю.М. Металловедение и термическая обработка металлов. – М.: Металлургия, 1983. – 360 с.
6. Беженев С.О. Методика дослідження поверхнього шару конструкційних матеріалів методом акустичної емісії // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 1999. – № 1. – С.16-19.
7. Беженев С.А., Беженев А.И. К вопросу геометрической и энергетической интерпретации параметров диаграммы многоциклового усталости // Вестник двигателестроения. – 2006. – № 1. – С. 45-52.
8. ГОСТ 23.207-78 Сопротивление усталости. Основные термины, определения и обозначения – М.: Изд-во стандартов, 1978. – 48 с.
9. ГОСТ 25.504-82 Расчеты испытания на прочность. Методы расчета характеристик сопротивления усталости – М.: Изд-во стандартов, 1982. – 182 с.
10. ГОСТ 25.502-79 Методы механических испытаний металлов. Методы испытания на усталость – М.: Изд-во стандартов, 1980. – 32 с.
11. ГОСТ 25.507-85 Методы испытания на усталость при эксплуатационных режимах нагружения – М.: Изд-во стандартов, 1985. – 32 с.
12. Терентьев В.Ф. Усталостная прочность металлов и сплавов – М.: Интермет Инжиниринг, 2002. – 288 с.
13. Иванова В.С., Терентьев В.Ф. Природа усталости металлов. – М.: Металлургия, 1975. – 456 с.

Поступила в редакцию 01.06.2006 г.

В роботі наведено результати дослідження процесу втомного руйнування зразків з малоперетворених конструкційних сталей, що мають різну технологічну спадковість. Запропоновано тлумачення одержаних результатів з позицій гіпотези про існування полюсу діаграм утоми. Показано, що опір утомі досліджених матеріалів доцільно оцінювати за рівнем напружень, що відповідають точці зламу діаграми втоми.

The results of investigation of the fatigue fracture process of the specimens made of low-alloy structural steels having various processing inheritance have been presented. The interpretation of the data obtained based on the hypothesis of the existence of the pole of the fatigue diagram has been suggested. It has been shown that the fatigue resistance of the materials investigated can be estimated by the stress level is corresponded to the break point of the fatigue diagram.

УДК 539.4+621.438

Б. А. Грязнов, И. С. Пиняк

ЭКСТРЕМАЛЬНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ МЕЖДУ ВОЗРАСТАЮЩИМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ ТЕПЛООВОГО И НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЙ ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ

Максимальные значения величин на линейной зависимости между возрастающими температурным градиентом и термическими напряжениями в точке указывает на момент интенсивного трещинообразования в ней и экстремальную величину воздействующего фактора (факторов).

Введение

Модернизированная газотурбинная установка ГТК-10-4 работает в качестве привода на компрессорных станциях магистральных газопроводов [1]. Она работает в стационарном (установившемся во времени) и нестационарном (пуске, останове и переменном – неустановившемся во времени) тепловых режимах. Остановка газотурбинной установки (аварийное отключение) вызывает резкое охлаждение рабочих лопаток, что приводит к появлению в них наиболее опасных зон растягивающих термических напряжений [2]. Наиболее опасная зона лопатки является локальным очагом ее разрушения [2, 3]. При запуске газотурбинной установки происходит резкий нагрев лопаток, что также вызывает появление локальных зон, но уже сжимающих напряжений, которые несут меньшую опасность зарождения трещин [3]. Установившемуся режиму характерно появление опасных зон растягивающих, а неустановившемуся – сжимающих и растягивающих термических напряжений небольшого значения [3]. Таким образом, наиболее опасным тепловым режимом работы газотурбинной установки ГТК-10-4 является режим ее остановки.

Для каждого теплового режима лопаткам (лопатке) свойственно свое температурное поле. Параметром, характеризующим на локальном уровне за весьма короткое время (секунды, доли секунды) режима температурное поле лопатки является температурный градиент $\text{grad } T, \text{K/m}$ (вектор, показывающий направление наискорейшего изменения температуры от одной точки лопатки к другой) [2]. Температурное поле лопатки изменяется с разной скоростью охлаждения или нагрева в течении теплового режима и обуславливает наиболее опасную локальную зону с максимальными растягивающими или сжимающими термическими напряжениями. Распределение в лопатке напряжений определяет ее напряженно-деформированное состояние (НДС).

Расчет НДС при резком охлаждении (остановке газотурбинной установки) лопатки 1 ступени турбины высокого давления ГТК-10-4 (рис. 1), рас-

пределения на ее поверхности температурных градиентов (рис. 2) и скорости охлаждения лопатки в точках А, Б, С, Д, Е, Ж (рис. 3) выполнен с помощью программы "Unigraphics" твердотельного моделирования геометрической модели (рис. 4) и программного комплекса ANSYS в работе [2].

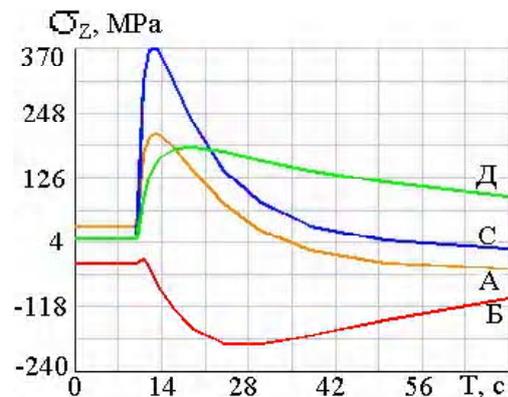


Рис. 1. Напряжения в точках пера лопатки [2]

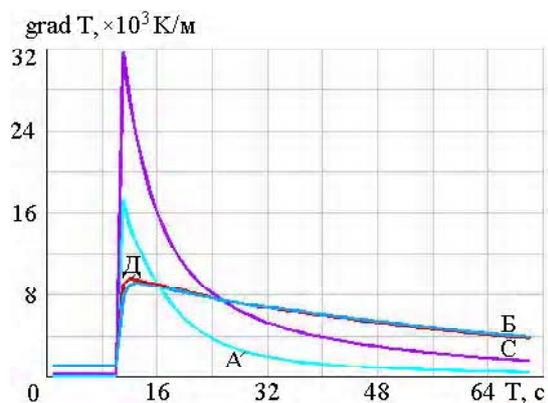


Рис. 2. Градиенты в точках пера лопатки [2]

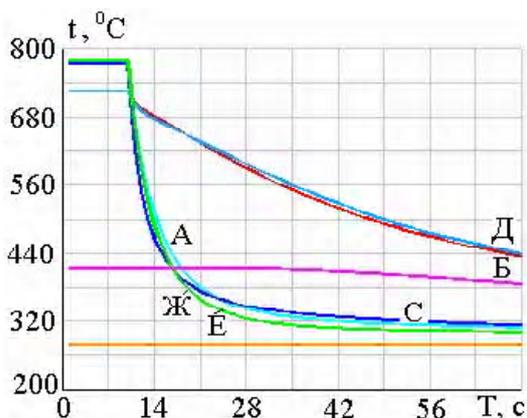


Рис. 3. Тепловой режим лопатки [2]

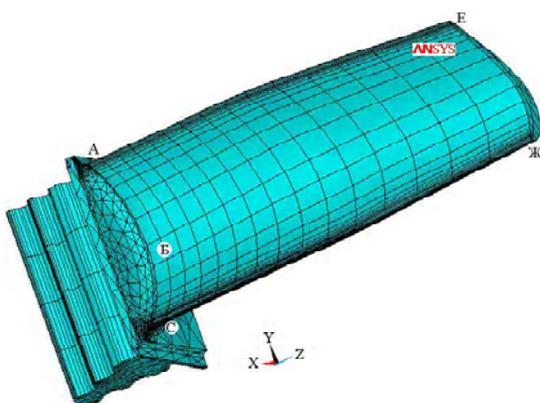


Рис. 4. Геометрическая модель лопатки [2]

Геометрическая модель лопатки газотурбинной установки ГТК-10-4, а также расчет ее теплового и напряженно-деформированного состояния при установившемся и неустановившемся (переменном) тепловом режимах приведены в работе [3].

Возрастающий температурный градиент характеризует на локальном уровне температурное поле, обуславливающее опасно напряженную зону (несущую опасность кратковременного зарождения трещины) с максимальным значением напряжений [2].

Такое толкование определило цель работы – установить кратковременную зависимость между возрастающими характеристиками теплового и напряженно-деформированного состояний исследуемой лопатки.

Результаты исследований

Графические зависимости между температурным градиентом и термическими напряжениями в точках А, Б, С, Д на поверхностях пера лопатки 1 ступени турбины высокого давления ГТК-10-4 при ее резком охлаждении приведены на рис. 5 (зависимости строили совместно с Ровковым В.А.).

Проводили исследования, а также анализ значений температурного градиента и термических

напряжений соответственно как локальной характеристики температурного поля и характеристики напряженно-деформированного состояния лопатки. Изучали влияние на их значения коэффициента конвективного теплообмена, толщины кромок пера лопатки и температуры потока продуктов сгорания.

Анализ графических зависимостей между температурным градиентом и термическими напряжениями (рис. 5) позволил определить на возрастающем участке, несущем опасность кратковременного зарождения трещины (точка С), их функциональную зависимость. Зависимость при растягивающих термических напряжениях имеет следующий вид

$$\sigma_{z,x} = k_x \cdot (\text{grad}T_x \uparrow)^{n_x}, \quad (1)$$

где $\sigma_{z,x}$ – напряжения по оси z при воздействии фактора X; $k_x = 1,21 \dots 4,38$ – коэффициент; $\text{grad}T_x$ – температурный градиент; \uparrow – участок возрастания температурного градиента; $n_x \leq 0,98$ – показатель степени.

Температурный градиент в точке С входной кромки пера лопатки на 1 с охлаждения достигает наибольшего значения $\text{grad}T_C^1 \uparrow = 31,9 \text{ К/мм}$ (рис. 2, 5), а термические напряжения растяжения в ней равняются $\sigma_{z,C}^1 \uparrow = 337,7 \text{ МПа}$ (рис. 1, 5). Значения максимальных температурных градиентов и напряжений в точках А, Б, Д намного ниже, чем в точке С. Они возникают позже, в разное время, и при незначительной неравномерности распределения температур на поверхности лопатки (рис. 3).

При охлаждении лопатки в течение времени 1...1,8 с значения температурного градиента в точке С уменьшились до величины

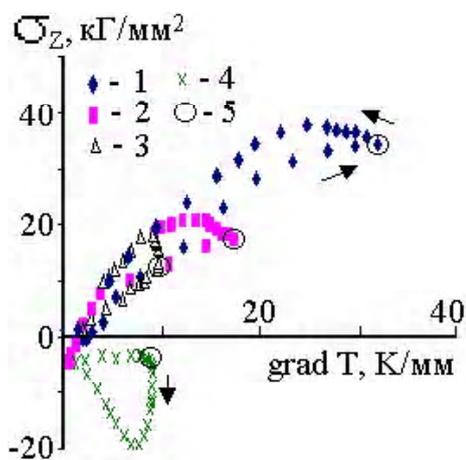


Рис. 5. Зависимости между температурным градиентом и термическими напряжениями в точках: С (1), А (2), Д (3), Б (4); 5 – максимумы значений градиентов; → – направление изменения градиентов

$gradT_C^{1,8} \downarrow = 27,7 \text{ К/мм}$, а напряжений – возросли до $\sigma_{z,C}^{1,8} \uparrow = 370 \text{ МПа}$. Произошло плавное и незначительное подрастание уровня растягивающих термических напряжений в точке С входной кромки за счет увеличения неравномерности распределения температур на поверхности пера лопатки (рис. 3). При охлаждении лопатки в промежутке времени 1,8.....3,4 с, напряжения в точке С остаются постоянными $\sigma_{z,C}^{1,8...3,4} = 370 \text{ МПа}$, а градиент продолжает уменьшаться $gradT_C^{1,8...3,4} \downarrow$. После 3,4 с охлаждения лопатки напряжения в точке С входной кромки пера начинают уменьшаться $\sigma_{z,C}^{3,4} \downarrow$.

Таким образом, при заданных параметрах исследования [2] в наиболее опасно напряженной зоне лопатки точке С температурный градиент достигает максимального, но не экстремального значения, поскольку термические напряжения продолжают возрастать под влиянием неравномерности температурного поля лопатки. Растягивающие термические напряжения в точках С, А, Д и сжимающие в точке Б не несут кратковременную опасность трещинообразования в лопатке.

Расчет НДС при неустановившемся тепловом режиме (переменном режиме) лопатки 1 ступени турбины высокого давления ГТК-10-4 (рис. 6) выполнен в работе [3], а распределения на ее поверхности температурных градиентов представлено на рис. 7.

Расчет производили при постоянном коэффициенте конвективного теплообмена $h = 450 \text{ Вт/м}^2\cdot\text{К}$, температуре газовой среды при нагреве $1050 \text{ }^\circ\text{C}$ и охлаждении $300 \text{ }^\circ\text{C}$, толщине входной кромки 9,8 мм и выходной 2,9 мм на длине 10 мм профиля пера лопатки при одинаковых радиусах. В данном случае максимумы значений возрастающих температурного градиента ($gradT_A^1 \uparrow = 77,1 \text{ К/мм}$) и сжимающих термических

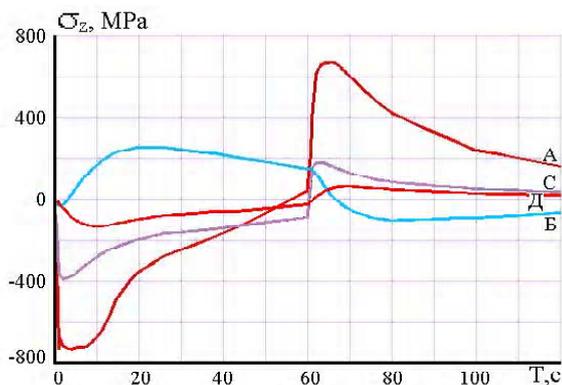


Рис. 6. Напряжения в точках пера лопатки [3]

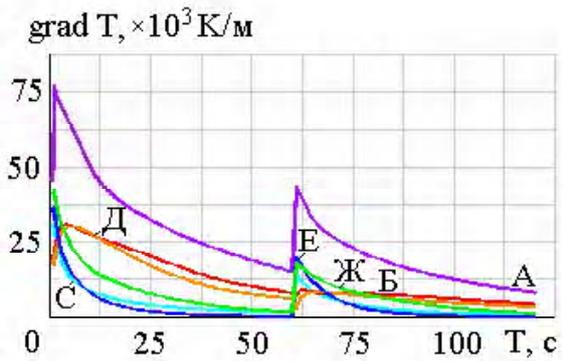


Рис. 7. Градиенты в точках пера лопатки

напряжений ($\sigma_{z,A}^1 \uparrow = 740 \text{ МПа}$) в точке А выходной кромки наступают, одновременно, на 1 с нагрева. При этом графическая зависимость между возрастающим температурным градиентом и сжимающими термическими напряжениями в точке А становится линейной. Под влиянием указанных факторов X функциональная степенная зависимость (1) приобретает линейный вид

$$\sigma_{z,x} = k_x \cdot (gradT_x \uparrow), \quad (2)$$

а показатель степени $n_x = 1$. Коэффициент пропорциональности зависимости (2) $k_x = -9,6$.

Следовательно, максимумы значений температурного градиента и сжимающих термических напряжений на их линейной зависимости при экстремальной величине фактора X указывает на момент интенсивного образования термических трещин в наиболее опасно напряженной зоне элемента. Разрушенная рабочая лопатка в точке А с раскрытой термомеханической и закрытыми термическими трещинами показана в работе [3].

При установившемся тепловом режиме значения наибольшего температурного градиента $gradT_A = 10,8 \text{ К/мм}$, а растягивающих напряжений $\sigma_{z,A} = 350 \text{ МПа}$ [3].

Заключение

Линейная зависимость между возрастающими температурным градиентом и термическими напряжениями в точке указывает на момент интенсивного трещинообразования в ней и экстремальную величину воздействующего фактора (факторов).

Список литературы

1. Фрейман В.Б., Тульский В.Ф. Уменьшение неравномерности температурного поля за камерой сгорания газотурбинного агрегата ГТК-10-4 // Энергомашиностроение, 1985. – №6. – С. 3-5.
2. Пиняк И.С., Белявин А.Ф., Ровков В.А. Температурный градиент как локальная характе-

ристика температурного поля с опасными деформациями и напряжениями в образцах и элементах конструкций // Надійність і довговічність машин і споруд. – 2006. – Вип.26. – С. 109-115.

3. Пиняк И.С, Белявин А.Ф., Махоткин А.В., Ровков В.А. Влияние температурных градиентов на деформации и напряжения в элементах конструкций // Вісник двигунобудування. – 2005.

– №3. – С. 31-36.

Поступила в редакцию 01.06.2006 г.

Максимальні значення величин на лінійній залежності між зростаючими температурним градієнтом і термічними напруженнями в точці вказує на момент інтенсивного утворення тріщин в ній та екстремальну величину діючого чинника (чинників).

The maximum values on the linear dependence between the increasing thermal gradient and thermal stresses in a point indicate the instance of intensive cracking in this point and the extreme value of the acting factor (factors).

УДК 539.4:621.438

А. В. Махоткин

НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ КЛИНОВИДНЫХ ОБРАЗЦОВ ДЛЯ ТЕРМОУСТАЛОСТНЫХ ИСПЫТАНИЙ В УСЛОВИЯХ НАГРЕВА И ОХЛАЖДЕНИЯ С ВЫСОКОЙ СКОРОСТЬЮ

Произведен анализ НДС клиновидного образца в условиях нагрева и охлаждения с высокой скоростью.

Введение

Изучение напряженно-деформированного состояния (НДС) элементов конструкций, работающих в условиях высоких тепловых и силовых нагрузок, в частности, лопаток газотурбинных двигателей и установок, является одной из актуальных задач механики материалов.

В переходных режимах работы газовой турбины, например, при пуске турбины и при ее останове происходит нагрев или охлаждение лопаток турбины, сопровождаемые значительной неравномерностью температурного поля по объему лопаток. Это приводит к появлению в лопатке дополнительных термических напряжений. Термические напряжения, вызываемые нестационарными температурными полями, являются кратковременными, достигая максимума при максимальных перепадах температуры по объему тела и быстро снижаясь по мере выравнивания температуры [1]. В лопатках турбин, однако, термические напряжения по величине сравнимы с напряжениями от воздействия других нагрузок – центробежных сил и сил газовых потоков. Поэтому, несмотря на кратковременность, термические напряжения, суммируясь с напряжениями от прочих силовых факторов, могут являться причиной появления очага термоусталостного разрушения и определять работоспособность и ресурс работы лопатки.

Для моделирования термонапряженного состояния кромки лопаток газовых турбин был предложен метод испытаний на термическую усталость на газодинамических стендах с использованием клиновидных образцов [2, 3, 4]. Клиновидная форма образца обеспечивает подобие характера распределения температуры и напряжений в кромке образца и кромке лопатки [5].

Существует ряд исследований НДС клиновидных образцов в условиях термоциклического нагружения [3, 5, 6]. Однако, в этих работах тепловое и напряженно-деформированное состояние образца рассматривается только в плоской постановке, в среднем по высоте образца сечении. При таком подходе отсутствует анализ НДС образца по его высоте. Влияние исходной высоты образца на

уровень напряжений и на равномерность распределения напряжений по высоте рабочей части образца также остается неизвестным.

Постановка задачи и методика исследования

В данной работе в качестве объекта исследования рассматривается клиновидный образец для термоусталостных испытаний.

Целью работы является:

- анализ НДС клиновидного образца в условиях нагрева и охлаждения с высокой скоростью;
- установление зависимостей между геометрическими параметрами образца, в частности, высотой, и максимальными возникающими в нем напряжениями;
- определение влияния исходной высоты образца на равномерность распределения напряжений по высоте рабочей части образца.

Для достижения поставленных целей производился конечно-элементный анализ моделей клина с помощью программного комплекса ANSYS. В расчете образца был использован последовательный способ анализа. На первом этапе решалась тепловая задача и находилось изменяющееся во времени распределение температуры по объему тела. На втором этапе рассчитывались напряжения и деформации в теле для заданных моментов времени, используя полученное на первом этапе распределение температуры.

Расчет теплового и напряженно-деформированного состояния клиновидного образца моделировал условия термоусталостных испытаний образца на газодинамическом стенде, в которых образец подвергается резкому нагреву и охлаждению газовым потоком (рис. 1). Поскольку клиновидный образец имеет две плоскости симметрии, расчетная модель представляла собой четверть клина (рис. 2). В расчете моделировался клиновидный образец следующих размеров: угол полураствора клина $A - 7,5^\circ$, радиус закругления кромки $R - 0,7$ мм, высота $H/2$ (равная половине высоты клина) – 40 мм, длина бокового ребра $L - 45$ мм.

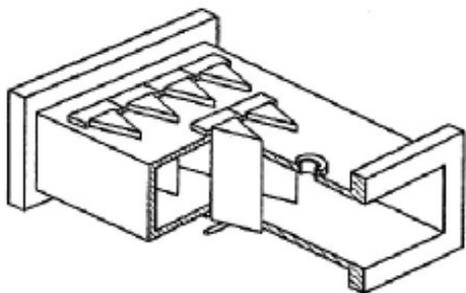


Рис. 1. Испытательная камера газодинамического стенда [3]

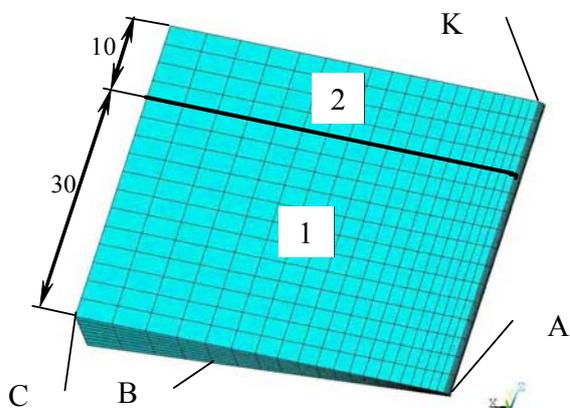


Рис. 2. Модель клиновидного образца

При испытаниях на газодинамическом стенде тепловому воздействию подвергаются части боковых поверхностей клина, находящиеся внутри испытательной камеры. Поэтому в тепловом расчете задавался конвективный теплообмен только на нижней части 1 боковых и задней поверхностей клина (см. рис. 2). Теплообмен на верхней части 2 боковой поверхности и верхней грани образца не задавался. Начальная температура клина была взята равной 340 °С. В расчете задавалось изменение температуры газа при нагреве и охлаждении. В течение первых 8 секунд нагрева был задан заброс температуры газа до 1150 °С. Такой заброс при термоусталостных испытаниях обеспечивает необходимую скорость нагрева об-

разца. С 8 по 60 секунду нагрева задавалась температура газа 1025 °С, при охлаждении температура газа уменьшалась до 250 °С. Задаваемые в расчете значения температуры газа были взяты из экспериментальных данных, приведенных в [3]. График задаваемого изменения температуры газа показан на рис. 3. Длительность расчетных циклов нагрева и охлаждения составляла 60 секунд. Коэффициент теплоотдачи был принят переменным вдоль боковой поверхности и постоянным на задней грани клина (табл. 1). Значения коэффициента теплоотдачи в расчете были заданы такими, чтобы обеспечить соответствие скорости нагрева и охлаждения характерных точек образца данным эксперимента, приведенным в [3]. За относительное расстояние в табл. 1 принято отношение расстояния точки поверхности от вершины клина к длине бокового ребра клина.

В качестве материала клиновидного образца в расчете использовали сплав ЖС6КП [7]. Для проведения анализа была выбрана модель поведения материала ANSYS, включающая пластичность при мультилинейном кинематическом упрочнении. Мультилинейное кинематическое упрочнение характеризуется кусочно-линейным описанием пластической части диаграммы деформации. Нелинейные свойства материала задавались с помощью набора кривых “напряжение-деформация” для разных температур, а также температурных зависимостей модуля упругости, коэффициента линейного расширения и теплопроводности, описывающих свойства сплава ЖС6КП.

Кроме общего расчета НДС клина был прове-

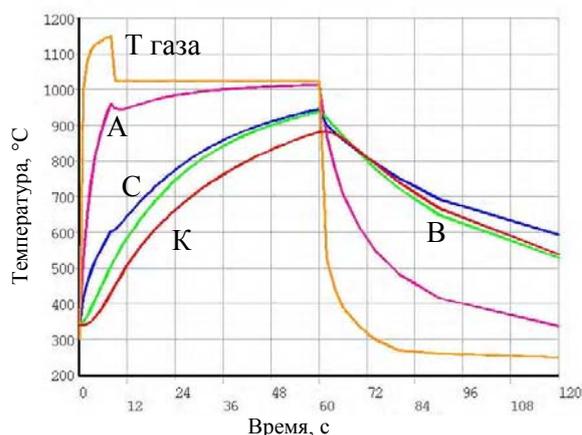


Рис. 3. Изменение во времени температуры точек клина и температуры газа

Таблица 1 – Изменение коэффициента теплоотдачи K вдоль профиля клина

Относительное расстояние от вершины клина	0	0,05	0,16	0,27	0,5	0,8	0,9	1	Задняя грань
K для клина при нагреве, (Дж/м ² К)	1100	1100	850	600	600	600	650	700	300
K для клина при охлаждении, (Дж/м ² К)	400	400	350	350	350	350	350	350	200

ден расчет для установления зависимостей между размерами клина и максимальными возникающими в нем напряжениями.

Результаты исследования НДС клиновидного образца

В случае отсутствия внешних связей термические напряжения при нагреве и охлаждении возникают вследствие неравномерного распределения температуры по объему тела. На рис. 3 показан график изменения во времени температуры точек клина и температуры газа. Как видно из рисунка, в течение цикла нагрева разность температур между самыми горячими и самыми холодными точками образца в центральном сечении достигает 360 °. Рис. 4 показывает распределение температуры по поверхности модели в момент максимума напряжений – после 4 секунд нагрева. На рис. 5 показано изменение компонента напряжений S_z в точках клина A, B, C во времени. Ось Z в созданной модели клина параллельна его кромке. Другие составляющие напряжений – по осям X и Y – незначительны по сравнению с напряжениями по оси Z. Напряжения сжатия достигают максимума через 4 секунды после начала нагрева, напряжения растяжения – через 4 секунды после начала охлаждения. Максимальные значения напряжений в полуцикле охлаждения меньше по абсолютному значению максимальных значений напряжений в полуцикле нагрева, что объясняется меньшей скоростью изменения температуры кромки при охлаждении. Распределение напряжений S_z по поверхности клина после 4-х секунд нагрева показано на рис. 6. Как видно из рисунка, наибольшие напряжения возникают на кромке клина.

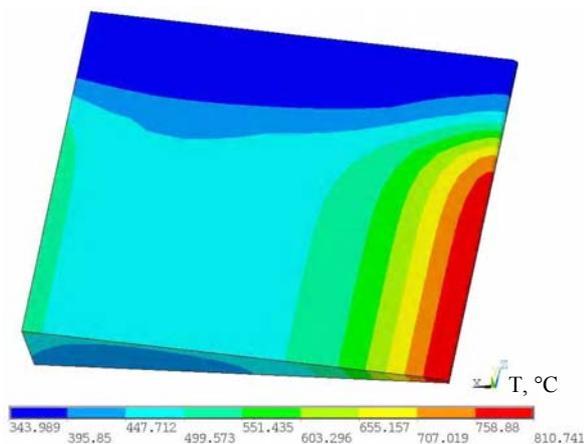


Рис. 4. Распределение температуры по поверхности образца в момент максимума напряжений – после 4 секунд нагрева

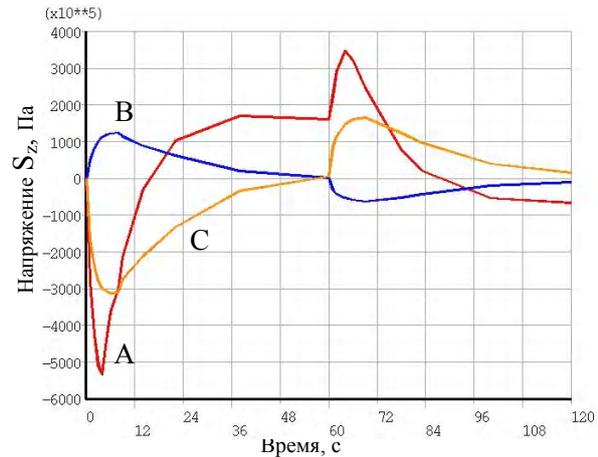


Рис. 5. Изменение напряжений Sz в точках образца во времени

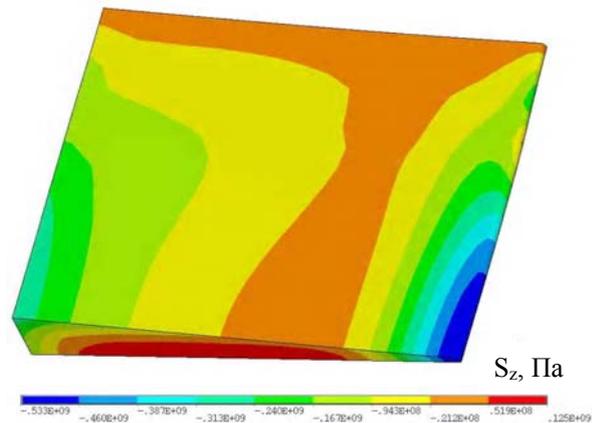


Рис. 6. Распределение напряжений Sz после 4-х секунд нагрева

Уровень термических напряжений, возникающих в клине при заданной скорости нагрева, достаточно велик для появления пластических деформаций. На рис. 7 представлена картина распределения пластических деформаций ϵ_z по поверхности клина после 40 секунд нагрева. Пластическая деформация материала приводит к тому, что в конце полуцикла нагрева, после выравнивания температуры по объему клина, в зоне пластического течения появляются остаточные напряжения противоположного знака – напряжения растяжения. Остаточные напряжения в т. А на 60 секунде достигают 170 МПа (рис. 5).

На втором этапе исследования был проведен расчет для установления зависимости максимальных напряжений в клине в полуцикле нагрева от его геометрических параметров – размеров. Этот расчет был проведен с помощью модуля оптимизации ANSYS.

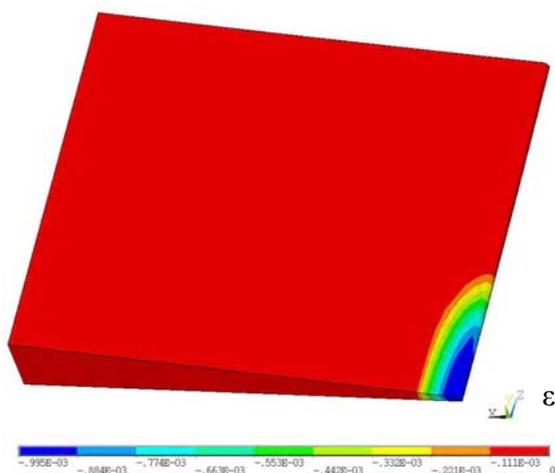


Рис. 7. Распределение пластических деформаций ϵ_z после 40 секунд нагрева

Средства оптимизации, доступные в ANSYS, позволяют сканировать область варьирования параметров модели. При этом каждый параметр в исходном наборе параметров поочередно варьируется через весь диапазон его изменения. В процессе оптимизации варьировались геометрические параметры модели клина: угол полураствора клина A – от 2 до 30°, радиус закругления R – от 0,1 до 4 мм, высота $H/2$ (равная половине высоты клина) – от 10 до 60 мм, длина бокового ребра L – от 10 до 60 мм. Тепловая нагрузка в процессе оптимизации оставалась неизменной. Найденные зависимости максимальных напряжений от размеров клина показаны на рис. 8. Каждая из кривых на рис. 8 отражает изменение максимальных напряжений при изменении только одного геометрического параметра, в то время, как остальные параметры из набо-

ра A , R , $H/2$, L остаются равными исходным. Как было показано выше (рис. 5, 6), максимальные напряжения, полученные в общем расчете, для исходного набора геометрических параметров, равны $S_z = -533$ МПа. Поэтому, каждая из кривых на рис. 8 пересекает прямую $S_z = -533$ МПа в точке, где значение соответствующей оси абсцисс равно исходному геометрическому размеру.

Из рис. 8 видно, что максимальные напряжения в клине становятся независимыми от его высоты, начиная примерно с $H/2 = 35$ мм, что соответствует полной высоте образца $H = 70$ мм (для сравнения: высота образца, определенная в ГОСТ 9.910 – 88 и ДСТУ 2367 – 94 [3, 2], составляет $H = 80$ мм). Влияние высоты клина на уровень максимальных напряжений, очевидно, связано с увеличением жесткости клина при увеличении его высоты. Из других геометрических параметров образца на уровень напряжений наиболее заметно влияет радиус закругления кромки, что объясняется резким увеличением скорости нагрева кромки при уменьшении радиуса.

На рис. 9 представлены графики изменения напряжений S_z вдоль кромки АК клиновидного образца для образцов разной высоты в момент максимальных напряжений. Кривая, обозначенная “ $H/2 = 20$ мм”, соответствует случаю, когда клиновидный образец из-за малости своих размеров целиком находится внутри испытательной камеры. Кривая, обозначенная “ $H/2 = 40$ мм”, соответствует геометрическим параметрам исходного образца, взятого для расчета. Немонотонность изменения напряжений по высоте для образцов с $H/2 = 40$ мм и $H/2 = 80$ мм, видимо, связана с переходом от нагреваемой зоны образца к ненагреваемой (координата Z вер-

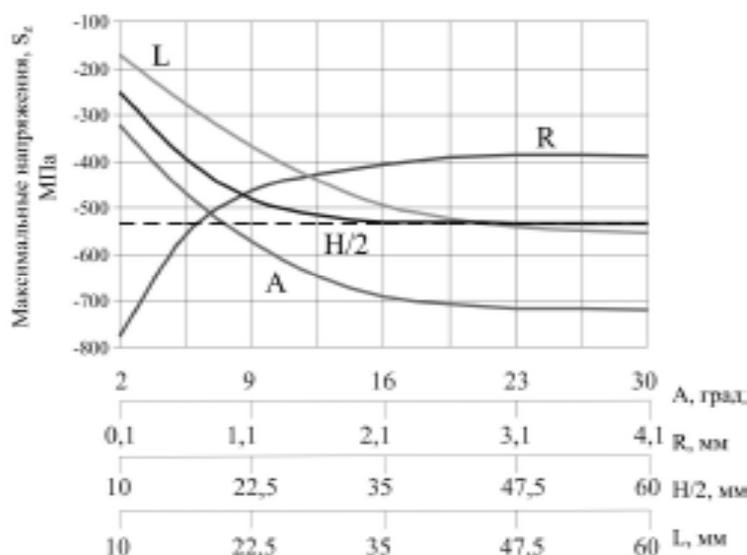


Рис. 8. Зависимость максимальных напряжений от A , R , $H/2$, L

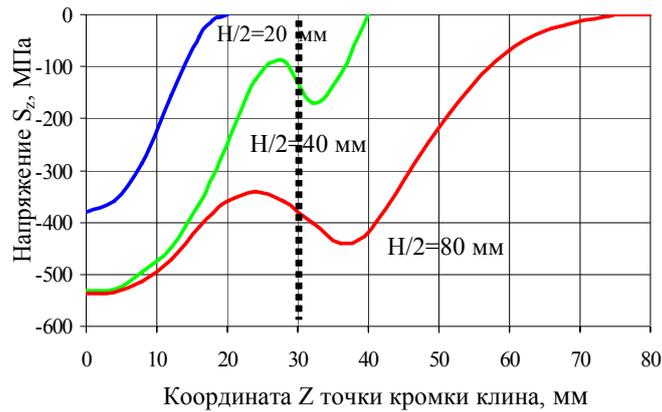


Рис. 9. Изменение напряжений S_z вдоль кромки АК для образцов разной высоты

хней точки нагреваемой зоны образца равна 30 мм). Из рис. 9 видно, что увеличение высоты образца сверх $H/2 = 40$ мм не приводит к увеличению максимальных напряжений.

Данные, представленные на рис. 9, позволяют также определить степень неравномерности распределения напряжений по высоте рабочей части образца. Согласно полученным результатам, для принятых параметров теплового нагружения и исходных размеров образца напряжения S_z на кромке изменяются не более, чем на 1 % – на длине $H/2 = 3$ мм, и не более, чем на 5 % – на длине $H/2 = 7$ мм.

Геометрическое подобие формы клина и выходной кромки лопатки позволяет использовать полученные результаты для оценки распределения термических напряжений по высоте выходной кромки лопатки.

Выводы

1. Произведен анализ НДС клиновидного образца в условиях нагрева и охлаждения с высокой скоростью;
2. Установлены зависимости между геометрическими параметрами клиновидного образца и максимальными возникающими в нем напряжениями;
3. Определено влияние исходной высоты образца на уровень максимальных напряжений и на равномерность распределения напряжений по высоте рабочей части образца.

Список литературы

1. Б. Боли, Дж. Уэйнер. Теория температурных

напряжений. – М.: Мир, 1964. – 517 с.

2. ДСТУ 2367 – 94. Єдина система захисту від корозії та старіння. Метали, сплави, покриття жаростійкі. Метод випробувань на високотемпературну корозію та термовтому в потоці продуктів горіння палива. – 10 с.
3. ГОСТ 9.910 – 88. Единая система защиты от коррозии и старения. Металлы, сплавы. Покрyтия жаростойкие. Метод испытания на термоусталость в газовых потоках на клиновидных образцах. – 26 с.
4. Третьяченко Г.Н. и др. Методы моделирования теплового и напряженного состояния в кромках лопаток газовых турбин. // Пробл. прочности. 1972. – №10 – С. 17-20.
5. Третьяченко Г.Н., Кравчук Л.В., Куриат Р.И. и др. Термическая усталость материалов в условиях неоднородного термонапряженного состояния. – К.: Наук. Думка, 1985. – 280 с.
6. Л. В. Кравчук, К. П. Буйских, Е. А. Задворный. Напряженное состояние элементов конструкций с жаростойкими покрытиями при наличии усталостных трещин. // Вібрації та технології. 2004. – №5 – С. 76-80.
7. Гецов Л.Б. Материалы и прочность деталей газовых турбин. – М.: Недра, 1996. – 591 с.

Поступила в редакцию 05.05.2006 г.

Проведено аналіз НДС клиновидного зразка в умовах нагрівання та охолодження з великою швидкістю.

Stress-strain state analysis of wedge specimen has been performed under high rate heating and cooling conditions.

УДК 669.013.002

Д. З. Шматко, Ю. А. Коржавин

МЕТОДИКА ПРОЕКТИРОВОЧНОГО РАСЧЕТА НА ПРОЧНОСТЬ СТАТИЧЕСКИ НЕОПРЕДЕЛИМОЙ СИСТЕМЫ РАМЫ ПОРТАЛЬНОЙ МАШИНЫ

Рассмотрено нагружение портальной несущей системы подъемно-транспортной портальной машины в поперечной вертикальной плоскости. Решена задача определения напряжений в элементах статически неопределимой системы.

Исходя из анализа конструкций подъемно-транспортных портальных машин, следует отметить следующие условия их эксплуатации: необходимость маневрирования, экстренное торможение с грузом на максимальной высоте подъема, боковой крен портальной машины, динамическое нагружение при фронтальном наезде передних колес на дорожные препятствия, кососимметрическое преодоление препятствий, движение по неровностям на горизонтальном участке пути.

При наезде портальной машины на высокий бордюр под острым углом возникает боковая составляющая реактивная сила, которая может достигать величины силы сцепления колес с дорожным покрытием.

На рис. 1 представлена расчетная схема, иллюстрирующая формирование нагрузок на стойки несущей системы в поперечной вертикальной плоскости. Как следует из эпюры изгибающих моментов, $M_x(1) = M_x(4) = M_p = P_z H_k$.

При этом рама портальной несущей системы нагружается, как это показано на рис. 2.

Учитывая, что сжимающие напряжения в попе-

речине 1-4 от сил P_z не превышают 5 % изгибных напряжений от момента M_p , сжатием поперечины будем пренебрегать, и расчетная схема рамы для дальнейшего исследования принимает вид, показанный на рис. 2.

Это плоско-пространственная рама, внешним образом статически определима, внутренним образом с учетом симметрии, особенностей восприятия и передачи внешних нагрузок и внутренних усилий однажды статически неопределима. В общем случае проектировочные расчеты статически неопределимых рамных систем затруднены из-за неизвестных соотношений жесткостей входящих силовых элементов. Особенностью рассматриваемой рамы является то, что поперечные нагрузки P_p полностью воспринимаются продольными силовыми элементами, посредством которых передаются на колесные опоры.

Лонжероны, как продольные силовые элементы, при этом могут быть рассчитаны как статически определимые двухопорные балки, и их параметры определяются уже на начальной стадии расчета.

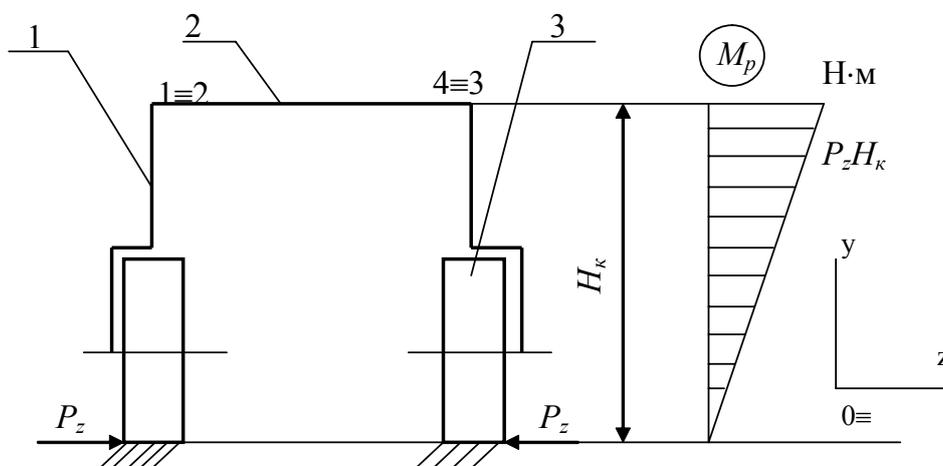


Рис. 1 Расчетная схема портальной несущей системы в поперечной вертикальной плоскости: 1 – стойка; 2 – поперечина; 3 – колеса

Приведенные полярные моменты инерции поперечных сечений 1] для открытых (1) и закрытых

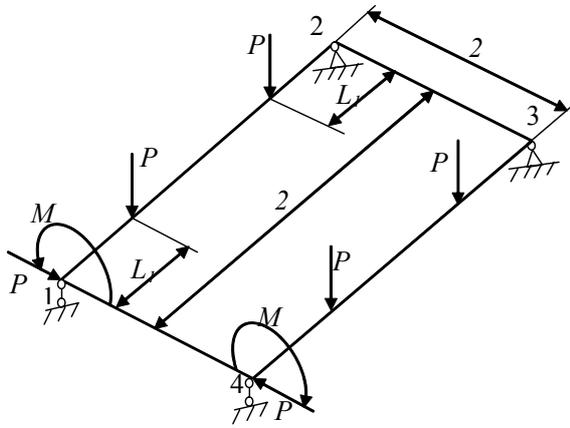


Рис. 2 Схема нагружения рамы portalной несущей системы

(2) профилей:

$$J_{\kappa 1} = \frac{2}{3}(0,9\delta_{n1})^3 b + \frac{1}{3}\delta_{c1}^3 h; \quad (1)$$

$$J_{\kappa 2} = \frac{4F^2}{\sum_{i=1}^2 \frac{\delta S_i}{\delta_i}} = \frac{2 \cdot 0,9\delta_{n1} \delta_{c2} (b - \delta_{c2})^2 (h + 0,9\delta_{n1})^2}{(h + 0,9\delta_{n1}) \cdot 0,9\delta_{n1} + (b - \delta_{c2}) \delta_{c2}}, \quad (2)$$

где δ_{n1} – толщина полки профиля в первом приближении;

δ_{c1} – толщина стенки открытого профиля;
 δ_{c2} – толщина стенки закрытого профиля.

Раскрывая статическую неопределимость рамы, делаем разрез поперечины 1-4 (рис. 2); строим эквивалентную систему, которая положена в основу вывода канонического уравнения метода сил [1]:

$$\delta_{11} X_1 + \delta_{1p} = 0, \quad (3)$$

где δ_{11} – главный коэффициент канонического уравнения;

X_1 – статически неопределимый изгибающий момент в поперечине рамы;

δ_{1p} – свободный член канонического уравнения.

Определяем главный коэффициент канонического уравнения, для этого строим эпюры изгибающих и крутящих моментов в лонжеронах и поперечинах рамы от $X_1 = 1$:

$$\begin{aligned} \bar{M}_x(z)_{1-4} &= -1; \quad \bar{M}_\kappa(x)_{1-2} = 1; \\ \bar{M}_\kappa(x)_{3-4} &= 1; \quad \bar{M}_x(z)_{2-3} = 1. \end{aligned}$$

В общем случае коэффициенты канонических уравнений определяются с помощью интегралов

Мора [1]:

$$\delta_{11} = \sum_i \int_{l_i} \frac{[\bar{M}_x(z)]^2}{EJ_{xn}} dz + \sum_j \int_{l_j} \frac{[\bar{M}_\kappa(x)]^2}{GJ_{\kappa l}} dx, \quad (4)$$

где i – порядковой номер участка, работающего на изгиб;

l_i – длина i -го участка;

$\bar{M}_x(z)$ – функция изгибающих моментов в поперечинах при $X_1 = 1$;

E – модуль упругости первого рода;

J_{xn} – осевой момент инерции поперечного сечения поперечины;

j – порядковый номер участка, работающего на кручение;

l_j – длина j -го участка;

$\bar{M}_\kappa(x)$ – функция крутящих моментов в лонжеронах при $X_1 = 1$;

G – модуль упругости второго рода;

$J_{\kappa l}$ – приведенный полярный момент инерции поперечного сечения лонжерона.

В данном случае интегрирование проводим способом Верещагина [1]:

$$\begin{aligned} \delta_{11} &= \frac{-1 \cdot 2L_2 \cdot (-1)}{EJ_{xn}} + \frac{1 \cdot 2L_2 \cdot 1}{EJ_{xn}} + \\ &+ \frac{1 \cdot 2L \cdot 1}{GJ_{\kappa l}} \cdot 2 = \frac{4L_2}{EJ_{xn}} + \frac{4L}{GJ_{\kappa l}}. \end{aligned}$$

Для определения свободного члена канонического уравнения (3) используем интеграл Мора (5), предварительно строим эпюры изгибающих и крутящих моментов от внешней нагрузки в основной системе:

$$\begin{aligned} \delta_{1p} &= \sum_i \int_{l_i} \frac{M_u(x_i) \bar{M}_u(x_i)}{EJ_{ui}} dx_i + \\ &+ \sum_j \int_{l_j} \frac{M_\kappa(x_j) \bar{M}_\kappa(x_j)}{GJ_{\kappa j}} dx_j, \quad (5) \end{aligned}$$

где δ_{1p} – свободный член канонического уравнения;

$M_u(x_i)$ – функция изгибающих моментов от внешней нагрузки в основной системе;

$\bar{M}_u(x_i)$ – функция изгибающих моментов от единичного силового фактора в основной системе;

J_{ui} – осевой момент инерции поперечного сечения i -го участка;

$M_\kappa(x_j)$ – функция крутящих моментов от внешней нагрузки в основной системе;

$\bar{M}_\kappa(x_j)$ – функция крутящих моментов от единичного силового фактора в основной системе;

J_{kj} – приведенный полярный момент инерции поперечного сечения j -го силового элемента, работающего на кручение.

Проводим интегрирование способом Верещагина [1]:

$$\delta_{1p} = \frac{-M_p \cdot 2L \cdot 1}{GJ_{кл}} \cdot 2 + \frac{-M_p \cdot 2L_2 \cdot 1}{EJ_{xn}} = -\frac{4M_p L}{GJ_{кл}} - \frac{2M_p L_2}{EJ_{xn}}. \quad (6)$$

Каноническое уравнение (3) принимает следующий вид после упрощения:

$$X_1 = \frac{2M_p L_2 GJ_{кл} + 4M_p LEJ_{xn}}{4L_2 GJ_{кл} + 4LEJ_{xn}}. \quad (7)$$

Как следует из суммарных эпюр изгибающих и крутящих моментов, поперечины при данной нагрузке работают только на изгиб. Условие прочности при изгибе для поперечины 1-4 (рис. 2):

$$\sigma = \frac{2M_p L_2 GJ_{кл} + 4M_p LEJ_{xn}}{(4L_2 GJ_{кл} + 4LEJ_{xn})J_{xn}} \left(\frac{h}{2} + \delta_n \right) \leq [\sigma], \quad (8)$$

где σ – нормальное напряжение в периферийных волокнах поперечины.

Из (8) после преобразований получим:

$$\frac{2M_p L_2 G \frac{J_{кл}}{J_{xn}} + 4M_p LE}{(4L_2 GJ_{кл} + 4LEJ_{xn})} \left(\frac{h}{2} + \delta_n \right) \leq [\sigma]. \quad (9)$$

От условия (9) переходим к разрешающему уравнению относительно $\frac{J_{кл}}{J_{xn}}$:

$$2M_p L_2 G(h + 2\delta_n) \left(\frac{J_{кл}}{J_{xn}} \right)^2 + [4M_p LE(h + 2\delta_n) - 8[\sigma]L_2 GJ_{кл}] \left(\frac{J_{кл}}{J_{xn}} \right) - 8[\sigma]LE = 0. \quad (10)$$

Записываем решение квадратного уравнения (10) с учетом знака перед радикалом:

$$\frac{J_{кл}}{J_{xn}} = \left\{ - [4M_p LE(h + 2\delta_n) - 8[\sigma]L_2 GJ_{кл}] + \sqrt{[4M_p LE(h + 2\delta_n) - 8[\sigma]L_2 GJ_{кл}]^2 + 64M_p L_2 G(h + 2\delta_n)[\sigma]LEJ_{кл}} \right\} / 4M_p L_2 G(h + 2\delta_n). \quad (11)$$

Приведенный полярный момент поперечного сечения лонжерона $J_{кл}$ в выражении (11) вычисляется по одной из формул (1) или (2) в зависимости от типа профилей лонжеронов. Кроме того, выражение (11) предполагает, что известны ширина и толщина полка, а также высота стенки профиля поперечины, которые выбираются конструктивно; остается неизвестной толщина стенки

$$J_{xn} = \frac{J_{кл}}{\kappa}. \quad (12)$$

С другой стороны осевой момент инерции двутаврового профиля

$$J_{xn} = \frac{\delta_c h^3}{12} + 2 \left[\frac{b\delta_n^3}{12} + b\delta_n \left(\frac{h + \delta_n}{2} \right)^2 \right]. \quad (13)$$

Приравняв выражения (12) и (13), получаем:

$$\delta_c = \frac{12}{h^3} \left\{ \frac{J_{кл}}{\kappa} - 2 \left[\frac{b\delta_n^3}{12} + b\delta_n \left(\frac{h + \delta_n}{2} \right)^2 \right] \right\}. \quad (14)$$

Таким образом, разработанная методика проективного расчета на прочность статически неопределимой системы еще на стадии проектирования порталной подъемно-транспортной машины позволяет определять значения элементов рамы несущей системы.

Список литературы

1. Писаренко Г.С., Яковлев А.П., Матвеев В.В. Справочник по сопротивлению материалов. – 2-е изд., перераб. и доп. – Киев: Наукова думка, 1988. – 736 с.

Поступила в редакцию 15.05.2006 г.

Розглянуто навантаження порталної несучої системи підйомно-транспортної порталної машини у поперечній вертикальній площині. Розв'язана задача визначення напружень в елементах статично невизначимої системи

Loading of the portal bearing system of lifting-transport portal machine in a transversal vertical plane is considered. The task of decision of tensions is decided in elements statically indefinable system.

УДК 621.793.6+620.17

В. Г. Каплун, П. В. Каплун

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ АЗОТИРОВАННОГО СЛОЯ И ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ НА НАПРЯЖЕННО- ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ КОНСТРУКТИВНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ПРИ ИЗГИБЕ

Приведены результаты исследований влияния физико-механических характеристик и остаточных напряжений азотированных слоев на напряженно-деформированное состояние конструктивных элементов при изгибе.

В технике очень большое количество конструктивных элементов (зубчатые колеса, валы, оси, рессоры и др.) работают с изгибом их оси в процессе эксплуатации и разрушаются от усталости металла при определенном количестве циклов нагружения. Долговечность данных конструктивных элементов зависит от их напряженно-деформированного состояния.

С целью повышения долговечности конструктивных элементов существуют различные методы упрочнения поверхности (пластического деформирования, термической и химико-термической обработки и др.), которые создают на поверхности упрочненные слои с определенными физико-механическими характеристиками (толщиной, модулем упругости, разным градиентом изменения свойств по глубине). Физико-механические характеристики упрочненных слоев влияют на напряженно-деформированное состояние конструктивных элементов и перераспределение напряжений между упрочненным слоем и сердцевиной при воздействии внешних нагрузок. Наличие упрочненных слоев вызывает в конструктивных элементах остаточные напряжения, которые также оказывают большое влияние на напряженно-деформированное состояние.

Многими исследованиями [1-4] установлено, что при различных методах поверхностного упрочнения материалов могут возникать остаточные напряжения сжатия или растяжения. Долговечность металлов при изгибном циклическом нагружении увеличивается при наличии остаточных напряжений сжатия и уменьшается при наличии остаточных напряжений растяжения [1]. Исследованиями [3, 4] показано, что при ионном азотировании сталей возникают остаточные напряжения сжатия, величина которых достигает очень больших величин (до 800 МПа). Их величиной и характером распределения по глубине можно управлять с помощью технологических параметров химико-термической обработки [7-9].

На рис. 1 приведены эпюры напряжений, возникающих в опасном поперечном сечении пластин

малой и большой толщины от воздействия изгибающей силы P для разных вариантов: при отсутствии (1, б) и наличии (2, б) азотированного слоя; от остаточных напряжений при наличии азотированного слоя (в); суммарная эпюра напряжений (г). Суммарная эпюра напряжений (рис. 1, г) показывает, что на верхней и нижней поверхностях пластины возникают разные по величине напряжения.

Условия прочности материала пластины с учетом остаточных напряжений сжатия для верхней и нижней поверхности запишется так:

$$\sigma_u^{\max} + \sigma_{o.c.} \leq \sigma_{в.с.}, \quad (1)$$

$$\sigma_u^{\max} - \sigma_{o.c.} \leq \sigma_{в.р.}, \quad (2)$$

где: σ_u^{\max} – максимальные напряжения от изгиба;
 σ_o – остаточные напряжения на поверхности пластины;

$\sigma_{в.с.}, \sigma_{в.р.}$ – предел прочности материала на сжатие и растяжение.

Вычитая второе уравнение из первого, получим:

$$\sigma_{o.c.} \leq \frac{\sigma_{в.с.} - \sigma_{в.р.}}{2}. \quad (3)$$

Для металлов временное сопротивление на сжатие $\sigma_{в.с.}$ значительно больше, чем временное сопротивление на растяжение $\sigma_{в.р.}$ и с учетом критерия Писаренко-Лебедева [5]:

$$\sigma_{в.р.} = \chi \sigma_{в.с.} \quad (4)$$

Тогда с учетом (4) уравнение (3) будет иметь вид

$$\sigma_{o.c.} \leq \frac{\sigma_{в.р.}(1-\chi)}{2\chi}. \quad (5)$$

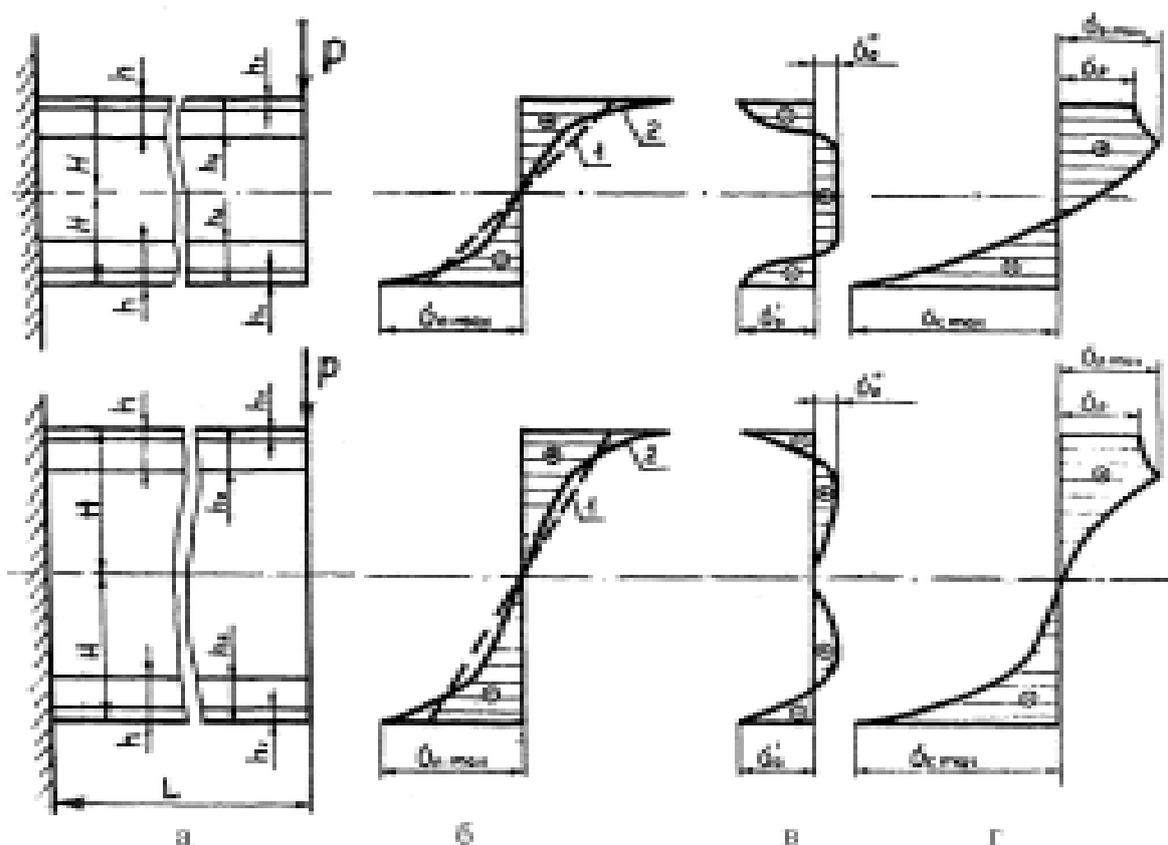


Рис. 1. Характер распределения напряжений при изгибе пластин малой и большой толщин с двухсторонним диффузионным покрытием: а – схема нагружения; б – эпюра напряжений от изгиба; в – эпюра остаточных напряжений в пластине с диффузионным покрытием; г – суммарная эпюра напряжений; 1 – эпюра напряжений в пластине без покрытия; 2 – эпюра напряжений в пластине с диффузионным покрытием

Максимальная несущая способность пластины при изгибе достигается при равнопрочности на верхней и нижней поверхностях. В этом случае:

$$\sigma_{o.c.} = \frac{\sigma_{в.р.}(1-\chi)}{2\chi} \quad (6)$$

При многоцикловом нагружении максимальные напряжения, возникающие в конструктивных элементах, не должны превышать допускаемых, которые определяются по зависимости:

$$[\sigma_{в.р.}] = \frac{\sigma_{нц.р.}}{k} \quad (7)$$

где $[\sigma_{в.р.}]$ – допускаемые напряжения растяжения;
 $\sigma_{нц.р.}$ – предел пропорциональности материала при растяжении;
 k – коэффициент запаса.

Для достижения максимальной долговечности конструктивных элементов при многоцикловом нагружении изгибом, оптимальные значения остаточных напряжений сжатия:

$$\sigma_{o.c.} = \frac{[\sigma_{в.р.}](1-\chi)}{2\chi} \quad (8)$$

Исследования [8, 9] образцов из различных сталей на многоцикловую усталость при изгибе показали, что при оптимальных значениях остаточных напряжений сжатия, которые возникают при ионном азотировании по определенным режимам, долговечность увеличилась при испытаниях на воздухе в 1,5.....1,8 раза, а в агрессивных средах (3 % раствор NaCl, кислой и щелочной средах) в 2,5...3 раза.

С целью определения влияния физико-механических параметров упрочненных слоев, получаемых на поверхности конструктивных элементов при ионном азотировании, были проведены теоретико-экспериментальные исследования влияния толщины, модуля упругости и градиента изменения свойств по глубине упрочненного слоя на распределение суммарных напряжений по сечению.

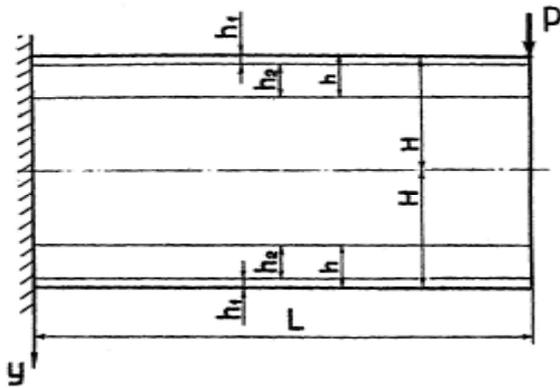


Рис. 2. Расчетная схема изгиба пластины с двухсторонним диффузионным покрытием

Рассматривалась плоская задача НДС при изгибе консольной пластины длиной L толщиной $2H$ при приложении касательной равномерно распределенной нагрузки τ в поперечном сечении пластины в конце балки, равнодействующая которой $P = 2H \cdot \tau$ (рис. 2). Напряженно-деформированное состояние исследовалось методом графов [6] с применением пакета программ, разработанного в ИПП НАН Украины. Расчеты на ЭВМ проводились при следующих значениях пластины: $L = 4000$ мкм; $2H = 720$ мкм; $\tau = 100$ Н/мм; $E_0 = 2 \cdot 10^5$ МПа; $h_1 = 10$ мкм. Значения h_2 и E_1 изменялись в пределах: $h_2 = 25 \dots 300$ мкм; $E_1 = 2 \cdot 10^5 \dots 4 \cdot 10^5$ МПа. Конечные результаты анализировались в безразмерных величинах: K_σ , $K_E = E_1 / E_0$ и $K_h = h / H$, где $h = h_1 + h_2$ – толщина диффузионного покрытия; h_1 – толщина нитридной зоны; h_2 – толщина зоны

внутреннего азотирования; E_0 и E_1 – модули упругости материала основы и нитридного слоя, соответственно. K_σ – коэффициент интенсивности напряжений

$$K_\sigma = \frac{\sigma_{эн}}{\sigma_{эо}}, \quad (9)$$

где $\sigma_{эн}$ и $\sigma_{эо}$ – эквивалентные напряжения в рассматриваемой точке при наличии и отсутствии покрытия, соответственно.

Модуль упругости азотированного слоя изменялся по глубине по следующей экспоненциальной зависимости:

$$E_n = E_0 + (E_1 - E_0) \exp\left(\frac{-ky_2}{h_2 - y_2}\right), \quad (10)$$

где E_n – модуль упругости в покрытии на расстоянии y_2 от поверхности ($y_2 < h_2$);

k – коэффициент пропорциональности, зависящий от температуры процесса диффузионного насыщения T и для условий ионного азотирования получен экспериментально, $k = 950/T$ °С.

Исследования показывают, что наличие диффузионного покрытия вызывает перераспределение эквивалентных напряжений по поперечному сечению, повышая их значения на поверхности и снижая в основе по сравнению с их значениями в однородном материале. На характер распределения эквивалентных напряжений существенное влияние оказывают толщина и модуль упругости покрытия (рис. 3).

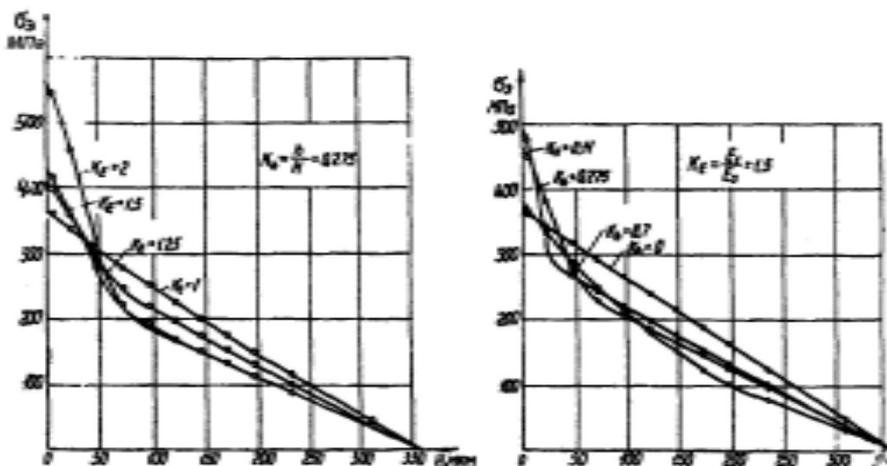


Рис. 3. Изменение эквивалентных напряжений изгиба по глубине пластины с диффузионным покрытием при различных значениях K_E и K_h .

На рисунках 4, 5 показаны изменения коэффициента интенсивности напряжений при изгибе $K_{\sigma u}$ по глубине пластины при различных значениях K_E и h , а также зависимости $K_{\sigma u}^{\max}$ от K_E и K_h , из которых видно, что $K_{\sigma u}$ имеет максимальное значение, большее 1, на поверхности и постепенно уменьшается по глубине, достигая значений меньших 1, т.е. происходит разгрузка в данных точках сечения. $K_{\sigma u}^{\max}$ уменьшается с уменьшением K_E и увеличением K_h .

Таким образом, проведенные исследования показали, что снижение эквивалентных напряжений в конструктивных элементах при изгибе достигается при уменьшении отношения модуля упругости покрытия к модулю упругости основы и увеличении толщины покрытия. Максимальное повышение несущей способности конструктивного элемента достигается при оптимальном значении остаточных напряжений сжатия в покрытии.

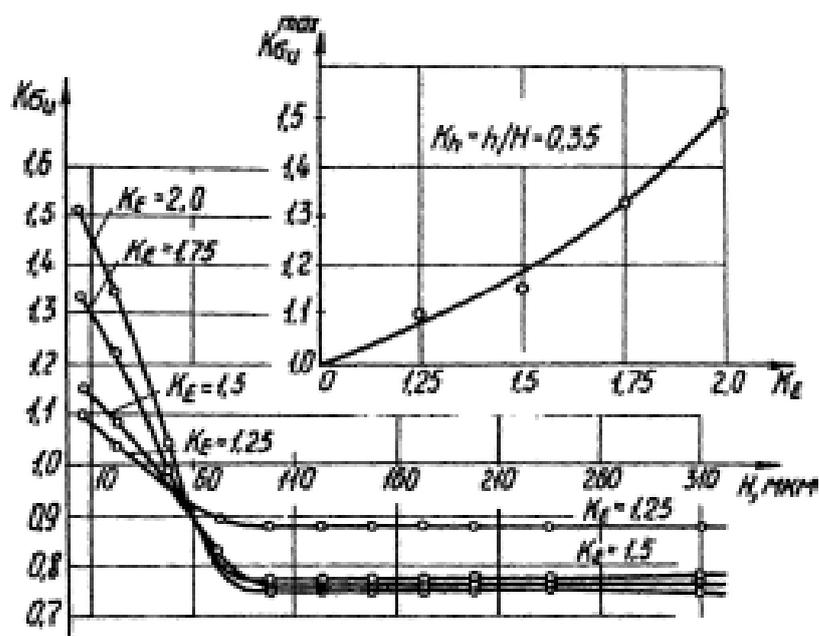


Рис. 4. Влияние параметров диффузионного покрытия на коэффициент интенсивности напряжений при изгибе пластины

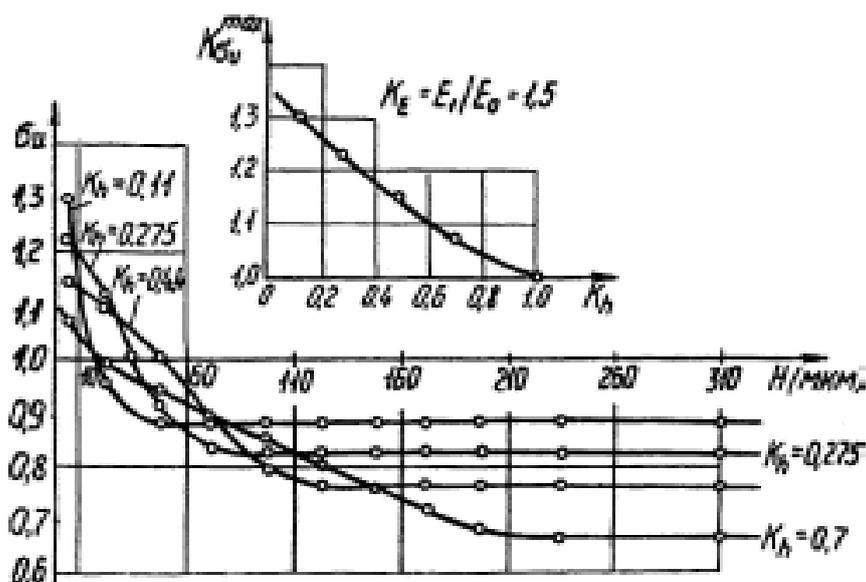


Рис. 5. Влияние коэффициента K_h на эквивалентные напряжения изгиба

Список литературы

1. Похмурский В.И., Карпенко Г.В. Характер распределения остаточных напряжений первого рода в поверхностных слоях сталей и сплавов с защитными покрытиями. // Физико-химическая механика металлов, 1968. – Т.4. – №4. – С. 381-383.
2. Чернега С.М., Лоскутов В.Ф., Яковчук Ю.Е. Остаточные напряжения в карбидных покрытиях. // Защитные покрытия на металлах, 1987. – Вып. 21. – С. 59-60.
3. Каплун В.Г., Рудык А.Е. Исследование остаточных напряжений в стали 45Х после ионного азотирования. // Лазерная, термическая и химико-термическая обработка в машиностроении. Сб. науч. трудов МАДИ. – М., 1987. – С. 109-112.
4. Исследование остаточных напряжений в азотированной стали 38ХМЮА. / Каплун В.Г. и др. // Электронная обработка металлов, 1986. – №5. – С. 35-37.
5. Прочность материалов элементов конструкций в экстремальных условиях: В 2-х т. / Под ред. Г.С.Писаренко. – Киев: Наук. думка, –1980. – Т. 2. – 771 с.
6. Кузовков Е.Г. Графовая модель упругого тела. Расчет напряженно-деформированного состояния. / АН УССР. Ин-т пробл. прочности. Препр. – Киев. – 1985. – 53 с.
7. Лахтин Ю.М., Коган Я.Д. Азотирование стали. – М.: Машиностроение, 1976. – 255 с.
8. Влияние параметров ионного азотирования на выносливость стали 45Х в кислой среде. / Каплун В.Г., Рудык А.Е., Гладкий Я.Н., Стечишин М.С. // Физико-химическая механика материалов. Киев: Наук. думка, 1986. – Т.22. – №5. – С. 101-103.
9. Каплун В.Г., Капинос А.В., Бабей Ю.И. Влияние ионного азотирования на сопротивление усталости стали 20 при изгибе. // Физико-химическая механика материалов, 1988. – № 5. – С. 108-109.

Поступила в редакцию 02.06.2006 г.

Приведено результати досліджень впливу фізико-механічних характеристик і залишкових напружень азотованих шарів на напружено-деформований стан конструктивних елементів при вигині.

Influence of physical-mechanical characteristics and residual stresses of nitrided layers on stress-strain state of structural elements at bending are investigated.

УДК: 539.3:620.179.17

В. Р. Скальський, Т. В. Селівончик

КІЛЬКІСНА ОЦІНКА ВПЛИВУ ВОДНЕВОМЕХАНІЧНОГО ЧИННИКА НА ОБ'ЄМНУ ПОШКОДЖЕНІСТЬ КОНСТРУКЦІЙНИХ СТАЛЕЙ

Викладено результати експериментальних досліджень методом акустичної емісії водневої об'ємної пошкодженості конструкційних сталей. Показано, що акустико-емісійна міра об'ємної пошкодженості матеріалів може бути ефективним кількісним показником ступеню схильності сталей до водневого деградування і добре відображає динаміку зародження та розвитку тріщиноподібних дефектів під впливом воднево-механічного чинника.

Актуальність досліджень

В конструкційних матеріалах завжди наявні локальні концентратори напружень. До таких належать, наприклад в сталях, неметалічні включення, що утворюються за високих температур і охолоджуються разом із металом. Тоді, завдяки різниці коефіцієнтів лінійного розширення сталі та включень, в металі виникають термічні напруження. В роботі [1] показано, що різні включення, маючи свою специфіку форми та розмірів, характеризуються високим рівнем мікронапружень без прикладання зовнішніх зусиль. Це пояснюється не тільки різними коефіцієнтами лінійного розширення, але й різними модулями пружності металічної матриці і включень. Таким чином, останні є концентраторами напружень в сплавах, причому величина цих напружень залежить від хімічного складу, розмірів включень, а також від величини прикладеного до матеріалу зовнішнього навантаження.

Реальні вироби чи їх окремі елементи в умовах експлуатації піддаються дії різних видів навантажень і впливові робочих агресивних середовищ. Тому, вказані дефекти сприяють зародженню та поширенню у матеріалах конструкцій тріщин. А вже за наявності останніх відбувається відповідний перерозподіл напружень [2-4]. У результаті цього біля вершини тріщини виникає особливий напружено-деформований стан, який під впливом корозійно-механічних факторів та власної мікроструктури матеріалу сприяє подальшому локальному руйнуванню. Все це може відбуватися всередині матеріалу і виключати можливість візуального виявлення таких процесів. Ось чому, враховуючи те, що процеси локального руйнування супроводжуються випромінюванням пружних хвиль, для їх діагностики широко використовується явище акустичної емісії (АЕ).

Стан проблеми

Водень у сучасному науково-технічному поступі відіграє дуже важливу роль. Він стає все більше необхідним у технологічних процесах, як хімічне паливо, а його важкі ізотопи – дейтерій та тритій є

незамінними у якості палива для ядерних реакторів. Тому проблема взаємодії водню із конструкційними матеріалами, із яких виготовляються ємкості для його зберігання і технологічне обладнання – для транспортування, привертає до себе увагу багатьох науково-дослідницьких центрів. Підвищену зацікавленість у розв'язанні цієї проблеми проявляють авіакосмічна сфера, хімічна і нафтопереробна промисловість та ціла низка галузей машинобудування.

Хоча прояв руйнування, котре зумовлене водневою деградацією матеріалів, відомий вже давно, однак дотепер відсутні методи оцінки об'ємної пошкодженості (ОП) матеріалу, а також і засоби реалізації останніх, які дозволяли б виявляти ранні стадії спричиненого воднем руйнування. З цієї точки зору в якості методу неруйнівного контролю (НК) особливою ефективністю відзначається метод АЕ, що забезпечує завчасне виявлення руйнування матеріалу під дією водневого чинника та прикладеного навантаження. Особливої актуальності набули АЕ-дослідження ОП конструкційних матеріалів після дії на них водню високих концентрацій та температур. Вивченню цієї проблеми присвячені дослідження, що описані в працях [5-14]. В них показано, що вплив водню на динаміку утворення та розвитку тріщиноподібних дефектів ефективно виявляється методом АЕ.

Відомий підхід до визначення ОП конструкційних сплавів, що ґрунтується на деяких апріорних характеристиках пошкодженості, котра визначається порівнянням теоретичних і експериментальних даних. Наприклад, запропоновано пошкодженість описувати скаляром ψ ($1 \geq \psi \geq 0$), якому присвоєно термін „суцільність” [15]. У початковому стані за відсутності пошкодженості $\psi = 1$, а в часі функція ψ спадає і введено функцію $\omega \geq 0$ ($\omega = 1 - \psi$) [16, 17], яку названо пошкодженістю. Надають функції ψ статистичний зміст і тоді зміну суцільності описують кінетичним рівнянням виду [18]:

$$\frac{d\psi}{dt} = F(\psi, \dots), \quad (1)$$

де F залежить від ψ та деяких інших змінних: тензора напружень чи деформацій, температури, часу тощо. Суттєво, щоб функції та параметри в рівнянні (1) визначались із простих експериментів. Важливим є встановлення принципу лінійного сумування пошкоджень, котрий вперше постульовано у праці [19] і розвинуто у [15, 20].

Відомі також інші схеми побудови континуальних моделей накопичення пошкоджень. Так теорія довготривалої міцності вводить поняття пошкодження P (його компоненти P_1, P_2, \dots, P_n), що характеризує накопичення дефектів і залежить від історії навантаження даного елемента середовища [21]. Передбачають не від'ємні міри пошкоджень

$$M_j(P), j = 1, 2, \dots, m; m \leq n. \quad (2)$$

Руйнування проходить, коли для будь-якого $j = k$

$$M_k(P) = c_k, \quad (3)$$

де c_k – константи матеріалу. У спрощеному варіанті пошкодження P є симетричним тензором другого рангу.

У [22] пошкоженість матеріалу в околі точки характеризують розподілом дефектів – м/т на малій сфері, що оточує дану точку і вводиться відповідна функція на сфері, для якої записано кінетичне рівняння. Накопичення розсіяних мікродефектів моделюється ростом у матеріалі включень із іншими пружними властивостями [23]. Можна визначити пружні характеристики такого композитного середовища залежно від концентрації включень і від пружних властивостей основного матеріалу та включень. Виходячи із співвідношень термодинаміки необоротних процесів, автори виводять кінетичне рівняння для функції концентрації. Така схема дозволяє розглядати руйнування за повзучості, малоциклово втому, вплив складного навантаження тощо.

Так, наприклад, у [24–26] для опису механічної поведінки матеріалу із тріщиною застосована мікромеханічна модель руйнування, яка ґрунтується на відомому критерії Гурсона-Твергаарда-Нідлемана пластичного течіння для пористого матеріалу. Дана модель вбудована в розрахункову програму із використанням методу скінчених елементів. Знаючи критичні експериментальні величини мікромеханічних параметрів пошкоджуваності чисельними розрахунками гладких зразків завбачено початок пластичного руйнування компактного зразка із тріщиною. На прикладі низьколегованої сталі з ємності високого тиску показано, що цю модель можна використати для прогнозу початку руйнування гладких зразків.

У роботі [27] описано методологію кількісної

оцінки ОП матеріалу під впливом навантаження, особливо в області його пластичних деформацій (ПД), за допомогою методу АЕ. Показано, що кількісним показником механічної ОП матеріалів ξ може слугувати акустико-емісійна міра ОП ξ_1 , бо вони лінійно пов'язані між собою [28]. Згадані вище наукові і методологічні засади лягли в основу наших досліджень.

Мета роботи – визначити кількісні показники АЕ-міри водневої об'ємної пошкоженості конструкційних сталей за умови дії на них квазістатичного навантаження та водневого чинника.

Проведення експериментальних випроб

Випробовували розтягуванням циліндричні зразки конструкційних сталей двох типів: сталь марки 50ХГ (відпал) та 38ХНЗМФА (стан поставки). Зразки зі сталі 50ХГ (на рис. 1 показано встановлений електронною спектроскопією її хімічний склад) було розділено на три групи. На першій групі, що не піддавалася дії водневого чинника, перевіряли виконання ефекту Кайзера (ЕК) [29]. Для цього їх розтягали до досягнення певної (різної для кожного окремого зразка) величини напружень в межах лінійної ділянки діаграми "напруження σ -деформація ϵ ", аж до появи сигналів АЕ (САЕ) на записаній синхронно із навантаженням акустограми (АГ). Тоді зразок витримували під напруженням протягом кількох хвилин, розвантажували і повторно навантажували також до моменту повторної появи САЕ. Встановлено, що вторинна АЕ починає з'являтися за напружень, що перевищують попередню її появу на 2...5%, або під час наближення до цієї межі. Таким чином, наявне виконання ЕК.

Другу групу зразків, що також не піддавалася дії водню, розтягували до різних значень σ і також в межах лінійної ділянки діаграми σ - ϵ . Після зняття навантажень ці зразки наводнювали за описа-

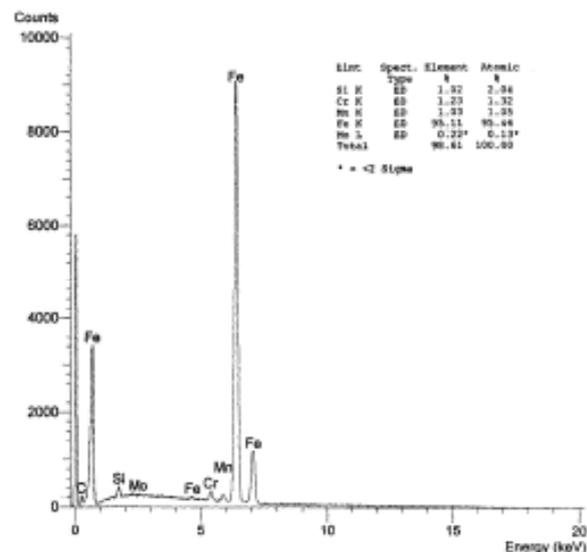


Рис. 1. Спектральний аналіз хімічного складу сталі 50ХГ

ною у праці [6] методикою, охолоджували спочатку разом із автоклавом до $T \approx 360\text{K}$, а далі на повітрі до кімнатної температури. Після старіння зразків (умови аналогічні як і у випадку визначення механічних характеристик) проводили їх повторне розтягання до значень напружень попередньо зафіксованих на кожному зразку до наводнення, записуючи АГ. Після наводнення зразків САЕ появлялися на АГ за напружень σ_{AE} , які в 1,5...2,1 рази менші від тих, що були до наводнення рис. 2 [30]. Тобто, спостерігається явне порушення ЕК і зумовлене воно пошкодженням структури матеріалу воднем. Отримані результати добре узгоджуються із даними роботи [31], де досліджували вплив електролітичного наводнення на зміну міцнісних характеристик дроту зі сталі 35NSD16.

Третю групу зразків, серед яких були ненаводнені і наводнені (але із витримкою на повітрі за кімнатної температури протягом $2,1 \times 10^8$ с (2457 діб) також розтягали в межах ділянки лінійності діаграми σ - ϵ . Визначали (рис. 3) спектральні характеристики САЕ за однакових напружень у наводнених і ненаводнених зразках (режими наводнення і охолодження незмінні). Використовували розривну машину FPZ-100/1 зі швидкістю переміщення траверси 0,02...0,84 мм/хв, а обробку аналогових сигналів параметрів навантаження і переміщення, а також САЕ здійснювали на базі АЕ-системи PAL MISTRAS-2001. Первинний перетворювач САЕ мав робочу смугу частот з лінійною характеристикою у смузі 0,02...1,0 МГц, коефіцієнт підсилення вимірювального тракту становив 40 дБ, а рівень дискримінації 45 дБ.

Визначали такі параметри САЕ: час наростання переднього фронту САЕ до максимуму τ_1 , тривалість сигналу АЕ над рівнем дискримінації τ_2 , амплітуду A , кількість імпульсів САЕ, що переви-

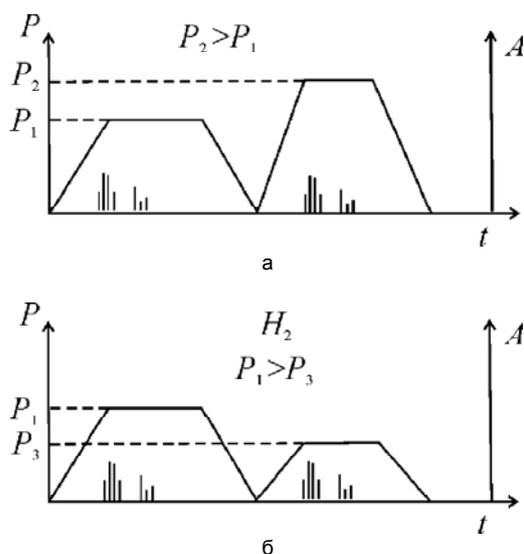


Рис. 2. Схема виконання (а) та порушення (б) ефекту Кайзера у ненаводнених та наводнених зразках, відповідно

щили рівень дискримінації N , їх енергію G (час оцифрування САЕ становив 256 мкс із частотою 4 МГц).

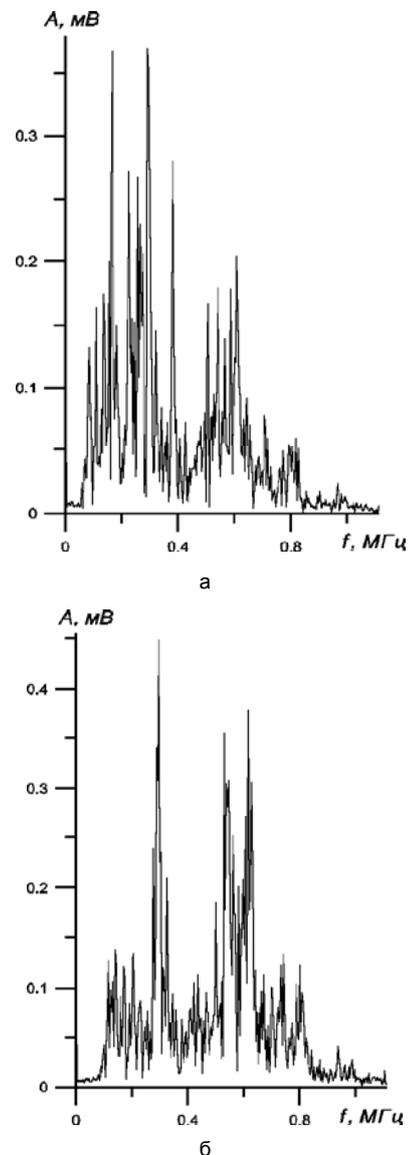


Рис. 3. Амплітудно-частотний розподіл САЕ під час випробувань зразків за напружень: $\sigma = 394,5$ МПа; (а) – зразок ненаводнений: $\tau_1 = 30$ мкс, $\tau_2 = 32$ мкс, $N = 1$ імпл., $G \approx 0$; (б) – зразок, що насичувався воднем: $\tau_1 = 41$ мкс, $\tau_2 = 56$ мкс, $N = 2$ імпл., $G \approx 0$

Отримані результати випроб підтверджують висновки про те, що наводнення сталі 50ХГ призводить до зростання її пошкоженості, яка ефективно встановлюється за САЕ.

На рис. 4. показано діаграми ротягу зразків та залежності суми амплітуд САЕ від деформації.

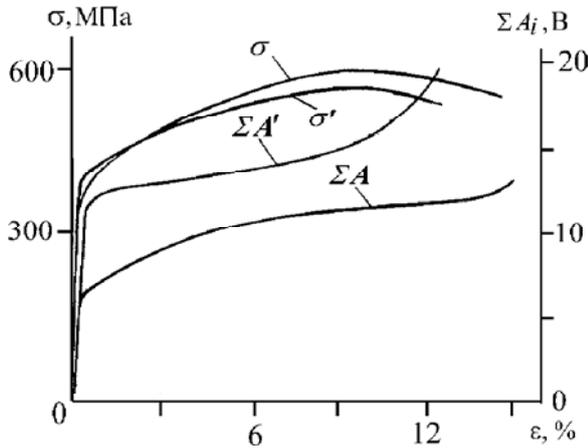


Рис. 4. Діаграма розтягу не наводнених (σ - ϵ) та наводнених (σ' - ϵ) зразків і відповідні їм залежності суми амплітуд САЕ від деформації

Аналогічним чином проводили випробування циліндричних зразків зі сталі 38ХНЗМФА.

Обговорення результатів досліджень

У випадку випроб зразків без водневого насичення матеріалу вважається [32], що одним із можливих джерел АЕ в макропружній області є процес мікророзтріскування карбідної фази. Такі ж руйнування карбідів глобулярної і пластинчастої форми поблизу границі текучості спостерігали методом металографії під час навантаження маловуглецевої сталі [33]. Під навантаженням (0,6...0,8) σ_{02} у сталі зі структурою литва інтенсивно розтріскуються неметалічні включення [1]. Щоб оцінити вклад процесів мікророзтріскування, там же проведені порівняльні механічні випроб на розтяг і стиск зразків. Вважали, що джерелами АЕ під час розтягу є два процеси: мікророзтріскування, пов'язане із карбідною фазою, та мікропластична деформація, а під час стиску лише останній фактор. У праці [34] теоретично обгрунтовано, що розтягальні напруження на поверхні частинок вторинної фази сферичної форми під деформуванням розтягом в 9,2 рази вищі, ніж стиском. Ось чому розтяг сприяє розвитку мікророзтріскування карбідної фази та відшаруванню по міжфазних границях, що ускладнюється при стисканні. Це підтверджується даними роботи [35] і в повній мірі стосується структурних особливостей відпаленої сталі 50ХГ.

Стосовно насиченого воднем матеріалу, то тут необхідно вичленити такі важливі моменти. Вста-

новлено [36], що в поперечних напрямках вальцьованих листів в більшій мірі впливають на руйнування нормальні напруження в присутності водню і що тріщини поширюються вздовж феритно-перлітних смуг. Тоді напруження, перпендикулярні до великої осі сульфідів, небезпечніші від паралельних. Погіршення механічних властивостей матеріалу викликають не тільки фосфор, сірка і інші неметалічні домішки, але й елементи, котрі опосередковано впливають на адсорбцію [37]. Такі компоненти сплаву як марганець і кремній зумовлюють погіршення властивостей сталі [38], особливо марганець, який через адсорбцію на границях зерен і втягування фосфору та сірки в розчині, збільшує градієнт хімічного потенціалу. Небезпечними є і включення сульфідів марганцю [39]. Сукупність всіх перерахованих факторів призводить до початку процесів руйнування на більш ранній стадії навантаження, про що свідчать отримані АЕ-результати випроб насичених воднем зразків. Під впливом водню виникають також локальні мікроперенапруження в місцях концентрації домішок, де зародження міротріщин відбувається також за низьких ступенів навантаження. А ці процеси, як відомо, є джерелами генерації АЕ, яка в результаті з'являється значно раніше від рівня напружень, що досягнуті попереднім (до наводнення) навантаженням.

Значення ξ_1 вираховували за формулою (4):

$$\xi_1 = \sum A_i / V, \tag{4}$$

де A_i – амплітуда i -го сигналу АЕ ($i = 1, 2, \dots, n$), V – об'єм робочої частини зразка. У нашому випадку для обох типів зразків об'єм їх робочої частини V становив 1,68 см³, а значення суми амплітуд САЕ знаходили за АГ.

Беручи до уваги усереднені значення ξ_1 , знайдено, що $\xi_{1(1)} = 32,4$ і $\xi_{1(2)} = 94,46$ у.о./см³ відповідно, для ненаводнених та наводнених зразків зі сталі 50ХГ, а для сталі 38ХНЗМФА ці показники становили $\xi_{1(1)} = 123,8$ та $\xi_{1(2)} = 386,5$ у.о./см³. Як бачимо, значення АЕ-міри ОП наводнених і не наводнених зразків обох сталей відрізняються між собою, що і є свідченням впливу водню.

Висновки

Визначення за САЕ об'ємної пошкоженості конструкційних сталей є ефективним і дозволяє встановити кількісні показники впливу воднево-механічного чинника на зародження та розвиток їх руйнування.

Поєднання результатів спектрального аналізу із іншими згаданими в роботі параметрами САЕ, підтверджує вплив водневого фактору на деградацію сталей.

Список литературы

1. Волчок И.П. Сопротивление разрушению стали

- и чугуна. – М.: Металлургия, 1993. – 192 с.
2. Панасюк В.В. Механика квазихрупкого разрушения материалов. – К.: Наук. думка, 1991. – 416 с.
 3. Neimitz A. Mechanika pckania. – Wydawnictwo Naukowe PWN SA, Warszawa, 1998. – 436 s.
 4. McMeecking R.M. Finite deformation analysis of crack tip opening in elastic-plastic materials and implications for fracture // J. Mech. and Phys. Solids. – 1977. – 25, №5. – P. 357-381.
 5. Скальський В.Р., Андрейків О.Є., Сергієнко О.М. Оцінка водневої пошкодженості матеріалів за амплітудами сигналів акустичної емісії // Техн. діагностика и неразр. контроль. – 1999. – №1. – С. 17-27.
 6. Андрейків О.Є., Скальський В.Р., Гембара О.В. Метод оцінки високотемпературного водневого руйнування біметалевих елементів конструкцій // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2000. – №4. – С. 15-22.
 7. Механіка руйнування і міцність матеріалів. Довідниковий посібник. / Назарчук З.Т., Кошовий В.В., Скальський В.Р. та ін. // Під заг. ред. В.В.Панасюка. т.5 Неруйнівний контроль і технічна діагностика. / Під ред. З.Т.Назарчука. – Львів: ФМІ, 2001. – 1134 с.
 8. Скальський В.Р. Влияние водорода на растрескивание металлов и контроль таких процессов методом АЭ // Технич. диагностика и неразрушающий контроль. – 1995. – №1. – С. 52-65.
 9. Andreykiv O. Ye., Lysak M. V, Skalsky V. R. Method of accelerated evaluation of K_{ISCC} under stress corrosion cracking // Eng. Fract. Mech. – 1996. – 54, № 3. – P. 387 – 394.
 10. Діагностика розвитку трещин по границе сплавления в наводороженных образцах / А.Е.Андрейків, Н.В.Лысак, В.Р.Каленский и др. // Техн. диагностика и неразрушающий контроль. – 1990. – № 3. – С. 32-36.
 11. Патент України №2897. МПК: G01N17/00. Спосіб визначення порогового коефіцієнта інтенсивності напружень / Андрейків О.Є., Скальський В.Р., Лисак М.В. – Опубл.26.12.94р. Бюл. 5-1.
 12. Патент України №2913. МПК: G01N17/00. Спосіб визначення нижнього порогового значення коефіцієнта інтенсивності напружень / Андрейків О.Є., Лисак М.В., Скальський В.Р., Сергієнко О.М. – Опубл.26.12.94р. Бюл. 5-1.
 13. Патент України №21598А. МПК: G01N17/00. Спосіб виявлення водневої крихкості сталей / Скальський В.Р., Андрейків О.Є., Вайнман А.Б. – Опубл. 06.01.98р. Бюл. №2.
 14. Патент України №23095А. МПК: G01N17/00; G01N29/04. Спосіб оцінки схильності до водневої деградації конструкційних сплавів / Скальський В.Р. - Опубл. 30.06.98р. Бюл. №3.
 15. Качанов Л.М. Основы механики разрушения. – М.: Наука, 1974. – С.138-153.
 16. Работнов Ю.Н. Ползучесть элементов конструкций. – М.: Наука, 1966. – 752 с.
 17. Mishnaevsky L. Jn Self-organization effects in damage evolution / Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій / Під ред. В.В.Панасюка. – Вип. 2, т. 1. – Львів: Каменяр, 1999. – С. 166-169.
 18. Скальський В.Р., Коваль П.М. Акустична емісія під час руйнування матеріалів, виробів і конструкцій. Методологічні аспекти відбору та обробки інформації. – Львів: Сполом, 2005. – 396 с.
 19. Robinson E.L. Effect of temperature variation on the long time rupture strength of steels // Trans. ASME. – 1952. – 74, №5. – P.68–76.
 20. Работнов Ю.Н., Милейко С.Т. Кратковременная ползучесть. – М.: Наука, 1970. – С.29-31.
 21. Ильющин А.А. Об одной теории длительной прочности // Мех. твердого тела. – 1967. – №3. – С.21–35.
 22. Тамуж В.П., Лагздиньш А.Ж. Вариант построения феноменологической теории разрушения // Механика полимеров. – 1968. – №4. – С.638–641.
 23. Analysis of steel micromechanical damage parametrs trasferability in ductile fracture initiation conditions / M. Rakin, Z. Cvijovic., A. Sedmak and S. Sedmak // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2002. – №1. – С. 87-92.
 24. Gurson A.L. Continuum theory of ductil rupture by void nucleation and growth: part I-Yield criteria and flow rules for porous ductile media // J. of Eng. Mater. and Technol. – 1977. – 99. – P.2-15.
 25. Tvergaard V. Influence of voids on shear band instabilities under plane strain conditions // Intn. J. Fract. – 1981. – 17. – P. 389-407.
 26. Tvergaard V. and Needleman A. Analysis of cup-cone fracture in a round tensile bar // Acta Metallurgica. – 1984. – 32. – P.157 – 169.
 27. Скальський В.Р., Андрейків О.Є. Оцінка об'ємної пошкодженості матеріалів методом акустичної емісії. – Львів: Вид-во ЛНУ ім. І. Франка, 2006. – 352 с.
 28. Скальський В.Р. Акустико-емісійне визначення накопичення об'ємної пошкодженості твердих тіл // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2003. – №2. – С.84-92.
 29. Kaiser J. Untersuchungen uber das Auftreter Gerauschen beim Zugversuch. // Ph. D. Thesis. Technische Hochschule. - Munchen: Munich, Germany. – 1950. – 123 p.
 30. Експрес-методика визначення схильності сплавів до водневої деградації за сигналами акустичної емісії / В.Р. Скальський, О.Є. Андрейків, Г.Т. Сулим, В.Б. Михальчук // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2004. – №6. – С.85-88.
 31. Schnitt-Thomas K.G. and Stengel W. Möglichkeiten zur Früherkennung von

- Wasserstoffschädigungen in metallischen Werkstoffen durch Anwendung der Schallemissionanalyse // Werkstoffe und Korrosion. – 1983. – 34. – S. 7-13.
32. Wadley H.N.G. Acoustic emission for physical examination of metals // Int. Metals Rev. – 1980. – 25, №2. – P. 41-64.
33. Мешков Ю.Я., Пахаренко Т.А., Шевченко А.В. Роль зернограничного цементита в разрушении малоуглеродистых сталей // Металлофизика. – 1989. – 11, №4. – С.22–26.
34. Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических металлов / В.И. Трефилов, В.Ф. Моисеев, Э.П. Печковский и др. / Под ред. В.И. Трефилова. – Киев: Наук, думка, 1987. – 248 с.
35. Ильина С.Г., Забильский В.В., Мерсон Д.Л. Акустическая эмиссия вблизи предела текучести отпущенных сталей // Физика металлов и металловедение. – 1997. – №5. – С. 143-151.
36. Pressouyre G.M., Dollet J. and Viellard-Baron B. Evolution des connaissances concernant la fragilisation des aciers par l'hydrogene // Мйmoires et йtudes scientifiques revue de мйtallurgie. – 1982. – 79, № 5. – P. 217-228.
37. Hirth J.P. Effect of hydrogen on the properties of iron and steel // Met. Trans. A. – 1980. – 11A, №6. – P. 861 – 890.
38. McMagon C.J. (Jr.). Mechanisms of intergranular fracture in alloy steels // Mater. Charact. – 1991. – 26, №4. – P. 269-287.
39. Chatteraj Indranil. The effect of hydrogen induced cracking on the integrity of steel components // Sadhana. – 1995. – 20, № 1. – P. 199-214.

Поступила в редакцию 26.05.2006 г.

Изложены результаты экспериментальных исследований методом акустической эмиссии водородной объемной поврежденности конструкционных сталей. Показано, что акустико-эмиссионная мера объемной поврежденности материалов может быть эффективным количественным показателем степени склонности сталей к водородной деградации и хорошо отображает динамику зарождения и развития трещинообразных дефектов при воздействии водородно-механического фактора.

The results of experimental researches of hydrogen volume damaging of structural steels using the acoustic emission method are presented. It is shown that the acoustic-emission measure of volume damaging of materials can serve as the effective quantitative index of the degree of steels inclination to hydrogen degradation and represents well the dynamics of crack-like defects initiation and propagation under the effect of the hydrogen-mechanical factor.

УДК 384.945.045

В. И. Дубровин, В. А. Клименко, А. М. Руднев

АВТОМАТИЗАЦИЯ РАСЧЕТА ОСТАТОЧНОГО РЕСУРСА ИЗДЕЛИЙ

Рассмотрено решение задачи расчета остаточного ресурса грузоподъемных кранов на основе диффузионных распределений. В результате проведенного анализа статистических данных по 50 грузоподъемным кранам построена математическая модель, используемая для оценки остаточного ресурса.

Несмотря на то, что проблема диагностики грузоподъемных кранов является комплексной, мало кто решает ее с позиций системного подхода. В подавляющем большинстве случаев даются положительные заключения о возможности дальнейшей эксплуатации при наличии трещин. Ремонтом же занимается другая организация или подразделение. Таким образом, часто нарушается системная связь, что приводит к игнорированию системных свойств.

Практическое значение проблемы прогнозирования ресурса весьма велико. Хотя при современных темпах научно-технического прогресса моральное старение машин происходит быстрее, выработка ресурса до снятия изделия с эксплуатации. Увеличение ресурса машин приведёт к существенной экономии материалов, энергетических и трудовых затрат, которые в настоящее время идут на пополнение парка машин и на их ремонт. Особый интерес представляет проблема прогнозирования индивидуального ресурса машин и конструкций по результатам наблюдений за их состоянием в процессе эксплуатации.

Максимальный срок эксплуатации грузоподъемного крана до следующего обследования назначается в зависимости от фактического режима работы [1]. С 01.01.85 классификация кранов осуществляется по ГОСТ 25546-82 по комбинации класса нагружения и класса использования. ГОСТ 25546-82 создан на базе ИСО 4301, утвержденного ТК 96 ИСО в 1980 году, когда обследование кранов еще только начинало принимать массовый характер. В связи с этим возникает вопрос об адекватности прогнозирования состояния металлических конструкций на основании только лишь режима работы. Ниже приводятся несовершенства классификации грузоподъемных кранов, отработавших нормативный ресурс:

1. За последние 15 лет появилось несколько нормативов на расчетный срок службы. Кроме того, срок службы приведен в зависимости от группы режима работы, которая подлежит определению. При проектировании необходимо пользоваться рекомендуемым приложением к ГОСТ 25546-82, которое отражает многолетний опыт изготовления и

эксплуатации кранов и позволяет избежать неопределенности. Однако, если расчет необходим для прогнозирования, точность его сомнительна. Существует также методика, согласно которой срок службы назначают равным сроку до следующего обследования.

2. Ввиду отсутствия в Правилах Госгортехнадзора однозначных количественных характеристик режимных групп, точное их сопоставление с режимными группами стандарта ИСО затруднено. Согласно же расчетам, легкому и среднему режимам работы соответствуют группы режима 1К-7К по ГОСТ 25546-82 (с учетом нормативных сроков службы). Учитывая сказанное в пункте 1, невозможно только на основании расчета группы режима работы однозначно определить, соответствует ли действительный режим работы крана паспортному.

3. При длительных сроках эксплуатации определить число циклов нагружения затруднительно, особенно в последнее десятилетие, когда ритмичность производства часто изменялась.

4. Число циклов нагружения концевых балок по различным источникам до 20-25 раз превышает число циклов подъема. В назначении сроков обследования по группе режима это никак не отражено, хотя повреждения концевых балок встречаются значительно чаще, чем главных.

5. Горизонтальные ускорения мало зависят от массы груза, а следовательно слабо связаны с коэффициентом нагружения. Вместе с тем горизонтальные нагрузки влияют на нагруженность концевых балок.

Учитывая принципы, положенные в основу классификации согласно ГОСТ 25546-82, целесообразно было бы новый параметр выбрать таким, чтобы он обеспечивал эквивалентность с точки зрения усталостной прочности. Известно, что трещина является объективным критерием исчерпания сопротивления усталости. Поэтому в качестве параметра для прогнозирования срока следующего обследования предполагается использовать вероятность повреждения. До построения математической модели работы мостового крана целесообразно произвести статистический анализ расчетных парамет-

ров мостовых кранов на исследуемых предприятиях.

Диагностическая информация, в принципе, ограничена по объему и носит лишь косвенный характер. Существующие средства неразрушающего контроля не позволяют обнаружить все повреждения и трещины, которые в дальнейшем могут стать причиной предельных состояний. Имеется достаточно большая вероятность пропуска дефектов из-за несовершенства аппаратуры, небрежности оператора или недоступного расположения дефектов. Данные о режимах нагружения служат ценным дополнительным источником информации. По известной истории нагружения с использованием расчетных схем можно оценить степень накопления повреждений в конструкции, а сопоставляя результаты расчета с диагностическими данными, – оценить параметры объекта, которые на предыдущих стадиях еще не были идентифицированы с достаточной точностью. Таким образом, два источника информации – диагностические данные о состоянии объекта и данные об истории нагружения объекта оказываются тесно связанными и взаимно зависимыми.

Прогнозирование индивидуального ресурса включает целый комплекс задач: оценка текущего технического состояния объекта, прогнозирование развития этого состояния на ближайшее будущее и выдача на основе этого прогноза рекомендаций об оптимальном остаточном сроке эксплуатации (до списания данного объекта или его очередного ремонта). Если доступной информации недостаточно для вынесения решений о прекращении эксплуатации, то необходимо назначить обоснованный срок очередного диагностирования объекта. Вместе с тем, в задачу прогнозирования входит оценка вероятностей наступления различных отказов с целью их предупреждения.

Как известно, под остаточным ресурсом изделия (после некоторого момента времени наработки τ), если изделие к этому моменту не отказало, понимается его наработка, начиная с момента τ до перехода его в предельное состояние при установленных режимах работы и условиях эксплуатации. Знание остаточной наработки позволяет более эффективно обеспечить дальнейшую эксплуатацию объектов, планировать сроки замены и профилактических мероприятий [2].

Поскольку остаточный ресурс t_τ является случайной величиной, то основной его характеристикой представляется функция распределения $F(t_\tau)$, представляющая собой условную функцию распределения вероятностей, которая может быть представлена плотностью распределения остаточного ресурса $f(t)$ или условной вероятностью безотказной работы $R(t|\tau) = 1 - F(t|\tau)$, которую принято называть остаточной функцией надёжности. В качестве

основных показателей остаточного ресурса принято рассматривать следующие:

- средний остаточный ресурс $\pi(t)$, определяемый как математическое ожидание остаточного ресурса после наработки τ ;

- гамма-процентный остаточный ресурс $\pi_\gamma(\tau)$, определяемый как наработка с некоторого момента времени τ , в течение которого безотказно работавший объект будет иметь значение условной вероятности безотказной работы уровня γ :

$$\frac{R[\tau + \pi_\gamma(\tau)]}{R(\tau)} = \gamma. \quad (1)$$

Если известна первоначальная функция распределения ресурса исследуемых изделий $F(t)$ или плотность распределения ресурса $f(t)$, то можно определить выражение для всех упомянутых выше характеристик остаточного ресурса.

В последнее время всё большее распространение в качестве теоретической модели распределения отказов механических изделий получает диффузионное монотонное распределение (DM-распределение) [3]

Определим все основные характеристики остаточного ресурса при условии, что первоначальное распределение ресурса описывается DM-распределением.

Запишем выражения для основных функций DM-распределения, используемых для вычисления характеристик остаточного ресурса.

Плотность DM-распределения:

$$f(t) = \frac{\sqrt{\mu}}{v \cdot t \cdot \sqrt{2 \cdot \pi} \cdot t} \cdot \exp\left[-\frac{(t - \mu)^2}{2 \cdot v^2 \cdot \mu \cdot t}\right], \quad (2)$$

где μ – параметр масштаба, совпадающий со средним значением распределения; v – параметр формы, совпадающий с коэффициентом вариации распределения.

Функция DN-распределения:

$$F(t) = DM(t, \mu, v) = \Phi\left(\frac{t - \mu}{v\sqrt{\mu t}}\right) + e^{2v^{-2}} \Phi\left(-\frac{t + \mu}{v\sqrt{\mu t}}\right). \quad (3)$$

Вероятность безотказной работы:

$$R(t) = 1 - DM(t, \mu, v) = \Phi\left(\frac{\mu - t}{v\sqrt{\mu t}}\right) - e^{2v^{-2}} \Phi\left(-\frac{\mu + t}{v\sqrt{\mu t}}\right). \quad (4)$$

С учётом последнего соотношения выражение для плотности остаточного ресурса при DM-распределении имеет вид:

$$r(t) = \frac{\sqrt{\mu}}{v\sqrt{2\pi t}} \exp\left[-\frac{(t-\mu)^2}{2v^2\mu t}\right] \times \left[\Phi\left(\frac{\mu-t}{v\sqrt{\mu t}}\right) - e^{2v^{-2}} \Phi\left(-\frac{\mu+\tau}{v\sqrt{\mu t}}\right)\right]^{-1} \quad (5)$$

Выражение для остаточной функции надёжности $R(t|\tau)$ (при $t \geq \tau$) определяется из следующих соотношений:

$$R(t|\tau) = 1 - \int_{\tau}^t r(t) dt = 1 - \frac{1}{R(\tau)} \int_{\tau}^t f(t) dt = \frac{R(t)}{R(\tau)} = \frac{\Phi\left(\frac{\mu-t}{v\sqrt{\mu t}}\right) - e^{2v^{-2}} \Phi\left(-\frac{\mu+t}{v\sqrt{\mu t}}\right)}{\Phi\left(\frac{\mu-\tau}{v\sqrt{\mu \tau}}\right) - e^{2v^{-2}} \Phi\left(-\frac{\mu+\tau}{v\sqrt{\mu \tau}}\right)} \quad (6)$$

Определим выражение для математического ожидания остаточного ресурса $\pi(\tau)$:

$$\pi(\tau) = \int_{\tau}^{\infty} t r(t) dt - \tau = \int_{\tau}^{\infty} (t-\tau) r(t) dt = \frac{1}{R(\tau)} \int_{\tau}^{\infty} (t-\tau) f(t) dt.$$

Путем несложных математических преобразований, получим:

$$\pi(\tau) = \frac{(\mu-t)\Phi\left(\frac{\mu-\tau}{v\sqrt{\mu \tau}}\right) + (\mu+\tau)e^{2v^{-2}} \Phi\left(-\frac{\mu+\tau}{v\sqrt{\mu \tau}}\right)}{\Phi\left(\frac{\mu-\tau}{v\sqrt{\mu \tau}}\right) - e^{2v^{-2}} \Phi\left(-\frac{\mu+\tau}{v\sqrt{\mu \tau}}\right)} \quad (7)$$

Представляет интерес выявление закономерности $\pi(\tau)$, когда $\tau \rightarrow \infty$, т.е. когда τ значительно больше T_{cp} (средней наработки до предельного состояния). Используя правило Лопиталья (дважды) для выражения (7) получаем

$$\lim_{\tau \rightarrow \infty} [\pi(\tau)] = \lim_{\tau \rightarrow \infty} \left[\frac{\Phi_1(\tau)}{\Phi_2(\tau)} \right] = \lim_{\tau \rightarrow \infty} \left[\frac{\Phi_1''(\tau)}{\Phi_2''(\tau)} \right] = \lim_{\tau \rightarrow \infty} \left[\frac{3}{2\tau} + \frac{(\tau^2 - \mu^2)}{2\mu v^2 \tau^2} \right]^{-1} = 2\mu v^2. \quad (8)$$

Определим выражение для гамма-процентного остаточного ресурса $\pi(\tau)$ из соотношения (1). Подставляя соответствующие значения функций, получаем:

$$\Phi\left\{\frac{\mu-\tau-\pi_{\gamma}(\tau)}{v\sqrt{\mu[\tau+\pi_{\gamma}(\tau)]}}\right\} - e^{2v^{-2}} \Phi\left\{-\frac{\mu+\tau+\pi_{\gamma}(\tau)}{v\sqrt{\mu[\tau+\pi_{\gamma}(\tau)]}}\right\} = \gamma \left[\Phi\left(\frac{\mu-\tau}{v\sqrt{\mu \tau}}\right) - e^{2v^{-2}} \Phi\left(-\frac{\mu+\tau}{v\sqrt{\mu \tau}}\right) \right].$$

Произведя замену $x = \frac{\tau + \pi_{\gamma}(\tau)}{\mu}$, приведем последнее соотношение к виду

$$\Phi\left(\frac{1-x}{v\sqrt{x}}\right) - e^{2v^{-2}} \Phi\left(-\frac{x+1}{v\sqrt{x}}\right) = \gamma^* \quad (9)$$

или $DM(x; 1, v) = 1 - \gamma^*$, где $DM(x; 1, v)$ – табулированная функция DM-распределения;

$$\gamma^* = \gamma \left[\Phi\left(\frac{\mu-\tau}{v\sqrt{\mu \tau}}\right) - e^{2v^{-2}} \Phi\left(-\frac{\mu+\tau}{v\sqrt{\mu \tau}}\right) \right].$$

Таким образом,

$$\pi_{\gamma}(\tau) = \mu \cdot x(\gamma^*, v) - \tau, \quad (10)$$

где величину $x(\gamma^*, v)$ определяют по значениям γ^* и из таблиц DM-распределения или решая уравнение (9).

Статистика выхода из строя крана ведется по 5 факторам:

1. Остаточный прогиб в вертикальной плоскости (f):
 - $f \leq 0,0022L$ – в пролёте допускается эксплуатация крана при проведении осмотров и нивелировке не реже 1 раза в год;
 - $0,0022L < f \leq 0,0035L$ – в пролёте эксплуатация крана допускается при проведении осмотров и нивелировке не реже 1 раз в 4 месяца;
 - $f > 0,0035L$ – в пролёте не допускается;
 - $f \leq 0,0035L$ – на консоли допускается (Для кранов с канатным приводом передвижения тележки величина прогиба консоли не лимитируется).
2. Искривление балок и ферм в плане не более $0,005L$ – допускается.
3. Скручивание коробчатых и двутавровых балок не более $0,002L$ – допускается.
4. Наличие металла с ударной вязкостью меньше $2\text{кгс}\cdot\text{м}/\text{см}^2$ – допускается эксплуатация только при температуре не ниже 0°C .
5. Коррозия:
 - менее 10 % – допускается;
 - от 10 % до 20 % – допускается, но с перерасчётом грузоподъёмности;
 - более 20 % – не допускается.

Экспертное обследование проводилось через 2 года, начиная после 12 лет эксплуатации крана. Статистика по 50 мостовым кранам обрабатывалась по 2 параметрам: достижением какого-либо из контролируемых факторов предельного значения, после которого требуется принимать решение о продолжении эксплуатации крана, либо по полному прекращению его эксплуатации. Выбраковка крана происходит по достижению какого-либо из факторов предельного значения. Фрагмент исходных данных для одного крана приводится в таблице 1.

Модель диффузионного монотонного распределения была использована для автоматизации расчёта остаточного ресурса мостовых кранов. В ре-

зультате, были подсчитаны статистические параметры диффузионного распределения, построены функции распределения и составлена гистограмма отказов. В итоге, получаем автоматизированный расчёт ресурса по диффузионному распределению, коэффициент вариации был принят $v = 0,5$. Результаты прогнозирования приведены на рис. 1.

Таблица 1 – Фрагмент исходных данных. Грузоподъёмность – 50 т, пролёт балки – 22,5 м

		Срок эксплуатации, г.														
		12	14	16	18	20	22	24	26	28	30	32	34	36	38	40
Ф а к т о р	1	10	15	19,5	24,6	30	35,1	40	45,9	51	56	61,8	66,9	72,2	78,3	84
	2	28	34,1	40,1	46,5	52,3	58,6	64,7	70,7	76,8	82,9	89,4	95,1	101	107	113
	3	8	10,6	13,3	16	18,7	21,2	23,8	26,4	29,1	31,7	34,5	37	39,9	42,3	45
	4	4	3,85	3,8	3,8	3,6	3,6	3,6	3,4	3,3	3,2	3	2,9	2,8	2,8	2,2
	5	3	4,2	5,45	6,6	7,85	9,1	10,3	11,4	12,6	13,8	15,2	16,4	17,6	18,7	20

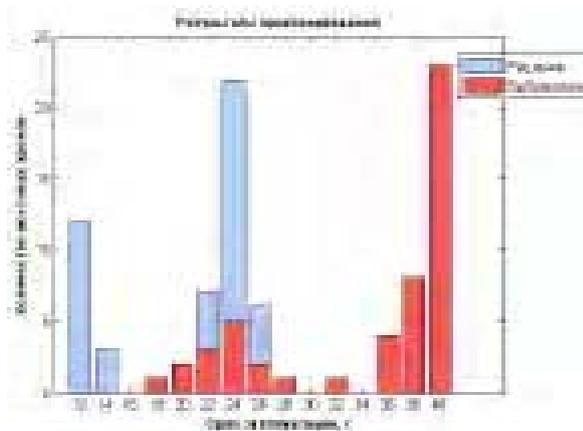


Рис. 1. Итоговые результаты прогнозирования по 50 мостовым кранам

Список литературы

1. Вершинский А.В., Ряднова Л.В. Оптимальные конструкции в краностроении: Обзор. – М.: ЦНИИТЭИТЯЖМАШ, 1989. – 44с.
2. Троценко В.Т. Деформирование и разрушение металлов при многоцикловом нарушении. – Киев: Наукова думка, 1981. – 343с.
3. Стрельников В.П. Прогнозирование остаточного ресурса изделий электронной техники // Математичні машини і системи, 2000. – № 2, 3. – С. 163-169.

Поступила в редакцию 14.06.2006 г.

Розглянуто вирішення задачі розрахунку залишкового ресурсу вантажопідйомних кранів на основі дифузійних розподілів. У результаті проведеного аналізу статистичних даних по 50 вантажопідйомних кранах побудована математична модель, що використовується для оцінки залишкового ресурсу.

The solution of a task of calculation of a residual resource of load-lifting cranes based on the diffusion distributions is considered. As a result of the lead analysis of the statistical data on 50 load-lifting cranes the mathematical model used for an estimation of a residual resource is constructed.

УДК 621.452

Н. В. Сахнюк, А. Я. Качан

КАЧЕСТВО ПОВЕРХНОСТИ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ ФРЕЗЕРОВАНИИ ЛОПАТОК КОМПРЕССОРА ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ8

Экспериментально определены параметры качества несущих поверхностей лопаток компрессора из титанового сплава ВТ8 после высокоскоростного фрезерования.

Авиадвигателестроение является одной из наукоемких отраслей машиностроения, воплотивших в себе передовые тенденции в научно-техническом и технологическом развитии современного производства. Дальнейшее развитие авиадвигателестроения невозможно без высокотехнологичных методов обработки, применения точного высокопроизводительного и высокоскоростного оборудования, инновационных технологий. Сложность проблемой авиадвигателестроения обусловлена как трудностью обработки материалов деталей ГТД, сложностью их формы, так и высокими требованиями к точности и шероховатости поверхностей деталей.

Одними из наиболее нагруженных и труднообрабатываемых деталей газотурбинных двигателей являются лопатки компрессора, определяющие долговечность модуля узла компрессора и двигателя в целом.

В современных двигателях лопатки компрессора изготавливаются из титановых сплавов, чувствительных к концентрации напряжений, что требует недопущения при механической обработке случайных рисок и царапин, т.е. технология производства может оказать решающее влияние на их надежность.

Поскольку разрушение лопаток при эксплуатации, как правило, начинается с поверхности, то формирование благоприятных характеристик поверхностного слоя лопаток компрессора и повышение предела выносливости необходимо решать технологическими методами на стадии их изготовления.

Существующая серийная технология изготовления рабочих лопаток компрессора (метод холодного вальцевания) и методы оптимизации параметров их поверхностного слоя позволяют обеспечивать их динамическую прочность. Однако, она имеет свои недостатки: различная деформация у корневого сечения и на кромках лопаток, вызывающая растягивающие напряжения и структурные преобразования (которые необходимо стабилизировать термической и последующей отделочно-упрочняющей обработкой), достаточная трудоемкость, высокий процент брака (до 38 %), а также большие затраты при технологической подготовке производства [1].

Вместе с тем, возрастающие требования к надежности, увеличению ресурса и более жестких

эксплуатационных режимов ГТД приводит, с одной стороны, к созданию новых конструкций компрессоров, с более высоким уровнем характеристик, с другой стороны, для увеличения ресурса работы ГТД выдвигаются требования повышения эффективности их ремонтного производства. Эти требования могут быть эффективно осуществимы только в условиях гибкого, быстроперенастраиваемого производства на базе современного высокопроизводительного оборудования.

Наиболее перспективным методом формообразования поверхностей лопаток, который получил распространение как в нашей стране, так и за рубежом, является высокоскоростное фрезерование (ВСФ) [2-5].

Новая технология производства рабочих лопаток компрессора, включает в себя: применение новейших 5-ти координатных высокоскоростных обрабатывающих центров; использование любых типов заготовок (проката, поковок, штамповок); полную механическую обработку пера лопаток с одной установки.

Целью исследования являлось комплексное экспериментальное определение параметров качества несущих поверхностей лопаток компрессора из титанового сплава ВТ8 после их формообразования высокоскоростным фрезерованием.

Исследования параметров качества поверхности производили на лопатках II ступени КВД двигателя Д-36, изготовленных из титанового сплава ВТ8, на которых определяли точность геометрии и формы, шероховатость, микротвердость, микротекстуру и остаточные напряжения.

Механическая обработка лопаток производилась на высокоточном 5-ти координатном обрабатывающем центре Starrag SX-051B/C по технологии, изложенной в работе [6].

Шероховатость поверхности лопаток определяли путем снятия профилограмм с помощью профилографа модели 201. Шероховатость определяли как со стороны спинки, так и со стороны корыта пера лопатки.

Оценку степени наклепа поверхностей лопатки производили на косых шлифах с углом наклона 4,76°, полученных из плоских образцов размером 5×5 мм, вырезанных из средней части пера лопаток.

Измерения микротвердости производили со стороны спинки лопаток, с помощью прибора ПМТ-3 при нагрузке на алмазную пирамиду $P = 50$ Г. Величину микротвердости определяли как среднее арифметическое значение по десяти отпечаткам индентора правильной формы в различных точках шлифа. Глубину наклепа h_s определяли графическим методом по зависимости $H_\mu - h$. Степень наклепа определяли как отношение разности микротвердости поверхности и сердцевинки к микротвердости сердцевинки лопатки.

Определение остаточных напряжений на перо лопаток (со стороны спинки) производили механическим методом (путем последовательного снятия слоев металла электрополированием), разработанным акад. Н.Н. Давиденко на призматических образцах, с использованием прибора ПИОН-2. Образцы размером 41×8 мм вырезали из лопаток электроэрозионным методом на расстоянии 6 мм от входной кромки (примерно посередине пера).

Исследование микроструктуры поверхностного слоя пера лопаток проводились на растровом электронном микроскопе JSM-T300 на шлифах образцов, вырезанных из пера лопаток (средняя часть спинки).

Результаты исследований показали, что точ-

ность формообразования аэродинамических поверхностей лопаток компрессора, обеспечиваемая после ВСФ, достигает величины не ниже $0,01$ мм и соответствует требованиям, предъявляемым техническими условиями на их изготовление. В процессе обработки обеспечивается плавность перехода поверхностей спинки и корыта пера, входных и выходных кромок, а также поверхностей прикорневой зоны лопаток.

Шероховатость поверхностей спинки и корыта лопаток после ВСФ неравномерная, имеются риски и микронадрывы, присущие лезвийной обработке (рис. 1), и изменяется в диапазоне $R_a = 0,8 \dots 3,2$ мкм (рис. 2) в результате обработки различными инструментами прикорневой зоны и пера (рис. 3, а). Стабильность шероховатости в дальнейшем обеспечивается технологией финишной обработки [7] (рис. 3, б), для выполнения которой на профиле пера предусмотрен припуск $0,03$ мм.

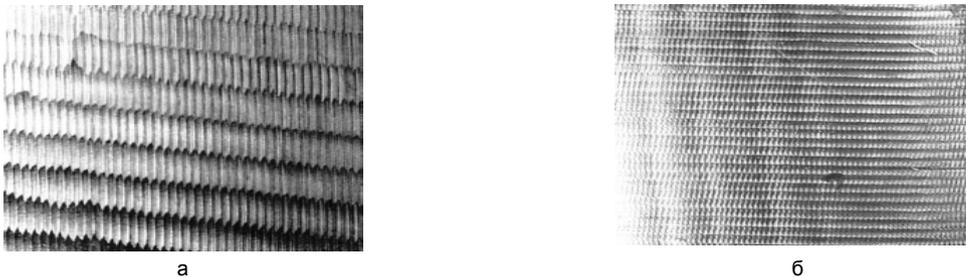


Рис. 1. Поверхность лопатки компрессора после ВСФ: а – перо; б – прикорневая зона $\times 20$

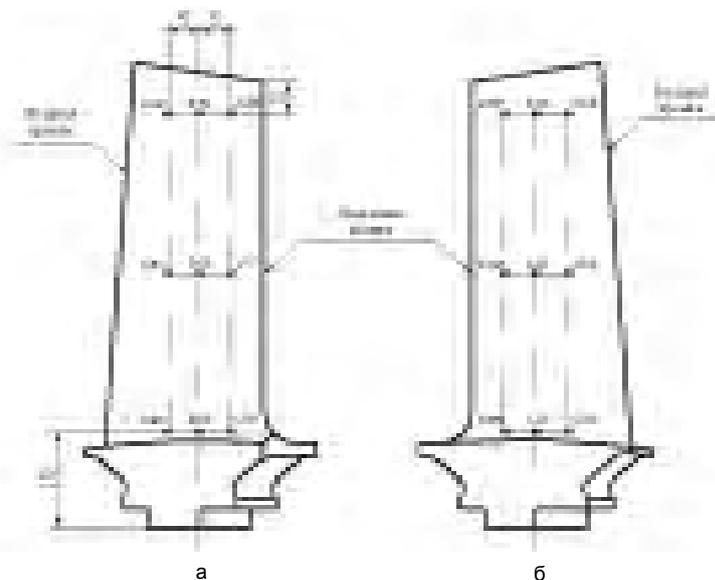


Рис. 2. Распределение шероховатости (R_a , мкм) по поверхности корыта (а) и спинки (б) пера лопатки после ВСФ



а



б

Рис. 3. Лопатка II ступени КВД двигателя Д-36: а – после ВСФ; б – после ВСФ+ финишная обработка

Как видно из графика (рис. 4) микротвердость поверхности лопаток составляет 3825 МПа, сердцевины – 3250 МПа, следовательно, после ВСФ образуется упрочненный слой, глубина которого 9,8 мкм, соответственно степень наклепа – 17,5 %.

После ВСФ в поверхностном слое пера лопаток образуются остаточные напряжения сжатия, величина которых у поверхности не превышает 280 МПа, а на расстоянии 10 мкм от поверхности максимальна и составляет 297 МПа. Глубина распространения остаточных напряжений сжатия составляет 35 мкм (рис. 5).

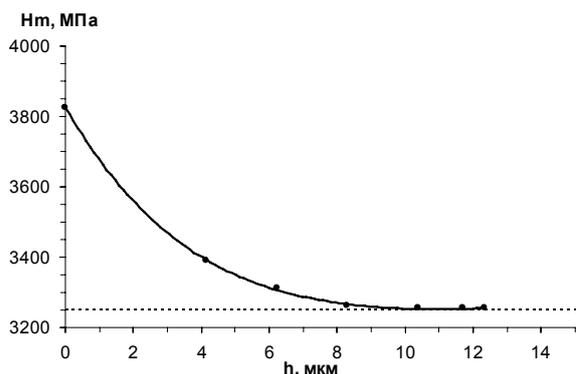


Рис. 4. Распределение микротвердости по глубине поверхностного слоя лопатки после ВСФ

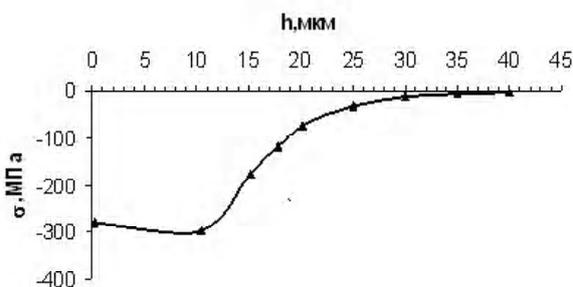


Рис. 5. Распределение остаточных напряжений в поверхностном слое пера лопаток после ВСФ

Исследованием микроструктуры установлено, что структурные изменения в виде неравномерно газонасыщенного слоя наблюдаются только в зоне электроэрозионного реза. Глубина слоя 0,008.....0,016 мм.

Микроструктура лопатки по всему сечению пера равноосная, состоящая из α и $\alpha + \beta$ фаз. Структура поверхностного слоя пера в результате высокоскоростного фрезерования видимых изменений не претерпела. Границы зерен и пластины β -фазы при выходе на поверхность свою направленность не изменили (рис. 6).

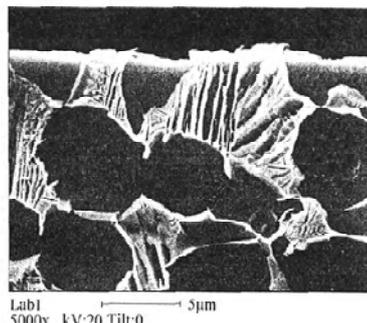


Рис. 6. Микроструктура поверхностного слоя

Полученные результаты показывают, что высокоскоростное фрезерование лопаток компрессоров из титанового сплава BT8 обеспечивает формирование параметров качества их несущих поверхностей на достаточно высоком уровне.

Установлено также, что в процессе обработки указанных поверхностей наблюдается нестабильность шероховатости, которая стабилизируется последующей финишной обработкой.

Список литературы

1. Елисеев Ю.С., Крымов В.В., Поклак Е.В. Изготовление лопаток компрессоров холодной пластической деформацией. // Газотурбинные технологии. – 2000. – № 3.
2. Технологическое обеспечение эксплуатационных характеристик деталей ГТД. Лопатки компрессора и вентилятора, часть 1. Монография /

- Богуслаев В.А., Муравченко Ф.М., Жеманюк П.Д. и др. Запорожье: изд. ОАО "Мотор Сич", 2003. – 396 с.
3. ОАО "Завод турбинных лопаток". Организация производства турбинных лопаток. www.ztl.ru/rtech.htm.
 4. Жеманюк П.Д., Мозговой В.Ф., Качан А.Я., Карась В.П. Формообразование сложнопровильных поверхностей моноколес высокоскоростным фрезерованием // Газотурбинные технологии. – 2003. – №5 (26) – С. 18-21.
 5. Сахнюк Н.В., Яценко В.К., Зиличихис С.Д. Технологические особенности изготовления лопаток компрессора методом высокоскоростного фрезерования. // Надійність інструменту та оптимізація технологічних систем. Зб. наук. праць. – Краматорськ: ДДМА, вип. № 16. – 2004. – С. 126-131.
 6. Сахнюк Н.В., Качан А.Я., Зиличихис С.Д., Леонтьев В.А. Анализ технологических процессов формообразования профиля пера лопаток компрессора. // Технологические системы. – Киев. – №1 (14). – 2006. – С. 65-70.
 7. Сахнюк Н.В., Кондратюк Э.В., Зиличихис С.Д., Гребенников М.А., Орлов М.Р. Регулирование физико-механических характеристик лопаток компрессора, полученных методом высокоскоростного фрезерования. // Вестник двигателестроения. Запорожье. – № 4. – 2004. – С. 125-129.

Поступила в редакцию 26.05.2006 г.

Експериментально визначені параметри якості несучих поверхонь лопаток компресора з титанового сплаву ВТ8 після високошвидкісного фрезерування

Parameters of quality of bearing surfaces of the compressor's blades from titanic alloy VT8 after high-speed milling are experimentally determined.

УДК 621.785.532

В. Г. Каплун, Н. С. Машовець

КІНЕТИКА ЗНОШУВАННЯ АЗОТОВАНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВУ

Представлені дослідження титанового сплаву ВТ8 на зносостійкість після низькотемпературного іонного азотування в безводневому середовищі. Показано, що зносостійкість після іонного азотування істотно збільшується, що свідчить про покращення трибологічних властивостей титанового сплаву.

Титановий сплав ВТ-8 має широке застосування в авіаційній техніці і, зокрема, при виготовленні лопаток турбін та інших деталей, що зношуються в процесі експлуатації. З метою підвищення зносостійкості поверхонь деталей із даного сплаву їх зміцнюють різними методами [1], серед яких певне застосування має азотування. В літературі [2, 3] описуються методи традиційного і вакуумного азотування титанових сплавів при високих температурах (850-1000 °С) в середовищі азоту і аміаку. В результаті високотемпературної хіміко-термічної обробки на поверхні утворюється покриття з нітридів титану, які характеризуються високою твердістю (HV-1600-1800) та товщиною від кількох десятків до сотень мкм, які забезпечують високу зносостійкість поверхонь при абразивному зношуванні. Разом з тим при таких високих температурах змінюється вихідна структура матеріалу та відбувається окрихнення поверхні при азотуванні в аміаку, що негативно впливає на міцність конструктивних елементів [4].

Альтернативою цьому може бути низькотемпературне іонне азотування в безводневому середовищі при температурах 500-700 °С, яке забезпечує збереження вихідної структури металу та виключає водневе окрихнення.

Вперше процес іонного азотування сплавів титану у безводневому середовищі та при низьких температурах (500-600 °С), що дозволяє підвищити опір абразивному зносу (в 4 рази) та ерозійному зношуванню (в 10-40 раз), розробили Т.А. Панайоті та Г.В. Сольовйов [5]. Тому, для покращення їх трибомеханічних характеристик, було використано саме низькотемпературне іонне азотування в безводневому середовищі. Проте, досліджень зносостійкості конструкційних елементів при низькотемпературному іонному азотуванні сплавів титану і зокрема ВТ8 дуже мало.

Для досліджень використовувались зразки із $\alpha+\beta$ сплаву ВТ8. Іонне азотування проводили за різними режимами [2], технологічні параметри процесу варіювались в таких межах: температура (T , °С) в межах 540-700 °С, тиск (P , Па) – 80- 400 Па, час (τ , хв.) – 20-240 хв, вміст аргону (Ar, %) – 0-96

%.

Дослідження азотованого титанового сплаву ВТ8 на зносостійкість проводились на машині тертя Optimal SRV по схемі тертя „кулька -площина”. Площина – зразок титанового сплаву, а кулька – сталь ШХ-15, HRC 62. Досліджувалось сухе тертя на повітрі при зворотно – поступальному русі з частотою коливань 50 Гц та амплітудою коливань 1 мм. Для визначення зносостійких властивостей покриття дослідження проводились при таких умовах: постійне навантаження $F_H = 15$ Н; час тертя 1 год. В процесі досліджень вимірювались такі показники: ваговий знос кульки (Δm_k); ваговий знос зразка (Δm_{zp}); геометричний знос (діаметр плями зносу кульки (D_n); ширина доріжки тертя (h_{cx}) на площині); зусилля схоплювання (F_{cx}); тиск в контактній зоні в момент схоплювання (P_{cx}): $P_{cx} = F_{cx} / S_{cx}$ де $S_{cx} = \pi D_{cx}^2 / 4$, D_{cx} – діаметр плями схоплювання.

Рентгеноструктурний аналіз проводили із використанням ковзаючого пучка відносно поверхні в кобальтовому K_α – випромінюванні. Кут падіння первинного пучка відносно поверхні складав $\approx 1,74 \cdot 10^{-2}$ рад.

Під час іонного азотування, на поверхні титанового сплаву утворювався дуже тонкий (до 1 мкм) шар мононітриду TiN (δ -фаза), який було важко виявити при мікроструктурному аналізі (рис. 1, а), але який виявлявся при вимірюванні мікротвердості поверхні. Мікротвердість після іонного азотування зросла майже в 2 рази. HV вихідного сплаву 360, а після азотування HV=750.

Наявність зміцнюючого покриття досліджувалось за допомогою рентгеноструктурного аналізу поверхні азотованого титанового сплаву. В результаті досліджень сплаву ВТ8 виявлено на поверхні дифракційні піки δ -нітриду TiN (200) та (111), а також α -Ti (100). В той час, як вихідний сплав складався з α -Ti (101) та (002), і β -Ti (101) (рис. 1, б).

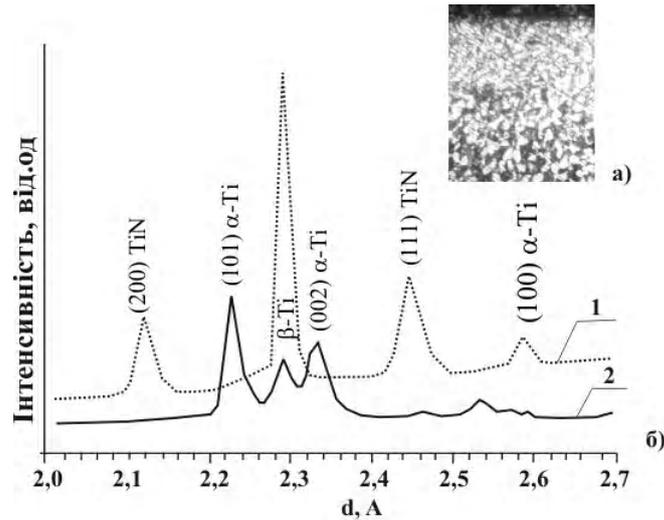


Рис. 1. Мікроструктура азотованого титанового сплаву BT8 (а) та рентгенограми титанового сплаву BT8 до (1) та після (2) іонного азотування (б)

Товщину дифузійної зони оцінювали по розподіленню мікротвердості по перерізу азотованого зразка. Із рис. 2 видно, що дифузійна зона при низькотемпературному іонному азотуванні має невелику товщину і досягає близько 80 мкм, що значно менше у порівнянні з товщиною дифузійної зони при високотемпературному азотуванні (до 200 мкм), описаній в роботі Б.Н. Арзамасова і Т.А. Панайоті [4].

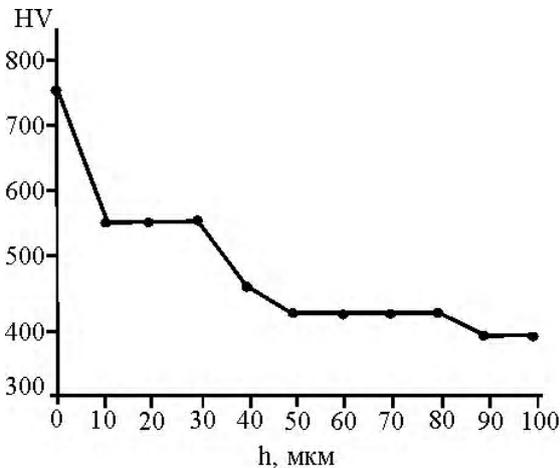


Рис. 2. Розподілення мікротвердості по глибині азотованого титанового сплаву BT8

Результати досліджень зносостійкості сплаву BT8 приведені в табл. 1. Дослідження показують, що зусилля схоплювання титанового сплаву після іонного азотування в даних умовах випробувань збільшилось майже в 4,6 рази в порівнянні з неазотованим зразком. При цьому максимальний допустимий тиск на поверхні тертя збільшився в 3,7 рази. Це свідчить про зростання несучої здатності поверхні титанового сплаву BT8 після низькотемпературного азотування.

З таблиці 1 видно, що знос неазотованого титанового сплаву в 15 разів більший в порівнянні з азотованим. Знос гартованої кульки із сталі ШХ 15, що працює в парі тертя як контртіло, навпаки, значно менший в парі з неазотованим зразком. При цьому на поверхню гартованої кульки відбувалося намазування неазотованого титанового сплаву. В парі „азотований BT8 – гартована кулька” великий знос кульки пояснюється тим, що продукти зношування азотованого BT8 мали високу твердість (HV 600-750) і виступали як абразив в процесі зношування.

Таблиця 1 – Результати вимірювань при дослідженні на тертя-зношування азотованого титанового сплаву BT8 на машині Optimal SRV

Зразки	Зусилля схоплювання $F_{зв}$, Н	Тиск в зоні схоплювання $P_{зв}$, Н/мм ²	Зношування		Діаметр схоплювання D_n , мм	ширина доріжки зносу h , мм
			кульки Δm_k , мГ	BT8 $\Delta m_{зр}$, мГ		
Вихідний матеріал	65	18,4	0,1	12,0	1,85	4,0
Азотований зразок	300	67,5	2,1	0,8	2,45	2,4

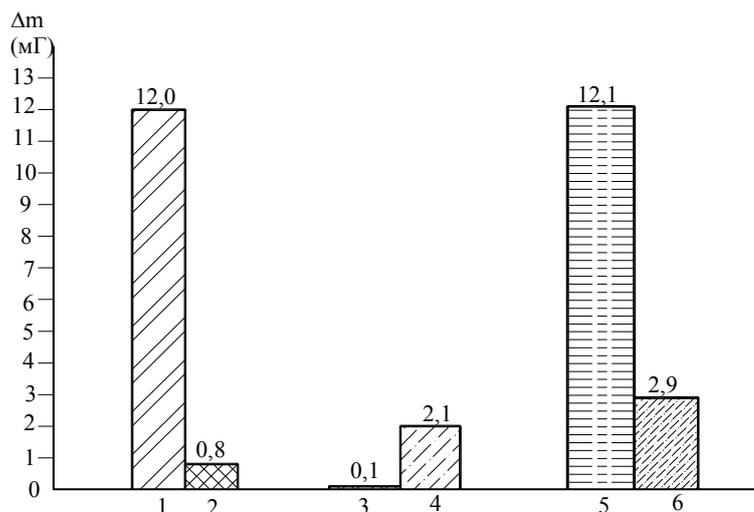


Рис. 3. Зношування титанового сплаву BT8 і сталеві кульки ШХ15:
 1 – знос неазотованого титанового сплаву BT8; 2 – знос азотованого титанового сплаву BT8; 3 – знос кульки у парі з неазотованим BT8; 4 – знос кульки у парі з азотованим титановим сплавом BT8; 5 – сумарний знос пари тертя „неазотований BT8-гартована кулька”; 6 – сумарний знос пари тертя „азотований BT8-гартована кулька”

Величина сумарного зносу пари тертя „азотований BT8 – гартована кулька” в 4,2 рази менша в порівнянні з парою „неазотований BT8 – гартована кулька” (рис. 3). Це дуже важливо, так як в реальних конструкціях машин завжди працює пара тертя і важливим є сумарний знос пари.

Таким чином, низькотемпературне іонне азотування титанових сплавів з $(\alpha+\beta)$ структурою є ефективним способом підвищення їх зносостійкості та протизадірних властивостей.

Зокрема зносостійкість сплаву BT8 після низькотемпературного іонного азотування збільшилась в 15 разів, а протизадірні властивості в 4,2 рази в порівнянні з неазотованим сплавом в умовах сухого тертя в парі з гартованою сталлю ШХ15.

Список літератури

1. Яценко В.К., Каплун В.Г., Орлов М.Р. Малоциклова усталість образцов из сплава BT8 с диффузионными покрытиями // Вісник двигунобудування. Запоріжжя: ОАО „Мотор січ” – 2004. – №1. – С. 53-55.
2. Лахтин Ю.М., Арзамасов Б.Н. Химико-терми-

ческая обработка металлов.: М., Металлургия, 1985. – 255 с.

3. Федірко В.М., Погрелюк І.М. Азотування титану та його сплавів. Київ, Наукова думка, 1995. – 223 с.
4. Арзамасов Б.Н., Братухин А.Г., Елисеєв Ю.С., Панайоти Т.А. Ионная химико-термическая обработка сплавов. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 1999. – 400 с.
5. Панайоти Т.А., Соловьев Г.В. Особенности формирования диффузионных слоев при ионном азотировании α - и $(\alpha+\beta)$ – титановых сплавов в интервале температур от 500 до 1000 °С. // Митом. – 1994. – №5. – С. 34-37.
6. Машовець Н.С. Вплив параметрів іонного азотування титану на фізико-механічні характеристики азотованого шару // Вісник двигунобудування. – 2004. – №3. – С. 122-125.

Поступила в редакцію 21.06.2006 г.

Представлены исследования титанового сплава BT8 на износостойкость после низкотемпературного ионного азотирования в безводородной среде. Показано, что износостойкость после ионного азотирования существенно увеличивается, что свидетельствует об улучшении трибологических свойств титанового сплава.

Research of titanic alloy BT8 on wear-resistance after low temperature ionic nitriding in unhydrogen medium are presented. It is shown, that the wear-resistance after ionic nitriding is essentially increase, that is about the improvement of tribological properties of titanium alloy.

УДК 621.793.8: 669.268

В. В. Широков, Х. Б. Василів, Л. А. Арендар

ОЦІНКА ЗБЛИЖЕННЯ І ФАКТИЧНОЇ ПЛОЩІ КОНТАКТУ ФРИКЦІЙНИХ ГЕТЕРОГЕННИХ ПОВЕРХОНЬ

Розраховано відносне зближення, фактичні площу контакту та контактний тиск для пари тертя "фосфористий чавун-сталь 45" на різних етапах фрикційної взаємодії. Встановлено, що при усталеному терті досягається максимально можливе в умовах пластичної деформації зближення контактуючих поверхонь. При цьому на 30 % зменшується контактний тиск і мінімізується інтенсивність зношування.

Внаслідок шорсткості і хвилястості фрикційних поверхонь їх контакт дискретний і здійснюється на окремих малих ділянках, сума яких становить фактичну площу контакту. Від неї залежить реальний розподіл контактних тисків у шорсткому шарі та зносотривкість матеріалів [1-5]. На початковому етапі фрикційної взаємодії у контакт вступають найвищі мікроступи поверхонь, а в міру їх деформації та руйнування – нижні виступи. Імовірність контактування виступів залежить від їх висоти, кількості та зближення між поверхнями. Її можна оцінити за допомогою опорної кривої, яка характеризує розподіл матеріалу в шорсткому шарі і описується степеневою функцією:

$$\eta_s = A_h / A_c = b \varepsilon_{\max}^v = t_m \varepsilon^v, \quad (1)$$

де $\eta_s = A_h / A_c$ – відношення площі перерізу мікроступів на даному рівні p до контурної площі контакту, $\varepsilon_{\max} = p / R_{\max}$, $\varepsilon = p / R_p$ – зближення, R_{\max} , R_p і t_m – параметри рельєфу, b , v – константи. [2]. Знаючи відносну площу перерізу мікроступів для даного рівня p , який відповідає певному зближенню поверхонь, можна оцінити зміну фактичної площі їх контакту на різних етапах тертя та динаміку зміни контактного тиску, що, в свою чергу, дозволить встановити взаємозв'язок між параметрами шорсткості поверхонь тертя та їх експлуатаційними властивостями [1-4].

У роботах [5, 6] проаналізовано особливості зношування та кінетику зміни рельєфу поверхонь тертя фосфористих чавунів. Експериментально показано, що при терті фосфористих чавунів важливу роль відіграє гетерогенність, зокрема, в першу чергу відбувається пластична деформація включень фосфідної евтектики, зумовлена температурними спалахами на цих включеннях.

Мета даної роботи – оцінити відносне зближення і фактичну площу контакту поверхонь пари тертя "фосфористий чавун-сталь 45" на різних етапах фрикційної взаємодії та встановити їх взаємозв'язок із зношуванням.

Методика експерименту

Зносотривкість високоміцних чавунів з перлітною матрицею та концентрацією фосфору 0,55 мас. %, що відповідає 5-6 об. % фосфідної евтектики, досліджували в умовах граничного тертя на установці СМЦ-2. Швидкість ковзання 0,4 м/с, тривалість досліду 0,25.....100 год; контактний тиск 5 МПа, силова схема "диск-колодка", мастило – И-20. Шорсткість поверхні визначали за допомогою профілографа-профілометра "Калибр С-265". Для побудови опорної кривої та розрахунку параметрів мікрорельєфу застосовували оригінальне програмне забезпечення [7].

Отримані результати та їх обговорення

Експериментально показано, що при терті фосфористих чавунів визначальну роль відіграють включення фосфідної евтектики. За фрикційної взаємодії на евтектичних включеннях виникають спалахи температури, що призводять до їх пластифікації. Під дією механічних навантажень та розплющування площа включень на поверхні збільшується, що підтверджується аналізом мікроструктури (рис. 1) та рельєфу поверхні, шорсткість якого за час притирання зменшується від 5 до 8-10 квалітету [5-6]. При цьому радіуси заокруглення мікроступів збільшуються на 1-2 порядки. Це свідчить про перерозподіл матеріалу у шорсткому шарі, характерний для пластичної деформації, під час якого помітно розширюються ділянки, які приймають контактні навантаження.

Типові опорні криві, що відповідають профілю поверхні чавунів у вихідному стані, на етапах притирання і усталеного тертя, наведено на рис. 2, а параметри степеневих функцій, що відповідають цим кривим на різних етапах – у табл. 1. У вихідному стані опорна крива 1 відповідає нормальному розподілу мікроступів у шорсткому шарі. Про це свідчать, зокрема, координати точки перетину середньої лінії m_1 - m_1 з кривою 1, близькі до 0,5. Під час притирання і переходу до усталеного тертя абсциса точок перетину кривих 2 і 3 з середніми лініями (параметр t_m) зростає, а ордината зменшується більш, ніж у 2 рази, свідчить про збільшен-

ня радіуса та крокових параметрів мікровиступів внаслідок їх пластичної деформації.

$$\varepsilon_{\max} = \left(\frac{N}{0,4 A_a HB} \right)^{1/3}, \quad (2)$$

де N – навантаження, HB – твердість за Брінелем евтектичної фази, A_a – номінальна площа контакту. Після підстановки відповідних величин отримано значення $\varepsilon_{\max} = 0,6$. Такому зближенню відповідає відносна площа контакту 0,6 і фактична 0,3.....0,6 від контурної. Оскільки фосфідна евтектика займає не більше 15 % площі фрикційної поверхні, а контакт відбувається переважно на евтектичних включеннях, максимальна фактична площа контакту не перевищуватиме 0,04-0,09 від контурної площі. Отже, за умов усталеного тертя досягається максимального зближення за умов пластичної деформації зближення контактуючих поверхонь.

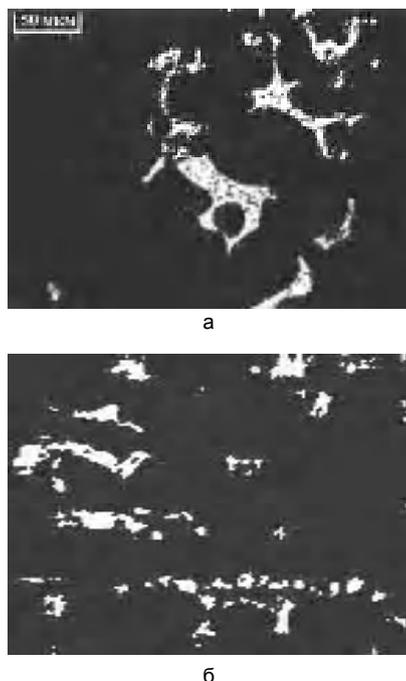


Рис. 1. Розподіл включень фосфідної евтектики на поверхні фосфористого чавуну у вихідному стані (а) і під час усталеного тертя (б)

На основі профілограм розраховано відносне зближення поверхонь ε , як відношення зміни відстані між середніми лініями профілів до суми ($R_{p1} + R_{p2}$). Під час притирання воно становить 0,10, а за умов усталеного тертя – 0,13 від ($R_{p1} + R_{p2}$). Цим значенням, згідно опорних кривих, відповідає відносна площа контакту поверхонь η_s , яка під час притирання близька до 0,05, а за усталеного тертя – 0,07 від контурної площі. Фактична площа контакту поверхонь пропорційна до відносної: $\eta = \alpha \eta_s$, де α залежить від характеру деформації і лежить в межах 0,5÷1 [1,4]. З врахуванням коефіцієнта α , ця площа становить відповідно 0,025.....0,05 і 0,035.....0,07 від контурної.

Максимальне зближення поверхонь залежить від характеру деформації матеріалів, параметрів їх шорсткості, навантаження. Вважаючи, що фрикційний контакт відбувається переважно на мікроступах фосфідної евтектики, які деформуються пластично, граничне зближення поверхонь можна розрахувати згідно залежності [4]:

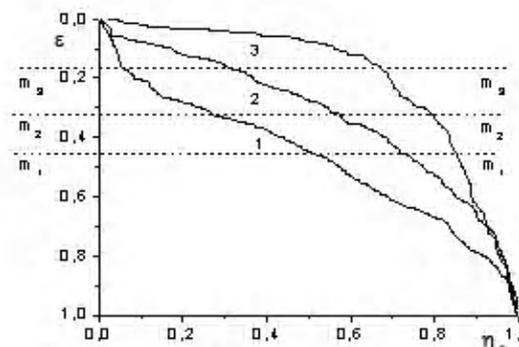


Рис. 2. Типові опорні криві профілю фосфористих чавунів у вихідному стані (1), під час притирання (2) і усталеного тертя (3)

Таблиця 1 – Параметри профілю і опорних кривих поверхонь тертя ФВЧ і контртіла

	Етап тертя	b	v	t_m	R_p
КТТ	Вих. стан	2,53	1,45	0,51	2,94
	Притирання	2,60	1,62	0,57	1,85
	Устал.тертя	2,72	1,67	0,54	1,15
ФВЧ	Вих. стан	2,67	1,25	0,49	5,3
	Притирання	3,12	2,23	0,57	3,7
	Устал.тертя	3,5	2,8	0,68	0,68

На основі параметрів опорних кривих фрикційних поверхонь побудовано узагальнену опорну криву поверхонь тертя у вихідному стані та під час усталеного тертя (рис. 3). Ця крива описує відносну площу контакту поверхонь тертя η_s , яка залежить від імовірності зустрічі пари виступів при даному зближенні [3]:

$$\eta_s = \frac{K_2 t_{m1} t_{m2} (R_{p1} + R_{p2})^{v_1+v_2}}{R_{p1}^{v_1} R_{p2}^{v_2}} \varepsilon_{1,2}^{v_1+v_2}, \quad (3)$$

$$\text{де } K_2 = \frac{\Gamma(v_1 + 1)\Gamma(v_2 + 1)}{\Gamma(v_1 + v_2 + 1)}, \quad \varepsilon_{1,2} = \frac{y_{1,2}}{R_{p1} + R_{p2}}.$$

У рівностях t_{m1} , t_{m2} , R_{p1} , R_{p2} , v_1 , v_2 – параметри профілю і відповідних опорних кривих контактуючих поверхонь, $y_{1,2}$ – їх абсолютне, $\varepsilon_{1,2}$ – відносне зближення, K_2 – коефіцієнт, який залежить від показників ступеня апроксимації опорних кривих v_1 , v_2 , Γ – гама-функція.

Отримані результати свідчать, що площа контакту поверхонь за усталеного тертя суттєво збільшується порівняно з вихідним станом (рис. 3). Проте, розраховані величини вищі за отримані експериментально, оскільки у рівнянні (3) передбачається нормальний розподіл мікроставів за висотою.

Таким чином, внаслідок сукупної дії температурних, силових і швидкісних чинників включення фосфідної евтектики у чавунах поступово пластифікуються, у них змінюється форма і збільшується радіус заокруглення. Відтак збільшується діаметр плям контакту та їх площа на поверхні тертя, отже, зменшується контактний тиск. Навантаження на мікроставу під час притирання створюється тиском 1...2 ГПа, за усталеного тертя – на 30 % меншим. Відповідно зменшується зношування матеріалу, що ілюструє рис. 4.

Висновки

Розраховано відносне зближення, фактичну площу контакту та контактний тиск на різних етапах фрикційної взаємодії пари тертя "фосфористий чавун-сталь 45". Встановлено, що для за умов усталеного тертя досягається максимально можливе в умовах пластичної деформації зближення контактуючих поверхонь, за якого фактична площа контакту не перевищує 0,04-0,09 від контурної площі. Внаслідок цього контактний тиск зменшується на 30 % та мінімізується інтенсивність зношування.

Список літератури

1. Справочник по триботехнике: в 3-х т. /Под общей ред. М. Хебды, А.В. Чичинадзе. – М. Машиностроение, 1989. – Т.1. – 400 с.
2. Демкин Н.Б., Рыжов Э.В. Качество поверхности и контакт деталей машин. – М.: Машиностроение, 1981. – 244 с.
3. Демкин Н.Б. Контактное взаимодействие шероховатых поверхностей. – М.: Наука, 1970. – 228 с.

Рассчитаны относительное сближение, фактическая площадь контакта и контактное давление на различных этапах фрикционного взаимодействия пары трения "фосфористый чугуно-сталь 45". Установлено, что при установившемся трении достигается максимальное для условий пластической деформации сближение контактирующих поверхностей. При этом на 30 % уменьшается контактное давление и минимизируется интенсивность изнашивания.

The relative rapprochement, real contact square and pressure of the friction surfaces "phosphored cast-iron-steel 45" has been calculated. The maximal rapprochement achieves as a result of plastic deformation of friction surfaces. The contact pressure decreases to 30 % and the wear minimizes.

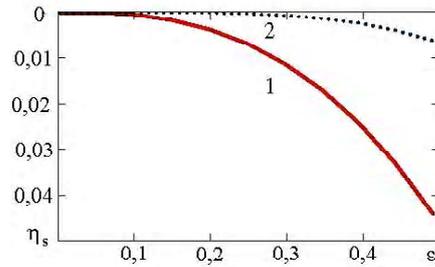


Рис. 4. Кінетика зміни інтенсивності зношування фосфористого чавуну з 5-6 об. % фосфідної евтектики

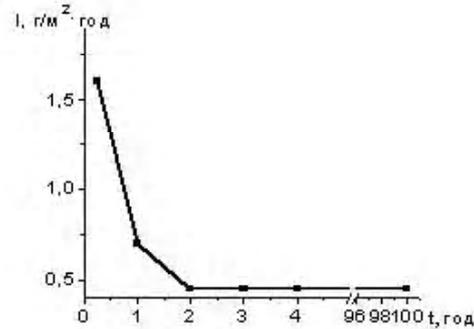


Рис. 3. Початкова частина узагальненої опорної кривої поверхонь тертя у вихідному стані (1) та під час усталеного тертя (2)

4. Комбалов В.С. Влияние шероховатости твердых тел на трение и износ. – М.: Наука, 1974. –111 с.
5. Широков В.В., Арендар Л.А, Василів Х.Б., Василів О.М., Білюк О.М. Механізм антифрикційної дії фосфідної евтектики у чавунах. – Фізико-хімічна механіка матеріалів.– 2005. – №1. – С. 56-62.
6. Арендар Л.А Роль фосфідної евтектики у формуванні структури та деяких фізико-механічних властивостей поверхневих шарів перлітних чавунів у процесі тертя. – Автореф. дис. на здобуття наук. ступ. канд. техн. наук. – Львів: ВМС, 2005. – 22 с.
7. Широков В.В., Арендар Л.А., Ковальчик Ю.І., Василів Х.Б., Василів О.М. Комп'ютерний обробіток профілограм фрикційних поверхонь. – Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2005. – №1. – С. 93-96.

Поступила в редакцію 23.05.2006 г.

УДК 620.193.6.533.924

G. V. Kornich, K. V. Pugina, G. Betz

MOLECULAR DYNAMICS SIMULATIONS OF SPUTTERING OF SURFACE METAL NANOCCLUSERS UNDER LOW ENERGY ION BOMBARDMENT

Molecular Dynamics simulations of sputtering of copper clusters, which consisted of 13, 27, 39, 75 and 195 Cu atoms on a (0 0 0 1) graphite surface by 100-400 eV Ar and Xe ions have been performed. The azimuthal angular distribution of sputtered Cu cluster atoms exhibit periodic maxima every 60 degrees. The obtained sputtering yields are for a surface with a single Cu cluster deposited.

1 Introduction

An increase of activity of experimental and model researches of physical processes in nano-dimensional clusters on different surfaces occurs during last decade [1-4]. The present investigations are devoted to MD simulations of low energy ion backscattering from and sputtering of binary systems, consisting of copper nano-dimensional clusters of different sizes on a graphite substrate. General analysis are performed for clusters, consisting of 13-195 atoms on a (0 0 0 1) graphite two-layer substrate, which consisted of 1500-5880 carbon atoms, respectively. Bombardment was simulated for Ar and Xe ions at impact energies of 100-400 eV and normal incidence. In the present work we will summarize the results for sputtering cluster atoms obtained in our MD calculations with the aim to receive general picture of physical features of sputtering of surface metal nanoclusters under low energy ion bombardment.

Results of such a calculation for an isolated surface cluster can be compared to experimental results of sputtering a substrate with a low coverage of clusters. For example sputtering yields from an array of well separated clusters on a substrate can be deduced from these MD results as discussed in Ref. [5]. Moreover, technologically reliable arrays of practically monodisperse surface clusters on single crystals can intensify sputtering regularities of cluster atoms as found for isolated cluster in the MD calculations, that is critically for experimental examination of received model results.

2 Model

The Tersoff potential [6] splined to the Ziegler-Biersack-Littmark potential [7], was applied to the C-C interactions. A tight binding many body potential, directly connected to the Born-Mayer potential [8] was used for the Cu-Cu interatomic interactions. C-Cu interactions were simulated using a Lennard-Jones potential [9]. The C-Cu potential was splined to the Ziegler-Biersack-Littmark potential. Ion-Cu and ion-C interactions were simulated using pure the Ziegler-Biersack-Littmark potential. Details of the preparation

of the substrate-Cu cluster system are presented and discussed in Ref. [5].

Trajectories of particles were calculated in accordance to Newtons equations of motion using the Verlet algorithm [10]. Lateral periodic boundary conditions were applied to the substrate atoms. No periodic boundary conditions were applied to the Cu cluster atoms. Every ion impact was calculated for 2 ps (Ar) or 3 ps (Xe). For each energy and each cluster size 2000 impacts were performed with random ion impact points, which were chosen in accordance to the criterion discussed in Ref. [5]. The law of energy conservation was executed with accuracy no worse than 1 % in all cases.

3 Results and discussions

Azimuthal angular distributions of sputtered Cu atoms from surface Cu clusters at energies of 100, 200 and 400 eV are presented in fig.1 for Xe ions. No results are shown for 13 atom clusters as in this case no periodic structure was observed. Almost identical results have been observed for Ar ion bombardment and for the case of 200 eV ion bombardment [5]. The distributions have six maxima with a period of 60 degrees into the $\langle 1\ 1\ 0\ 0 \rangle$ directions. While for 200 and 400 eV the periodic structure is clearly visible, at 100 eV Xe bombardment it has almost disappeared. For 100 eV Ar ion bombardment the structure is also very weak but more clearly visible as for Xe bombardment. The structure with sixfold periodicity is due to the influence of the (0 0 0 1) hexagonal graphite substrate which also exhibits this symmetry. The atomic structure of surface clusters is influenced by the graphite substrate. Finally, surface clusters (excluding 13Cu atom cluster) consist of 3-6 atomic layers parallel to substrate surface. Every copper atomic layer has six $\langle 1\ 1\ 0\ 0 \rangle$ directions, along which atomic structure is the most transparent and consists of parallel high packaged (along $\langle 1\ 1\ 0\ 0 \rangle$ directions) atomic sequences. Typical result of sputtering event is atom, which left lateral cluster surface along some $\langle 1\ 1\ 0\ 0 \rangle$ direction. We have also found in additional MD calculations for Cu cluster on a (100) Cu surface

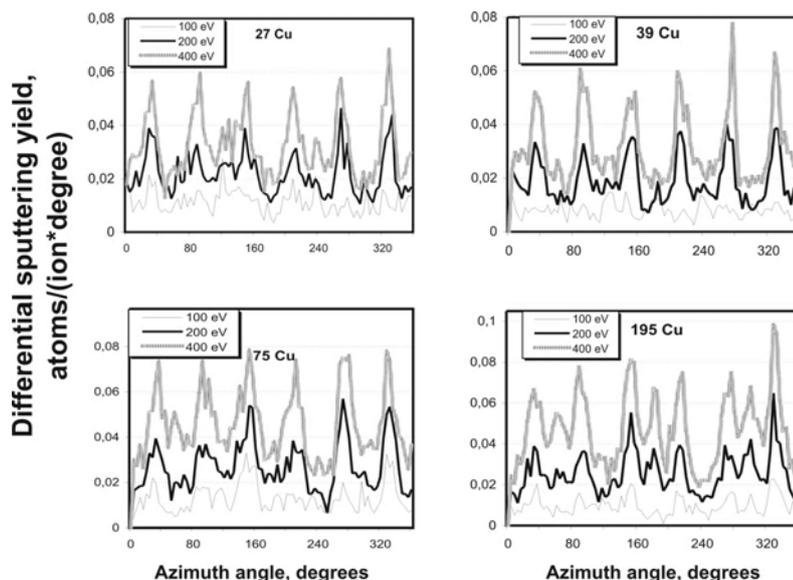


Fig. 1. Azimuthal angular distribution of sputtered Cu atoms from 27, 39, 75 and 195 Cu atom clusters under 100-400 eV Xe ion bombardment

such a periodic structure, but with a fourfold symmetry corresponding to the symmetry of the substrate into the $\langle 1\ 1\ 0 \rangle$ directions. For the largest cluster (195 atoms) there is some indication that each peak splits up into 2 peaks, as the fine structure observed is identical for 200 and 400 eV. No such indication is observed for Ar ion bombardment.

Total sputtering yields of Cu atoms from clusters are presented in fig. 2 (a, b) for the cases of Ar and Xe ions at different impact energies. Sputtering yields of Cu atoms for Xe ion bombardment are slightly larger than for Ar ions at all energies. It is shown in Fig. 2 that the dependence of the sputtering yield from cluster sizes is similar for Ar and Xe ions. The minimum for 39 Cu atom clusters and the strong increase for 75 Cu atom clusters occur for all impact energies and both types of ions. The observed yields are much larger than for a flat surface (1 0 0) Cu as seen in Fig. 2. The explanation is that for clusters due to the possibility of sputtering from the sides no complete momentum inversion is necessary. Indeed, if we analyze into which direction most Cu atoms from a cluster are sputtered, we find that the maximum of the sputtering intensity is for a direction parallel to the substrate surface for all energies and cluster sizes. This effect will in principle decrease with increasing cluster size, however the geometrical form of the cluster plays also an important role and these two effects are overlapping. The general decrease in the yield with size is seen for 100eV bombardment with both Ar and Xe ions. Finally, the difference of sputtering yield values of cluster and flat surface (at normal ion impacts) are minimal at 100 eV and increases with ion impact energy for both Ar and Xe ions. The geometry effect also is responsible for the minimum we observe for cluster size 39 atoms for all energies. For higher ion energies (400 eV) the

variation of the sputtering yield with cluster size is prominent and no general decrease of the yield with cluster size can be observed.

The general shape of the cluster and the energy transfer to the substrate, which is strongly influenced by the shape, is the dominant factor for the yield changes in simulated surface clusters. For 200 eV ion bombardment the yield variations have been described previously by a l/n_s scaling law, where l is the distance from the center of mass of a cluster to the substrate surface; n_s is the number of cluster atoms in the cluster/substrate interface. The same scaling law can also be applied to the whole energy range from 100-400 eV ion bombardment. This clearly shows that the yield-cluster size dependence is to a large extent determined by the cluster shape. l/n_s scale demonstrates strong relative deviation from results of simulations in the case of 13Cu atom cluster [5]. In the same time, the only critical distinguish of 27 and 39 Cu atom clusters from 75 and 195Cu atom clusters is absence of some atomic sequences in structures of small clusters in $\langle 1\ 1\ 0 \rangle$ directions as compared to large ones due to small total number of atoms in clusters. As result, structures of small clusters are more transparent in normal to substrate surface direction. It may be another one, but not the main, reason of strong difference of sputtering yield values of 39-75Cu atom clusters.

4 Conclusions

Molecular dynamics simulations were performed for scattering from and sputtering of Cu clusters, consisting of 13-195 Cu atoms on a graphite (0 0 1) surface by Ar and Xe ions at energies between 100- 400 eV. Sputtering

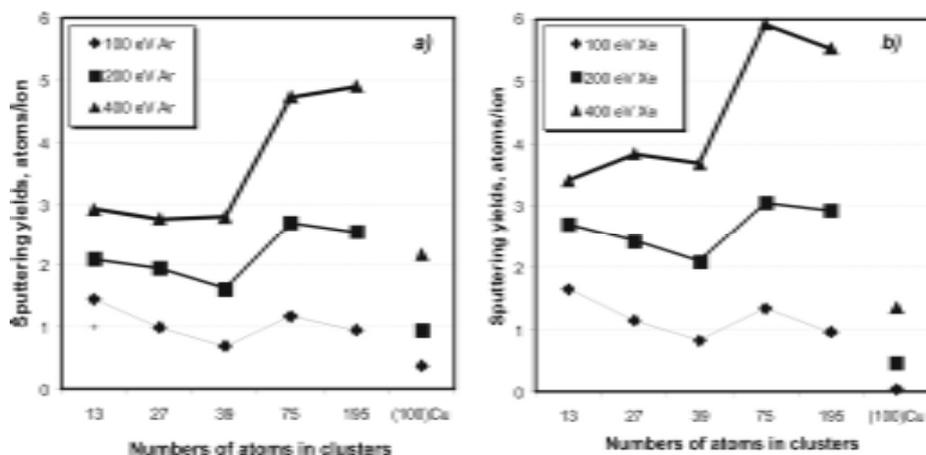


Fig. 2. The total sputtering yields of Cu atoms for 13, 27, 39, 75 and 195 Cu atom clusters at 100 eV, 200 eV and 400 eV for (a) Ar and (b) Xe ion bombardment. Also shown are the calculated results for a flat (1 0 0) Cu surface

yields for cluster are much larger than for a flat Cu target. The explanation is that for clusters due to the possibility of sputtering from the sides no complete momentum inversion is necessary. In addition, the geometrical form of the cluster plays also an important role and these two effects lead in general to an increase in the yield for the observed cluster size range, with a remarkable minimum for cluster size 39. The yield-energy dependence shows an approach to the behavior of a flat surface with increasing cluster size or decreasing of ion impact energy. The contribution of secondary copper clusters to the total sputtering yield is about 2-4 times higher as compared to sputtering of a flat copper surface. The azimuthal angular distributions of sputtered Cu atoms from copper clusters on a graphite (0 0 0 1) surface exhibits a periodic structure with six maxima. This distribution reflects the substrate crystal structure which strongly influences the structure of the clusters. The periodic structure is observed at all energies, but it is very weak under 100 eV bombardment.

References

1. Lei H., Hou Q., Hou M. Low energy slowing down of nanosize copper clusters on gold (1 1 1) surfaces // Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B. – 2000. – V. 164-165. – P. 537.
2. Chado I., Goyhenex C., Bulou H., Bucher J.P. Bucher Evolution of the morphology of small Co clusters grown on Au(1 1 1) // Applied Surface Science. – 2004. – V. 226. – P. 178.
3. Meinander K., Nordlund K., Keinonen J. Size dependent epitaxial cluster deposition: The effect of deposition energy // Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B. – 2006. – V. 242. – P. 161.
4. Zang L.K., Pan Z.Y., Wang Y.X., Wei Q., Zhou L., Liu T.J., Li Z.J. Structure character of copper clusters deposited on argon // Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B. – 2005. – V. 228. – P. 16.
5. Kornich G.V., Betz G., Zaporozhchenko V.I., Bazhin A.I., Faupel F. Molecular dynamics simulations of low energy ion sputtering of copper nano-dimensional clusters on graphite substrates // Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B. – 2005. – V. 227. – P. 261.
6. Tersoff J. Modeling solid-state chemistry: Interatomic potentials for multicomponent systems // Physical Review B. – 1989. – V. 39. – P. 5566.
7. Ziegler J.F., Biersack J.P., Littmark U. The stopping and range of ions in solids, The stopping and range of ions in matter. – New York: Pergamon. – 1985. – 316 p.
8. G.Betz, R.Kirchner, W.Husinsky, F.Rьdenauer, H.M.Urbassek. Molecular Dynamics study of sputtering of Cu(1 1 1) under Ar ion bombardment // Radiation Effects and Defects in Solids. – 1994. – V.130-131. – P. 251.
9. Dorfman S., Mundim K.C., Fuks D., Berner A., Ellis D.E., Van Humbeeck J. // Material Science and Engineering C. – 2001. – V.15 – P. 191.
10. Haile J.M. Molecular Dynamics Simulation – Elementary Methods. – New York: Wiley-Interscience, 1992. – 386 p.

Поступила в редакцию 30.05.2006 г.

Выполнено молекулярно-динамическое моделирование распыления одиночных кластеров меди, состоящих из 13, 27, 39, 75 и 195 атомов, с поверхности (0 0 1) графита ионами аргона и ксенона с энергиями 100-400 эВ. Азимутальное угловое распределение распыленных атомов медных кластеров представляет собой квазипериодическую зависимость с шестью максимумами через каждые 60 градусов, медной монокристаллической подложки ионами аргона с энергией 200 эВ. Получены значения коэффициентов распыления для поверхностных кластеров.

Molecular Dynamics simulations of sputtering of copper clusters, which consisted of 13, 27, 39, 75 and 195 Cu atoms on a (0 0 1) graphite surface by 100-400 eV Ar and Xe ions have been performed. The azimuthal angular distribution of sputtered Cu cluster atoms exhibit periodic maxima every 60 degrees. The obtained sputtering yields are for a surface with a single Cu cluster deposited.

УДК 629.7.036.3

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

ПЕРИОДИЧЕСКАЯ ПРОКАТКА ЗАГОТОВОК ЛОПАТОК КОМПРЕССОРА ГАЗОТУРБИННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ С АЭРОДИНАМИЧЕСКИМ ПРОФИЛЕМ

В работе рассмотрены вопросы профилирования валков для получения периодической прокатки заготовок лопаток с аэродинамическим профилем.

Постановка проблемы и ее связь с практическими задачами

Улучшение основных параметров двигателя летательного аппарата, его надежность, ресурс работы и экономичность тесно связаны с качеством изготовления основных деталей.

Высокая точность и жесткие требования к качеству поверхности и физико-механическим свойствам материала в поверхностном слое, широкое использование жаропрочных и легких сплавов, применение новейших методов производства заготовок и деталей – современные особенности авиационного двигателестроения.

Даже при небольших программах производства деталей, в настоящее время для получения их заготовок применяют такие методы обработки металлов давлением, как горячая и холодная штамповка, прессование, волочение, продольная периодическая прокатка и другие, обеспечивающие определенное расположение волокон и необходимые степени деформации при дальнейшей обработке, а также требуемые физико-механические свойства.

При разработке технологии изготовления новых изделий и совершенствования уже применяемой технологии целесообразно использовать только прогрессивные высокопроизводительные и эффективные процессы, обеспечивающие в значительной степени дальнейшее развитие двигателестроения.

При этом выбор технологической схемы и разработку процессов производства ответственных деталей следует увязывать с серийностью изделий, так как в зависимости от этого могут быть рекомендованы различные способы их получения, но в любом случае они должны быть просты и экономичны в изготовлении оснастки и подготовке к производству.

В настоящее время вопрос об оптимальной технологической схеме для производства изделий сложной конфигурации остается открытым, о чем свидетельствует многообразие применяемых схем, включающих различные способы производства (механическая обработка на металлорежущих станках, штамповка, выдавливание, вальцевание, продольная периодическая прокатка).

Продольная периодическая прокатка является в настоящее время достаточно хорошо освоенным процессом предварительного формирования заготовок лопаток ГТД, впервые освоенном на ОАО "Мотор Сич" (г. Запорожье).

За последние годы периодическая прокатка в основном заготовок лопаток проводилась на ряде других предприятий России (Уфа, Рыбинск и др.). При этом определились такие основные направления применения периодической прокатки:

- для последующей штамповки и калибровки с припуском 0,8-1,0 мм на кривошипных горячештамповочных прессах;
- калибровки на гидровинтовых или фрикционных прессах с припуском 0,2-0,4 мм;
- изотермической штамповки или калибровки,
- холодного вальцевания с припуском 0,05-0,15 мм.

Производство заготовок под холодное вальцевание намного эффективнее, однако сопряжено со значительными трудностями, так как требования, предъявляемые к этим заготовкам более жесткие, чем требования, предъявляемые к заготовкам под штамповку или горячее вальцевание.

Цель исследований

Цель работы – аналитическое определение параметров рабочей части валков для периодической прокатки заготовок лопаток с аэродинамическим профилем пера с последующим холодным вальцеванием.

Содержание и результат исследований

В основу расчета координат точек поверхности сечений пера прокатываемого аэродинамического профиля лопаток положен профиль заготовки лопатки с припуском под холодное вальцевание с расширенной входной и выходной кромками, перо которой задано в координатах X-Y.

Для этого выполняется пересчет размеров сечения пера лопатки (с целью поворота его на угол, соответствующий наиболее благоприятным условиям прокатки, когда входная и выходная кромки и все сечения находятся на одном уровне). При этом хвостовик лопатки поворачивается вместе с

близлежащим (базовым) сечением на необходимый расчетный угол.

Для пересчета координат точек поверхности сечений пера лопатки определяем угол между касательной к крайним точкам со стороны корыта (рис. 1):

$$\operatorname{tg} \varphi = \frac{|Y_A| - |Y_B|}{A + B} \quad (1)$$

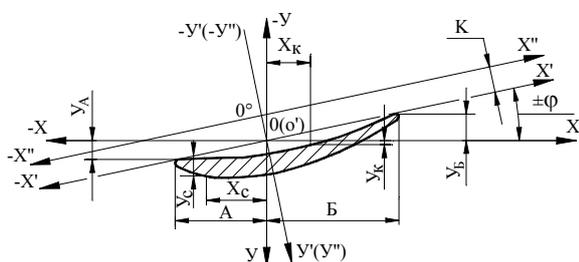


Рис. 1. Схема построения сечений пера лопатки при калибровке валков для прокатки заготовок лопаток с аэродинамическим профилем пера

Приняв прикорневое сечение за базовое, и считая его повернутым в горизонтальное положение, определяем относительно этого сечения угол поворота φ каждого расчетного сечения, при условии, что угол φ положительный, если поворот производится против часовой стрелки. Для каждой точки расчетного сечения, используя известные формулы поворота осей, определяем новые координаты:

а) при повороте осей против часовой стрелки:

$$X'_{i(C,K)} = X_{i(C,K)} \cos \varphi + Y_{i(C,K)} \sin \varphi ,$$

$$Y'_{i(C,K)} = -X_{i(C,K)} \sin \varphi + Y_{i(C,K)} \cos \varphi ; \quad (2)$$

б) при повороте по часовой стрелке:

$$X'_{i(C,K)} = X_{i(C,K)} \cos \varphi - Y_{i(C,K)} \sin \varphi ,$$

$$Y'_{i(C,K)} = X_{i(C,K)} \sin \varphi + Y_{i(C,K)} \cos \varphi ; \quad (3)$$

После пересчета координат $Y'_A \cdot Y'_B$ в новых осях определяем величину дополнительного подгиба сечений по отношению к базовому прикорневому

сечению, при условии, что после поворота $Y'_A = Y'_B$:

$$K_i = \left| Y'_{(AB)баз} \right| - \left| Y'_{(AB)i} \right| . \quad (4)$$

Используя формулы параллельного переноса осей декартовых координат, окончательно определяем координаты точек сечений пера лопатки:

$$Y''_{i(C,K)} = Y'_{i(C,K)} \pm K_i . \quad (5)$$

На рис. 2 представлена спроектированная таким образом заготовка рабочей лопатки 1 ступени КВД изделия АИ-25.

На основании разработанной заготовки лопатки производится расчет калибров валков, при котором определяется диаметр начальной окружности валка при прокате заготовок лопаток симметричных относительно горизонтальной оси и катающие радиусы в точках, по которым ведется построение профиля валка с учетом упругой деформации клетки стана.

Прокатка заготовок лопаток осуществляется в калибрах валков, которые имеют переменный радиус. Калибровка валков, обеспечивающая получение в пределах поля допусков необходимых размеров различных участков по длине кратности, должна учитывать закономерности процесса прокатки с постоянно изменяющимися параметрами.

Определяем расстояние от начальной окружности (нейтральной линии прокатки, совмещенной с центром тяжести сечения прокатываемого пера заготовки лопатки) до катающего диаметра:

$$A_i = R_H - R_{Ki} , \quad (6)$$

где R_H – номинальный радиус валков стана, здесь

$$2R_H = D_H = 330 \text{ мм};$$

R_{Ki} – катающий радиус сечения пера или хвостовика заготовки лопатки.

Среднее расстояние от начальной окружности до катающей по перу $A_{cp.П.}$ и хвостовику $A_{cp.хв.}$ заготовки составит:

$$A_{cp.П.} = R_H - R_{Kcp.П.} ,$$

$$A_{cp.хв.} = R_H - R_{Kcp.хв.} , \quad (7)$$

где $R_{Kcp.П.,хв.}$ – средние катающие радиусы для участка пера и замка заготовки.

Средний катающий радиус по перу и хвостовику лопатки определяется по выражению:

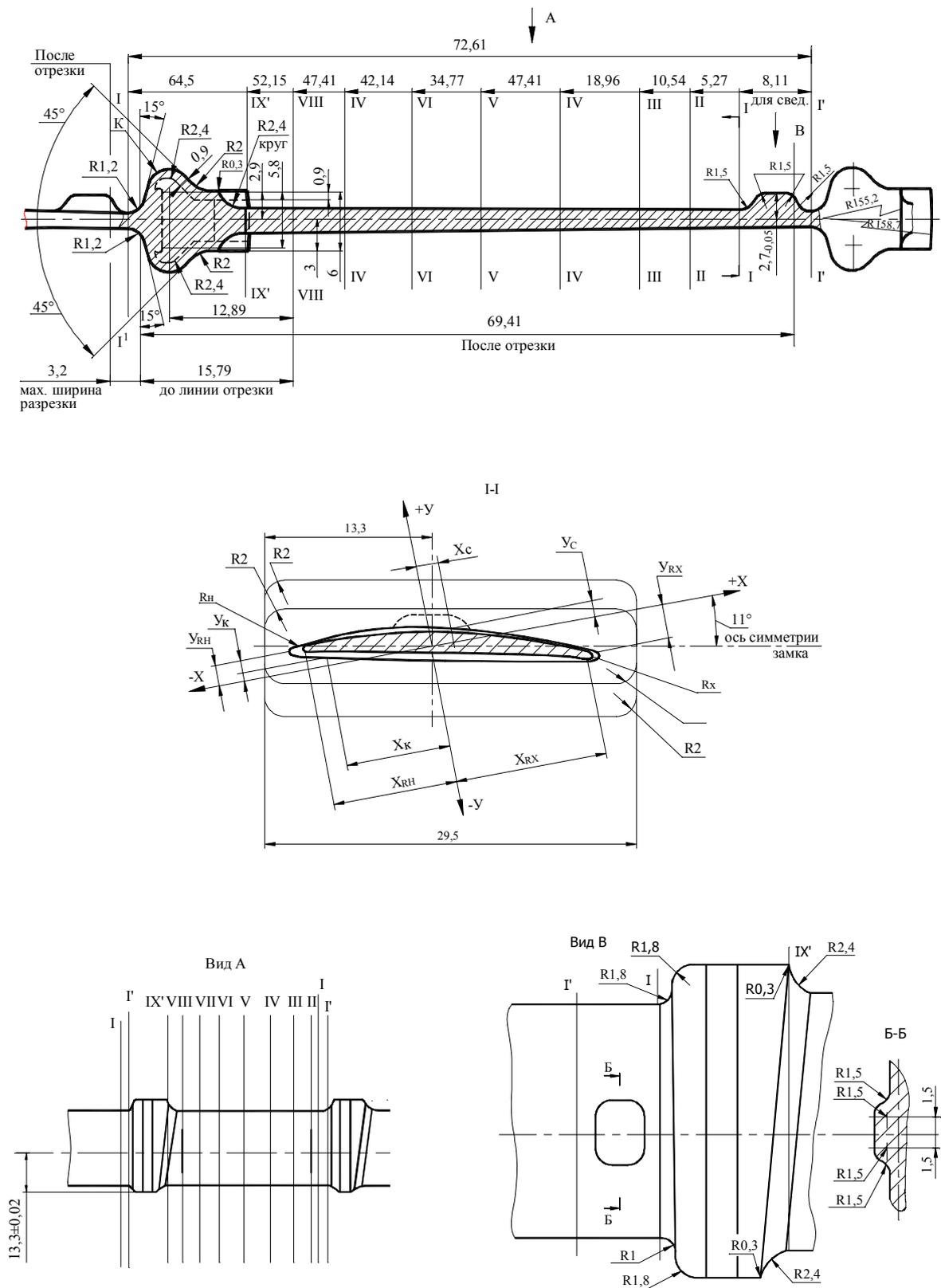


Рис. 2. Заготовка лопатки 1 ступени компрессора для периодической прокатки

$$R_{Kcp.П.,xв.} = \frac{\sum_{i=1}^n R_{Ki}}{n}, \quad (8)$$

где n – количество сечений по длине пера и хвостовика заготовки, на которых определялось значение катающего радиуса.

Среднее опережение по длине хвостовика принимаем на основании опытных данных, равным 2-3 %, а по длине пера рассчитываем с учетом прокатки с убыванием обжатия по формуле:

$$S_Y = \frac{b_\gamma}{b_{вых}} \left(\frac{h_\gamma}{h_{вых}} - 2 \frac{\rho_\gamma \psi (\psi + \chi)}{h_{вых}} \right) - 1, \quad (9)$$

где $b_\gamma, b_{вых}$ – ширина очага деформации в нейтральном сечении и сечении выхода материала из валков;

$h_\gamma, h_{вых}$ – высота полосы в соответствующих сечениях;

ρ_γ – радиус кривизны валков в зоне нейтрального угла;

ψ – угол клиновидности переходных участков валков;

χ – угол, соответствующий сечению выхода металла из валков по отношению к линии центров.

Длина одного калибра l' на катающей окружности валка составит:

$$l' = l'_{П} + l'_{xв.} = \frac{l_{П}}{K_{1П} K_2} + \frac{l_{xв.}}{K_{1xв.} K_2}, \quad (10)$$

где $l'_{П}, l'_{xв.}$ – соответственно длина пера и хвостовика катающей окружности;

$l_{П}, l_{xв.}$ – длина пера и хвостовика принятой заготовки;

$K_{1П}, K_{1xв.}$ – коэффициенты опережения для пера и хвостовика заготовки

$$K_{1П} = (1 + S_{YП}),$$

$$K_{1xв.} = (1 + S_{Yxв.});$$

K_2 – температурный коэффициент усадки горячей заготовки с температуры прокатки.

Длина одного калибра на начальной окружности валка l_{HO} будет равна:

$$l_{HO} = \frac{l'_{П}}{K_{П}} + \frac{l'_{xв.}}{K_{xв.}}, \quad (11)$$

где $K_{П, xв.}$ – коэффициенты опережения для пера и хвостовика, отнесенные к начальной окруж-

ти:

$$K_{П} = K_{П1} \frac{D_{КП}}{D_{HO}},$$

$$K_{1xв.} = K_{xв.1} \frac{D_{Кxв.}}{D_{HO}},$$

где $D_{К П, xв.}$ – соответственно катающие диаметры по перу и хвостовику.

Определяем количество заготовок лопаток на начальной окружности:

$$\pi D'_{HO} = l_{HO} \cdot n',$$

$$n' = \frac{\pi D'_{HO}}{l_{HO}}. \quad (12)$$

В нашем случае для стана 330 (ОАО "Мотор Сич") $D'_{HO} = 330$ мм.

Округляем n' до ближайшего целого числа n и окончательно находим:

$$D_{HO} = \frac{l_{HO} \cdot n}{\pi}. \quad (13)$$

Определяем центральные углы для элементов заготовки по известным выражениям:

$$\alpha_{П} = 57,3 \frac{l_{П}}{D_{HO}}, \text{ град.},$$

$$\alpha_3 = 57,3 \frac{l_{xв.}}{D_{HO}}, \text{ град.} \quad (14)$$

Изменение давления в широких пределах при периодической прокатке заготовок лопаток вызывает изменение общей упругой деформации клетки стана а, следовательно, высоты сечений лопатки выходящей из валков.

Высота сечения калибра поэтому должна быть не меньше высоты соответствующего сечения прокатываемой заготовки на величину зазора между валками при нагружении:

$$h_K = h_3 - \delta. \quad (15)$$

Зазор между валками при нагружении зависит от пружины клетки и от зазора между валками до нагружения:

$$\delta = \Delta + \delta_1, \quad (16)$$

где Δ – "пружина" стана;

δ_1 – зазор между валками до нагружения:

$$\delta_1 = (0...0,3)\Delta.$$

"Пружина" стана (рис. 3) зависит от давления прокатываемого металла на валки в каждом конкретном сечении:

$$\Delta = K_{жс} P_i, \quad (17)$$

где $K_{жс}$ – коэффициент жесткости рабочей клетки стана;

P_i – текущее значение давления.

На соответствующих центральных углах элементов заготовки определяем катающие радиусы в точках, по которым ведется построение профиля валка, с учетом "пружины" стана и первоначального зазора между валками:

$$R'_K = \frac{D_{НО} - h_3 + \Delta + \delta_1}{2}. \quad (18)$$

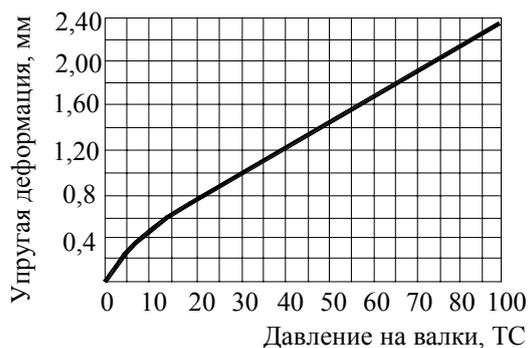


Рис. 3. Упругая деформация рабочей клетки стана 330 (ОАО "Мотор Сич")

На основании представленных зависимостей выполнена калибровка (построение) валков для стана 330 производства "Мотор Сич" рабочей лопатки 1 ступени КВД авиадвигателя АИ-25 (рис. 4).

Для построения профиля на валке линию начальной окружности совмещаем с осью симметрии хвостовика в корневом сечении (IX-IX), в которой точка пересечения главных осей пера XY лежит на его оси симметрии. В других сечениях эта точка смещена на величину K . Так как лопатка имеет разное положение входной и выходной кромок, выпуски (диаметры) валков имеют разное значение. По разработанной калибровке верхний валок имеет несколько больший диаметр и поэтому прокатка происходит с верхним давлением и сьем полосы производится с нижнего валка.

Калибровка валков для прокатки заготовок лопаток с аэродинамическим профилем имеет также ту особенность, что в ней иногда не может быть учтена упругая деформация клетки стана за счет

уменьшения глубины ручья калибра. Указанная корректировка может привести к искажению геометрии профиля валка и, как следствие, самого профиля заготовки. Упругую деформацию клетки стана можно учесть только путем увеличения глубины ручья калибра, что, в силу увеличения заданной толщины профиля пера, может сделать прокатку аэродинамического профиля нецелесообразной. Если такое увеличение толщины профиля пера нежелательно из-за экономических соображений, то перепад толщины профиля по длине прокатного периода может быть устранен или снижением усилия прокатки, или применением станов с клетями повышенной жесткости.

Выполненная калибровка инструмента позволила разработать технологический процесс и произвести прокатку заготовок лопаток 1 и 5 ступеней КВД авиадвигателя АИ-25 из титанового сплава ВТ8 (рис. 5).

На основании анализа размеров прокатных заготовок лопаток построены зависимости отклонения максимальной толщины пера по сечениям (C_{max}) для первой и последней заготовки в полосе по ходу прокатки (рис. 6).

Здесь нижняя кривая соответствует средним значениям этих отклонений для первых по ходу заготовок лопаток, верхняя – последних. Из этих кривых видно, что от первого до второго-третьего сечений превышение толщины пера сверх заданной находится примерно на одном уровне. Начиная с сечения III-III – это превышение уменьшается в связи с тем, что в момент выхода сечения III-III из валков в очаг деформации вступает хвостовая часть (впадина) и давление металла на валки и, следовательно, упругая деформация клетки стана понижается. Толщина пера по C_{max} в VII-VIII сечениях близка к допускаемой.

Из рис. 6 видно, что время переноса полосы от печи к валкам существенно повышает давление металла на валки и упругую деформацию клетки стана. Разница в толщине пера по сечениям между первой и 5-6 заготовками лопаток составляет на одних полосах 0,1-0,15 мм, на других 0,20-0,25 мм.

Применение индукционного нагрева с расположением индуктора в непосредственной близости от валков позволит устранить этот недостаток нагрева в электропечах и увеличить производительность прокатки за счет увеличения длины полос и полной автоматизации процесса.

Полученные прокаткой заготовки 1 ступени имели толщину по C_{max} больше допустимой на 0,5-0,9 мм ввиду недостаточной жесткости клетки стана 330. После калибровки в штампе эта толщина превышала необходимую по сечениям на 0,15-0,35 мм и, ввиду последующего холодного вальцевания пера, оказались непригодной. При изготовлении лопаток 1 ступени с припуском 0,5 мм на сторону технология периодической прокатки заготовок ло-

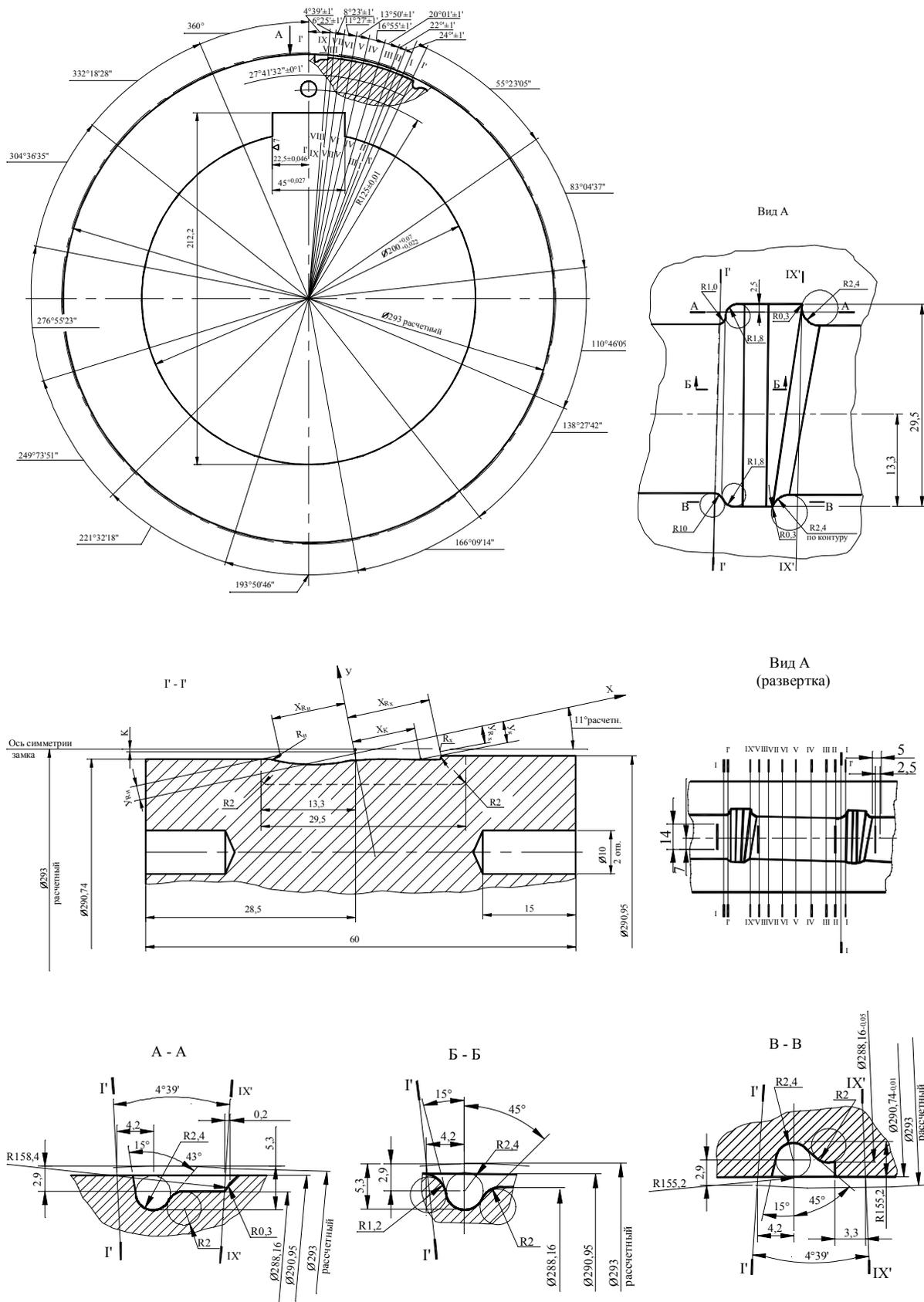
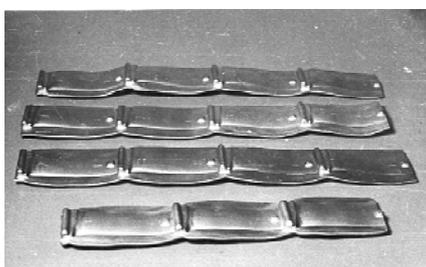


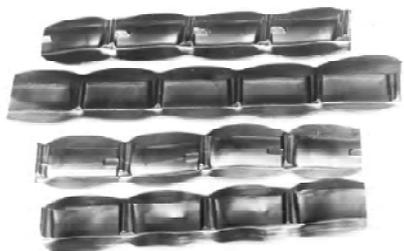
Рис. 4. Калибровка нижнего вала для прокатки 1 ступени рабочей лопатки КВД

паток с аэродинамическим профилем и последующей калибровкой может быть успешно применена в промышленности на прокатных станах разработанной конструкции.

Прокатка полос лопаток 5 ступени (рис. 5, б, полосы № 35 и 40) показала, что превышение толщины пера по S_{max} в сечениях I-IV составляет не более 0,52-0,68 мм, а перепад для одного периода лопатки не более 0,2 мм.



а



б

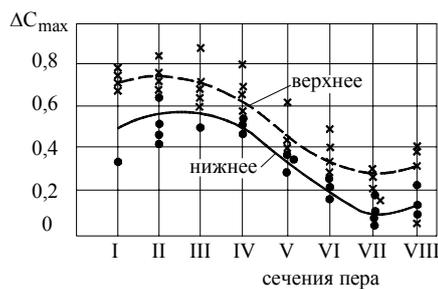
Рис. 5. Заготовки лопаток 1 (а) и 5 (б) ступеней КВД авиадвигателя АИ-25, прокатанные с аэродинамическим профилем пера

Проведенные металлографические и металлургические исследования показали, что качество материала полностью соответствует требованиям технических условий, распространяющихся для рабочих лопаток авиадвигателя АИ-25.

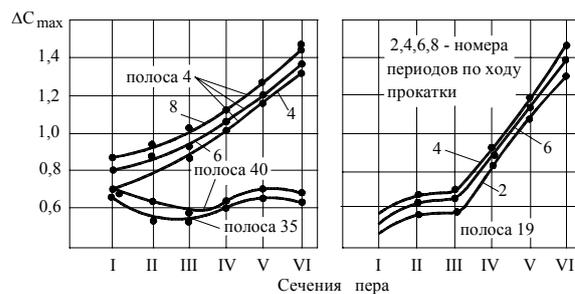
Разработанная технология и полученные заготовки лопаток с аэродинамическим профилем пера и сложной формой хвостовика показали возможность успешного применения для их производства прогрессивного и высокоэффективного метода продольной периодической прокатки, повышающего производительность труда и уменьшающего затраты металла.

У роботі розглянуті питання профілювання вальців для одержання періодичної прокатки заготовок лопаток з аеродинамічним профілем.

The questions of profiling rolls for getting periodical mangle of aircraft engine blades blanks with aerodynamic airfoil are considered.



а



б

Рис. 6. Изменение отклонений максимальной толщины пера по сечениям по ходу прокатки для заготовок лопаток 1(а) и 5(б) ступеней

Перспективы дальнейших исследований

Дальнейшие исследования должны быть направлены на изучение влияния технологической наследственности процесса периодической прокатки заготовок лопаток на их эксплуатационные свойства.

Выводы

Предложенное решение позволяет аналитически определить профиль заготовки лопатки с аэродинамическим профилем и рабочей части валков при периодической прокатке для последующего холодного вальцевания.

Список литературы

1. Богуслаев В.А., Качан А.Я., Мозговой В.Ф., Корневский Е.Я. Технология производства авиационных двигателей. – Запорожье, Издательство ОАО "Мотор Сич", 2000. – 945 с.
2. Богуслаев В.А., Муравченко Ф.М., Жеманюк П.Д. и др. Технологическое обеспечение эксплуатационных характеристик деталей ГТД. Лопатки компрессора и вентилятора, часть I, монография. – Запорожье, Издательство ОАО "Мотор Сич", 2003. – 395 с.

Поступила в редакцию 24.05.2006 г.

УДК:621.74:681.3

В. Ф. Мозговой, Е. Р. Липский, К. Б. Балушок

ОБЕСПЕЧЕНИЕ КАЧЕСТВА ТЕХНОЛОГИЧЕСКОЙ ОСНАСТКИ С ПРИМЕНЕНИЕМ МЕТОДОВ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ И АНАЛИЗА

В статье рассмотрен подход к обеспечению качества проектирования и изготовления сложной формообразующей технологической оснастки на основе широкого применения систем компьютерного моделирования и анализа на стадии технологической подготовки производства. Приведены примеры успешного применения информационных технологий моделирования и анализа при освоении производства новых изделий.

Общая постановка проблемы и её связь с научно-техническими задачами

Аналитический эталон (АЭ) представляет собой объемную математическую модель детали, построенную на языке аналитической геометрии и несущую полную информацию о геометрии этой детали [1]. Суть метода аналитических эталонов (МАЭ) заключается в том, что основным носителем и источником информации о геометрии детали в машиностроительном производстве является её аналитический эталон. При этом чертеж, создаваемый на основании АЭ, является документом, удостоверяющим передачу в производство детали, и, как правило, содержит только изображения внешнего вида детали (основные проекции и изометрию), а также информацию, отсутствующую в АЭ (технические требования, допуски, посадки, шероховатость и т.п.).

Использование АЭ, как принципиально нового вида конструкторской документации, требует разработки и внедрения новых подходов к обеспечению качества изделий в условиях современного компьютеризированного производства.

Цель данной статьи

Показать перспективные направления управления качеством проектирования и изготовления технологической оснастки, основанные на применении методов компьютерного моделирования и анализа.

Результаты работ и исследований

Современный авиационный двигатель представляет собой сложную техническую систему, предъявляющую жёсткие требования к качеству изготовления деталей. Большинство деталей двигателя работает в условиях высоких температур и значительных циклических нагрузок.

Это требует применения новых подходов к обеспечению качества изделий на этапе ТПП, основанных на широком применении средств автоматизации. Противоречие между геометрической сложностью большинства деталей ГТД и жёсткими тре-

бованиями к качеству их изготовления и естественным стремлением свести к минимуму затраты на освоение производства новых изделий диктуют необходимость уменьшения номенклатуры применяемой технологической оснастки при одновременном повышении её качества и снижении издержек инструментального производства. Отдельным вопросом является повторяемость оснастки в дублёрах, что особенно актуально в условиях авиационного производства.

Эффективное удовлетворение столь противоречивым требованиям ТПП возможно при условии широкого применения современного высокоточного многофункционального оборудования как в основном, так и во вспомогательном производстве.

Опыт создания компьютеризированного инструментального производства в ОАО "Мотор Сич" показал, что его эффективное функционирование возможно при условии пересмотра положений системы управления качеством в части, регламентирующей технический документооборот. В настоящее время очевидно, что обеспечение качества и повторяемости сложной технологической оснастки невозможно на основе традиционной конструкторской документации, которой являются чертежи на бумажных носителях. В связи с этим, в ОАО "Мотор Сич" основным проектным документом, определяющим геометрию и топологию деталей технологической оснастки является пространственная компьютерная модель или аналитический эталон (рис. 1). При этом чертеж, создаваемый на основании АЭ, является документом, удостоверяющим передачу в производство детали, и, как правило, содержит только изображения внешнего вида детали (основные проекции и изометрию), а также информацию, отсутствующую в АЭ (технические требования, допуски, посадки, шероховатость и т.п.). При этом исходными данными для проектирования СТО является аналитический эталон детали авиадвигателя.



Рис. 1. Аналитический эталон стержневой пресс-формы

Применительно к заготовительному производству, аналитический эталон детали является основой для разработки АЭ отливки или поковки, который учитывает наличие припусков под механическую или электрохимическую обработку, литейных и штамповочных усадок, радиусов и уклонов. Созданная таким образом геометрия заготовки определяет геометрию аналитических эталонов модельных и стержневых пресс-форм, форм для заливки металлополимерной композиции, мастер-моделей, штампов и другой заготовительной оснастки. На этапе разработки АЭ металлургической оснастки необходимым условием обеспечения её качества является проведение инженерного анализа процессов литья и обработ-

ки давлением с применением специальных систем анализа.

Этап компьютерного инженерного анализа является основой обеспечения качества отливок и позволяет свести к минимуму количество изменений сложной и дорогостоящей металлургической оснастки, вызванных ошибками проектирования или объективной невозможностью оценки совершенства конструкции. Для литейной технологической оснастки компьютерный анализ включает следующие этапы:

- анализ геометрии АЭ отливки;
- анализ геометрии пресс-форм;
- анализ процессов прессования модельной и стержневой масс;
- анализ процессов литья металла.

Анализ геометрии аналитических эталонов отливок, стержневых и модельных пресс-форм производится с целью обеспечения съёма восковых моделей и стержней и исключения возможности их деформации вследствие наличия поднутрений.

Инструментальными средствами анализа геометрии являются соответствующие модули универсальных систем автоматизированного проектирования.

Анализ процессов прессования модельной и стержневой масс включает в себя исследование тепловых и гидродинамических свойств модельной и стержневой пресс-форм. Анализ предназначен для обеспечения таких эксплуатационных свойств оснастки как износостойкость, необходимость принудительного охлаждения и т.д. (рис. 2).

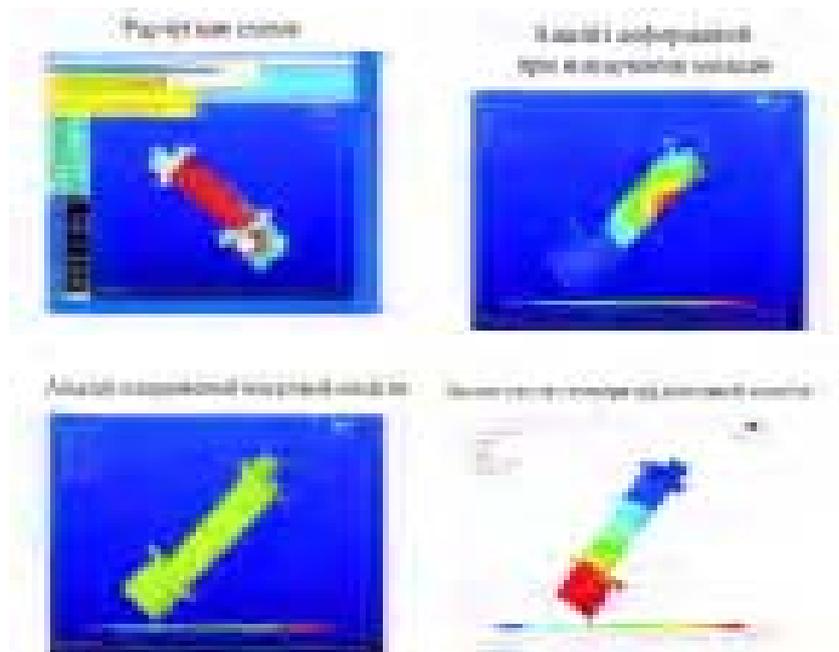


Рис. 2. Анализ литья модельной массы

Наиболее ответственной частью этапа инженерного анализа металлургической оснастки является исследование процессов литья металлов, включающее:

- анализ заполнения формы;
- анализ застывания отливки и возникающих градиентов температур;
- определение возможности появления литейных дефектов;
- анализ микроструктуры отливки.

В настоящее время наиболее мощным и совершенным инструментом решения подобных задач является система CAE MAGMA (рис. 3).

Инструментами анализа процессов прессования модельных и стержневых масс могут быть как специальные так и универсальные системы анализа.

Применение средств инженерного анализа оправдано и целесообразно и при проектировании оснастки, применяемой на этапе механической обработки деталей ГТД. В частности, компьютерный анализ сложнофасонного режущего инструмента позволяет не только обеспечить качество его проектирования, но и свести к минимуму номенклатуру.

Применительно к зубообрабатывающему инструменту, применение средств анализа (рис. 4) обеспечивает возможность значительно сократить сроки и стоимость инструментального оснащения производства за счёт:

- начала подготовки производства на этапе разработки кинематической схемы изделия и проведения прочностных расчётов его зубчатых колёс;
- проектирования зубчатых передач, изначально оснащённых зуборезным инструментом.

Начало подготовки производства на ранних стадиях проектирования изделия обеспечивает возможность выпуска конструкторской документации

на зуборезный инструмент ещё до разработки технологического процесса обработки детали, а готовый инструмент – одновременно с технологическим процессом.

Возможность реализации ранней подготовки производства, сокращающей время инструментального оснащения деталей ГТД с зубчатыми венцами на срок до 2 месяцев, особенно актуальна в условиях освоения опытных изделий в условиях серийного производства. Проектирование изначально оснащённых инструментом зубчатых венцов позволяет отказаться от проектирования и изготовления зуборезного инструмента за счёт активного использования уже имеющейся на предприятии номенклатуры зуборезного инструмента.

Таким образом, возможность быстрого решения задач ТПП, обусловленная применением средств компьютерного анализа технологической оснастки позволяет:

- повысить качество выполнения проектных работ;
- повысить качество изготовления оснастки и обеспечить её повторяемость за счёт применения современных высокоточных технологий;
- ускорить выпуск новых изделий за счёт более рациональной организации работ по подготовке производства;
- сократить затраты на подготовку производства за счёт сокращения номенклатуры проектируемой и изготавливаемой ТО;
- позволяет свести к минимуму количество изменений конструкторской документации, тем самым сокращая затраты на технологическую подготовку производства.

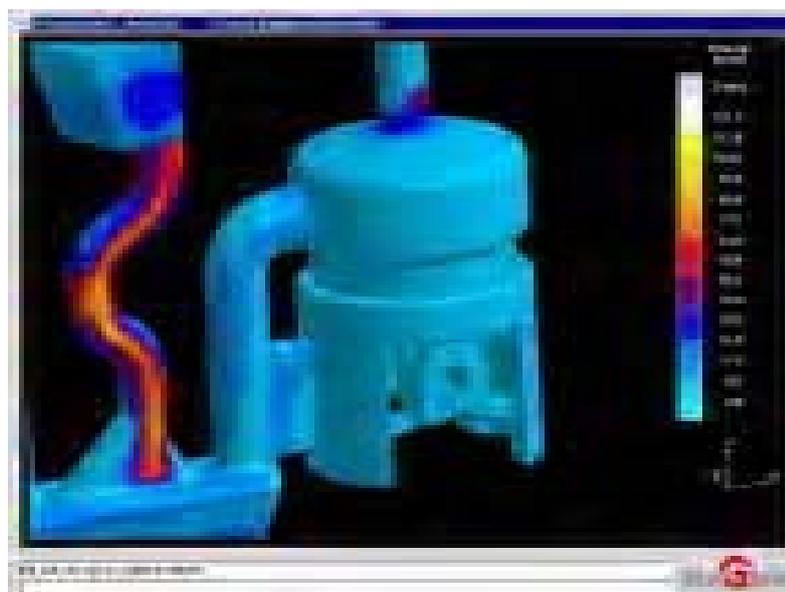


Рис. 3. Анализ заполнения литейной формы в CAE MAGMASoft



Рис. 4. Проектирование и анализ зуборезного инструмента

Выводы

Организация системы управления качеством технологической оснастки, основанная на применении метода аналитических эталонов, позволяет свести к минимуму количество изменений конструкторской документации, обеспечить высокое качество проектирования и изготовления оснастки, а также обеспечить повторяемость геометрии в дублёрах.

Список литературы

1. А.К. М'ялиця. Технологічна підготовка літакобудівного виробництва в умовах дискретно-неста-

більних програм випуску виробів. – Автореферат дисертації на здобуття наукового ступеня доктора технічних наук. Київ, 2003. – 28 с.

2. П.Д. Жеманюк, В.Ф. Мозговой, А.В. Малахатко и др. Новая методика проектирования оснастки для литья по выплавляемым моделям лопаток ГТД на базе компьютерных интегрированных систем. Сборник трудов XI международной конференции "Машиностроение и техносфера XXI века", том 1. Донецк 2004. – С. 262-265.

Поступила в редакцию 17.05.2006 г.

В статті розглянуто підхід до забезпечення якості проектування та виготовлення складної формообразуючої технологічної оснастки на основі широкого застосування систем комп'ютерного моделювання та аналізу на стадії технологічної підготовки виробництва. Наведено приклади успішного застосування інформаційних технологій моделювання та аналізу при освоєнні виробництва нових виробів.

An approach to guarantee the quality designing and manufacturing of complicated-formed tooling, based on the wide using of CAD-systems and analyses on a stage of process and methods preparation to manufacturing is described. The examples of successful application of IT modeling and analyses during the mastering of manufacturing new goods are presented.

УДК 537.523.5

А. В. Ершов

МЕХАНИЗМ ТОКОПЕРЕНОСА ПРИ ИОННОЙ АКТИВАЦИИ ПОВЕРХНОСТИ В ПРОЦЕССЕ НАНЕСЕНИЯ ПЛАЗМЕННОГО ПОКРЫТИЯ

Показано, что основная часть разрядного тока при ионно-плазменной активации поверхности в процессе нанесения плазменного покрытия переносится ионами металла, а не эмиссионными электронами поверхности.

Введение

Ионная активация детали в процессе нанесения плазменного покрытия при атмосферном давлении способствует очистке поверхности от оксидов и повышению прочности сцепления покрытия с деталью [1-3].

Для выбора оптимального режима распыления поверхностных оксидов необходима оценка параметров токопереноса, таких как: плотности токов ионов и электронов из плазмы, тока термоэмиссии поверхности катода, катодного падения потенциала.

Экспериментальные сведения ограничиваются величиной плотности тока, падением напряжения на дуге обратной полярности, силой тока и длиной дуги. Процесс осложняется присутствием дисперсных частиц и паров металла покрытия в плазме смеси аргона и воздуха, а также эмиссией электронов упавшими, но не остывшими металлизационными частицами.

Теоретические модели процесса токопереноса при ионно-плазменной активации подложки в процессе напыления с учетом отмеченных факторов в литературе не рассмотрены. Для разработки физической модели необходим учет специфики отдельных процессов, оценки параметров и взвешенный подход к выбору допущений задачи.

Экспериментальная установка

Нанесение плазменного покрытия с применением ионной активации поверхности выполнялось на установке, представленной 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, которая подается в зону разряда.

Для ионной активации подложки – 5 используется источник питания дополнительной дуги – $U_{од}$, который создает несамостоятельный разряд между проволокой и подложкой. Процесс катодного распыления оксидов происходит под воздействием ионной бомбардировки поверхности.

Физическая модель процесса

Поскольку в процессе токопереноса помимо ионов участвуют термоэмиссионные электроны и обратные электроны газоразрядной плазмы, то задача исследования состоит в определении баланса токов на поверхности подложки. Плотность разрядного тока дается соотношением:

$$j = j_i + j_{mэ} - j_{eo}, \quad (1)$$

где j_i – плотность ионного тока;

$j_{mэ}$ – плотность тока термоэмиссии подложки;

j_{eo} – плотность тока обратных электронов из плазмы.

Плотность ионного тока из плазмы связана с концентрацией ионов на границе Кнудсенского слоя – n_i :

$$j_i = \frac{1}{4} \cdot e \cdot n_i \cdot V_i, \quad (2)$$

где e – заряд электрона;

$$V_i = \sqrt{\frac{8 \cdot kTe}{\pi \cdot m_i}} \text{ – скорость ионов в зоне сильной}$$

амбиполярной диффузии, которая в соответствии с условием Бомы зависит от температуры электронов – Te , а не ионов;

m_i – масса иона;

k – постоянная Больцмана.

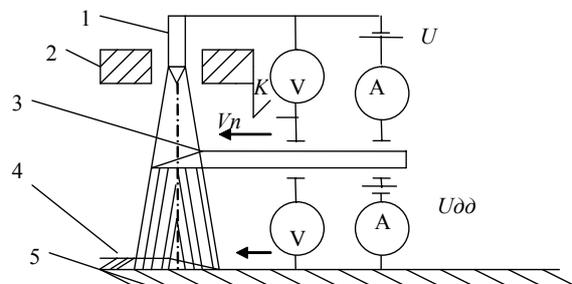


Рис. 1. Схема установки для плазменного напыления с применением ионной активации поверхности:
1 – катод; 2 – анод-сопло; 3 – распыляемая проволока-анод; 4 – покрытие; 5 – подложка

Плотность тока обратных электронов из плазмы определится по формуле:

$$j_{eo} = \frac{1}{4} \cdot e \cdot n_e \cdot V_e \cdot \exp\left(-\frac{e \cdot u_k}{k \cdot T_e}\right), \quad (3)$$

где n_e – концентрация электронов на границе кнудсеновского слоя;

$$V_e = \sqrt{\frac{8 \cdot k T_e}{\pi \cdot m_e}} \text{ – скорость теплового движения}$$

электронов;

m_e – масса электрона;

u_k – катодное падение потенциала.

Разность между ионными и электронными токами, исходя из (2-3), определяется отношением масс, концентраций ионов и электронов, и величиной катодного падения потенциала.

$$j_i - j_{eo} = j_i \left[1 - \frac{n_e}{n_i} \cdot \sqrt{\frac{M}{m_e}} \cdot \exp\left(-\frac{e \cdot u_k}{k \cdot T_e}\right) \right]. \quad (4)$$

Средняя плотность термоэмиссионного тока подложки в процессе напыления определяется эмиссией поверхности металлizationных частиц в процессе остывания на поверхности подложки. Металлизациянные частицы падают на поверхность подложки с температурой, близкой к температуре кипения, однако доля площади поверхности таких частиц, по-видимому, невелика по причине быстрого их остывания. Оценим объем металла, который наносится на поверхность подложки за время остывания металлizationной частицы – τ :

$$V = \frac{\pi \cdot d^2}{4} \cdot V_n \cdot \tau = S_3 \cdot \delta, \quad (5)$$

где d – диаметр распыляемой проволоки-анода;

V_n – скорость подачи проволоки;

τ – время остывания металлizationной частицы на подложке;

S_3 – площадь эмиссионно-активной поверхности частиц с толщиной равной длине релаксации температурного поля – δ .

Длина релаксации температурного поля частицы металла определяется решением уравнения нестационарной теплопроводности в виде:

$$\delta = \sqrt{6 \cdot a \cdot \tau}, \quad (6)$$

где $a = \frac{\lambda}{\rho \cdot c}$ – коэффициент температуропроводности, который зависит от теплопроводности – λ ,

плотности – ρ , и теплоемкости – c .

Совместное решение (5) и (6) определяет эмис-

сионно-активную площадь поверхности металлizationных частиц, до которой еще не дошел фронт тепловой волны со стороны подложки:

$$S_3 = \frac{\pi \cdot d^2 \cdot V_n \delta}{24 \cdot a}. \quad (7)$$

При оценке эмиссионно-активной площади подложки по формуле (7) использованы следующие параметры процесса напыления: диаметр проволоки $d = 1,4 \cdot 10^{-3}$ м; скорость подачи проволоки $V_n = 0,093$ м/с, толщина металлizationных частиц на подложке $\delta = 5 \cdot 10^{-5}$ м. Коэффициент температуропроводности стали принимался равным $a = 8 \cdot 10^{-6}$ м²/с. Расчет эмиссионно-активной площади подложки дает $S_3 = 1,6 \cdot 10^{-6}$ м². Площадь дугового металлizationного пятна при ионной активации подложки составляла $S = 10^{-4}$ м². Плотность термоэмиссионного тока при температуре кипения стали $T = 3160$ К, равна $j_k = 10^6$ А/м², а средняя плотность тока термоэмиссии при этом будет меньше на величину соотношения эмиссионно-активной площади и всей площади металлizationного пятна:

$$j_{m3} = j_k \cdot \frac{S_3}{S} = 1,6 \cdot 10^4, \text{ А/м}^2.$$

Взрывная электронная эмиссия, по-видимому, отсутствует ввиду низкой плотности тока в металлizationном пятне, которая на два – три порядка ниже, чем плотность тока в дуговых пятнах. Плотность тока дополнительной дуги на подложке составляла $(3 \div 4) \cdot 10^6$ А/м², [3, 4] что почти в 20 раз превышает среднюю плотность термоэмиссионного тока. Таким образом, в первом приближении плотностью эмиссионного тока подложки можно пренебречь по сравнению с плотностью разрядного тока.

Исходя из уравнения баланса токов (1) разрядный ток создается ионным током из плазмы и частично компенсируется обратным током электронов плазмы. В катодной зоне самостоятельного разряда при температуре электронного газа $\sim 24 \cdot 10^3$ К, [5], обратный ток электронов из плазмы соизмерим с током ионов на поверхность катода. Однако в рассматриваемых условиях, при несамостоятельном разряде, температура электронов в катодной зоне не превышает температуры плазменного столба $\sim 12 \cdot 10^3$ К, поскольку практически отсутствует поток термоэмиссионных ускоренных электронов в прикатодную зону. При этом отрицательный показатель экспоненты в (3) увеличивается вдвое, а плотность тока обратных электронов снижается на несколько порядков по сравнению со случаем самостоятельного разряда. Исключение составляют, возможно, области эмиссионно-активных зон, однако, как показано выше, их относительная доля невелика.

Таким образом, основная часть тока несамостоятельного разряда в прикатодной зоне переносится потоком ионов из плазмы. Однако оценки диффузионного потока ионов аргона при рассматриваемых условиях дают плотность тока $(2-3) \cdot 10^4 \text{ А/м}^2$, [6], что на порядок величины меньше, чем наблюдается в эксперименте. Указанное отличие, по-видимому, возникает вследствие присутствия паров металла в прикатодной зоне. Поскольку потенциал ионизации железа составляет 7,9 эВ, что вдвое меньше потенциала ионизации аргона, то испарившиеся атомы железа становятся полностью ионизованными.

Устойчивость диффузного несамостоятельного разряда обеспечивается выходящей вольт-амперной характеристикой катодной зоны, [7-9]. Появление катодных пятен в несамостоятельном разряде возможно при низкой степени ионизации плазмы, когда преобладают электрон-атомные, а не электрон-ионные столкновения. Такой режим возникает при удлинении дополнительной дуги и снижении плотности ионного и конвективного потоков ниже критической величины. Поэтому в условиях эксперимента использовалась короткая дополнительная дуга $(10-12) \cdot 10^{-3} \text{ м}$, что, также, способствовало лучшему использованию струи аргона из сопла плазмотрона, для защиты зоны напыления от воздушной среды.

Выводы

1. Анализ составляющих токопереноса при ионной активации подложки в процессе плазменного напыления показал, что основная часть тока переносится на подложку потоком ионов металла из зоны разряда.

2. Показано, что на подложке существуют эмиссионно-активные зоны, которые создаются упавшими, но еще не остывшими металлизационными частицами. Однако в рассматриваемых условиях средняя плотность термоэмиссионного тока по пятну разряда в 30 раз ниже разрядной плотности тока.

3. Устойчивость диффузного разряда на подложке обеспечивается при достаточной плотности ионного и конвективного токопереноса, который реализуется при ограниченных значениях длины дополнительной дуги.

Список литературы

1. Сытников Н. Н. Ершов А. В. Роль плазменно-

дуговой активации поверхности подложки в формировании переходной зоны при нанесении покрытий // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні, 1998. – №2. – С. 52-54.

2. Ершов А.В., Сытников Н.Н., Быковский О.Г. Влияние катодного распыления оксидов на адгезионную прочность плазменного покрытия // Вестник двигателестроения, 2004. – №3. – С. 28-30.
3. Ершов А.В. Сытников Н.Н. Быковский О.Г. Применение ионной активации подложки для повышения адгезионной прочности плазменных покрытий // Заготовительные производства машиностроения, 2005. – №12 – С. 12-16.
4. Ершов А. В. Сытников Н. Н. Теоретическая оценка прочности сцепления газотермического покрытия с основой // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні, 2001. – №2. – С. 102-105.
5. Пустогаров А.В. Экспериментальные исследования тугоплавких катодов плазмотронов // В кн. Экспериментальные исследования плазмотронов. – Новосибирск: Наука, 1977. – С. 315-340.
6. Ершов А.В. Влияние параметров температурного пограничного слоя на плотность ионного тока на нейтральную стенку и анод плазмотрона // Электротехника и электроэнергетика, 2003. – №2. – С. 5-7.
7. Ершов А.В. Характер перехода к разряду с пятном на аноде аргоновой дуги // Электротехника и электроэнергетика, 2004. – №1. – С. 20-22.
8. Ершов А.В. Интегральный метод оценки устойчивости диффузного разряда в прианодной зоне // Авиационно-космическая техника и технология, 2004. – №2 /10. – С. 39-42.
9. Ершов А.В., Быковский О.Г. Оценка энергопереноса на анод дугового разряда в инертных газах // Автоматическая сварка. – №6 (614). – С. 11-14.

Поступила в редакцию 28.03.2006 г.

Показано, що основна частина розрядного струму при іонно-плазмовій активації поверхні у процесі плазмового напылення переноситься іонами металу, а не емісійними електронами поверхні.

It is shown, that the major part of discharged current while ion – plasma activation of a surface during plasma coating is transferred by ions of a metal and not by emission electrons of surface.

УДК: 539.91:539.37/38:620.121:620.19

С. В. Лоскутов

ВЛИЯНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ПОВЕРХНОСТИ НА ФОРМИРОВАНИЕ ЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО РЕЛЬЕФА

На основе методов рентгеновской дифрактометрии и контактной разности потенциалов исследованы особенности изменения приповерхностной структуры при шлифовании и наклёпе стальными шариками образцов из алюминия. Обнаружено, что переход от грубого к более мелкому шлифованию сначала сопровождается уменьшением работы выхода электронов (РВЭ), затем РВЭ растёт при достижении параметров полирования. При обработке ударами стальных шариков формируется энергетически однородная металлическая поверхность.

1 Введение

Дискретный характер контактного взаимодействия связан с неравномерностью пластической деформации поверхности при обработке. Наличие полей упругих напряжений в кристаллической решётке и поля впадин в связи с наличием энергетического рельефа поверхности. Сложность условий контактного взаимодействия и многообразие процессов, сопровождающих деформирование не сопрягаемых тел, различием полей упругих напряжений до настоящего времени создать последовательную физическую картину явлений, протекающих в приповерхностных слоях металлов [1]. Одним из наиболее распространённых методов поверхностной обработки металлов является многоударное пластическое деформирование, осуществляемое приповерхностного слоя в процессе шлифования и при ударах стальных шариков. Изучению особенностей формирования и эволюции деформационного рельефа после обработки деформирование пластическим деформированием посвящена настоящая работа.

2 Методика эксперимента

В качестве материала для исследований был выбран поликристаллический алюминий, что позволило с достаточной точностью выполнять рентгенодифрактометрический анализ и измерять распределение контактной разности потенциалов (КРП) по поверхности. Подготовка образцов заключалась в полировании и последующем отжиге образцов в вакууме ($3,325 \pm 0,005 \cdot 10^{-3}$ Па при температуре (250 ± 5) °С) в течение 2 часов. В первой серии экспериментов на пяти участках образца поверхность шлифовалась шариками различной зернистости. Во второй серии экспериментов обработку приповерхностного слоя в процессе механической обработки осуществляли мелкими стальными шариками, колеблющимися в низкочастотном поле. В прямоугольную рабочую камеру с размерами 60×30×14 мм³ засовалось 200 стальных шариков диаметром 2 мм (двухслой-

ное покрытие). Энергия колебательного движения для камер с частотой 40 Гц и амплитудой до 4 мм передавалась за счёт ударов шариков образцу, жестко закрепённого в верхней части камеры. Варьировалось время обработки и количество стальных шариков. Уже после нескольких минут обработки на поверхности образцов формировался характерный рельеф, состоящий из накладывающихся друг на друга отпечатков ударов стальных камер, позволяло проводить обработку образцов как на воздухе, так и в вакууме (двухслойное

3 Результаты и их обсуждение

Для образцов после шлифования полученные результаты представлены в таблице. Было обнаружено, что одинаковый вид обработки приводит к определенному значению работы выхода электронов (РВЭ) поверхности с максимальной отклонением в пределах обработанной поверхности 0,09 эВ (РВЭ засорилась на поверхности вращающейся камеры). Характерные результаты измерений распределения РВЭ по участкам в контактной шлифовании представлены на рис. 1. Между участками с различной шероховатостью установлена исходная поверхность образца. Значения РВЭ на границах между участками отражают элементы исходного рельефа поверхности. На рис. 1 также показаны повторные измерения распределения РВЭ с течением времени. Видно, что переход от грубого к более мелкому шлифованию сопровождается уменьшением РВЭ (с 2,1 до 1,2 эВ), а затем уменьшение параметра шероховатости приводит к росту РВЭ. При этом наблюдается тенденция к предельно достигаемым изменениям КРП при пластическом деформировании алюминия.

Между участками различной зернистости шариков колеблющимися в низкочастотном поле. В прямоугольную рабочую камеру с размерами

Таблица – Параметры шероховатости и соответствующие им значения РВЭ

№ участка	1	2	3	4	5
Параметр шероховатости, R_{ar} , мкм	1,5	0,9	0,45	0,21	0,075
РВЭ, эВ	$3,141 \pm 0,081$	$3,048 \pm 0,090$	$2,87 \pm 0,025$	$3,014 \pm 0,015$	$3,024 \pm 0,011$

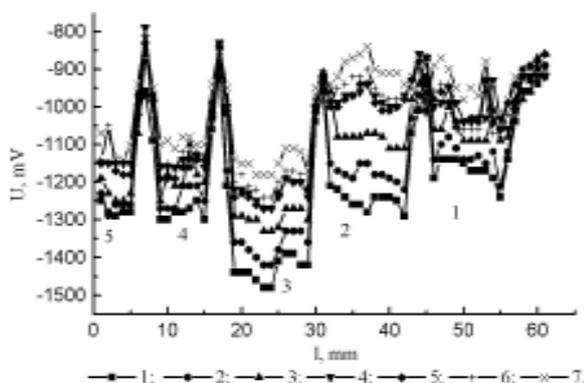


Рис. 1. Зависимость распределения РВЭ для участков с различной шероховатостью поверхности поликристаллического алюминия: 1 – исходное, сразу после шлифования; 2 – через 1,5 часа; 3 – 20; 4 – 70; 5 – 73; 6 – 120; 7 – через 240 часов

Из рис. 1 также видно, что и релаксационные процессы протекают по-разному для участков с различным шлифованием. Для первых двух участков наблюдается быстрое восстановление исходных параметров энергетического рельефа. На участках с 3 по 5 установились значительно меньшие значения РВЭ по сравнению с исходными. Можно предположить, что при грубом шлифовании энергетический рельеф поверхности быстро восстанавливается, а при тонком шлифовании (полировании) создаётся новое энергетическое состояние поверхности. С течением времени в результате релаксационных процессов на деформированных поверхностях РВЭ начинает расти и может превысить исходное значение для необработанной поверхности.

Поверхностная обработка металлов изменяет микрогеометрию и механические свойства материала поверхностного слоя. Влияние размера шлифовальных зёрен проявляется в размерах деформированных областей и в степени их деформации. В случае полирования в верхнем слое металла формируются мельчайшие кристаллиты. Соответствующие изменения РВЭ определяются как величиной деформации, так и параметрами сформированной при этом атомарной шероховатости [3]. Уменьшение РВЭ после шлифования объясняется разориентацией и размельчением блоков и зёрен металла, интенсивным образованием дефектов и новых поверхностей. Однако при большой плотно-

сти дислокаций усиливается их взаимодействие, происходит их закрепление, что в свою очередь затрудняет выход на поверхность металла новых дислокаций и сопутствующих дефектов. Количество активных центров на поверхности с малой РВЭ перестаёт нарастать, достигнув насыщения. Возможным объяснением роста РВЭ деформированного поверхностного слоя при полировании может быть понижение атомарной шероховатости поверхности, связанной с релаксацией дефектных поверхностных структур [4], а также периодическая трансформация ансамбля взаимодействующих дислокаций и микротрещин [5].

В первые минуты после прекращения механической обработки наблюдается быстрая релаксация КРП. Можно предположить, что наряду с окислением осуществляется туннельный выход из активных центров возбуждённой поверхности электронов на внешнюю поверхность окисла и захват их адсорбированными атомами кислорода. В таком случае на поверхности появляется отрицательный заряд, который создаёт дополнительный барьер, вызывающий увеличение РВЭ. Чем грубее обработана поверхность, тем интенсивнее выход электронов на поверхность и быстрее протекают релаксационные процессы КРП, что особенно наглядно проявляется для шлифованных поверхностей (участки 1, 2 на рис. 1).

В следующей серии экспериментов, после обработки поверхности ударами стальных шариков выполнялось измерение распределения КРП вдоль образца так, чтобы просканировать участок поверхности оказавшийся в тени (1) и участок (2), после обработки (измерения с номерами 0, 3, 7, 11, 15). Номеру измерения соответствует одно распределение КРП с шагом сканирования 0,1 мм. Затем с интервалом в 24 часа проводились повторные измерения. На рис. 2 серии кривых 1 соответствуют данные измерений распределений КРП в области «тени», а серии кривых 2 – результаты измерений в области упрочнения шариками. Ширина серий кривых 1 и 2 определяет разброс значений КРП вдоль кривых распределений в каждом отдельном измерении. На необработанной части поверхности образца со временем происходят незначительные вариации КРП, обработка же стальными шариками приводит к существенным изменениям величины КРП. Было обнаружено, что процесс пластического деформирования приповерхностного слоя алюминия в результате ударов стальных шариков сопровожда-

ется ростом РВЭ этой поверхности. После суммарного времени обработки 25 минут ($n > 11$ на рис. 2), увеличивается разброс значений КРП вдоль одной кривой распределения. Вероятно, что последнее вызвано разупрочнением, так как на поверхности появляются мелкие частицы алюминия. Дефектная структура поверхностного слоя в этом процессе эволюционирует следующим образом. Вначале под действием механических напряжений, обусловленных контактными давлениями при ударе стальных шариков, в поверхностном слое интенсивно генерируются дислокации. Плоские скопления дислокаций, заторможенные границами зёрен и другими структурными препятствиями, служат зародышами микротрещин. Рост микротрещин происходит за счёт стока в них дислокаций. На определённом этапе развития системы микротрещин происходит их слияние, что сопровождается отслаиванием частиц поверхностного слоя. Упрочнение металлических поверхностей стальными шариками выравнивает распределения КРП, что является следствием создания более однородной поверхности по сравнению с обработкой шлифованием. Аналогичные закономерности были получены для образцов из никеля и титановых сплавов. Представляется перспективным использовать методику измерений распределения КРП для оптимизации обработок, основанных на поверхностно-пластическом деформировании.

Чтобы проверить влияние окислительного механизма изменения КРП при обработке алюминия стальными шариками, в рабочую камеру в процессе обработки подавался аргон. Влияние среды аргона при упрочнении алюминия оказалось достаточно существенным. Наблюдается различие в интенсивности дифракционных пиков, рис. 3. Пластическое деформирование приповерхностного слоя в отсутствие кислорода формирует поверхность алюминия с меньшими значениями РВЭ. При этом рентгеновский анализ показал, что интенсивность дифракционных пиков возрастает после обработки об-

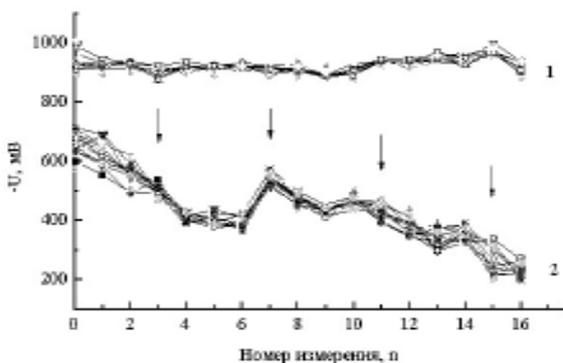


Рис. 2. Изменение КРП со временем и от обработок ударами мелких стальных шариков для образца алюминия: 1 – без обработки; 2 – область упрочнения

разца алюминия стальными шариками в аргоне. Последнее должно быть связано с измельчением блочной структуры.

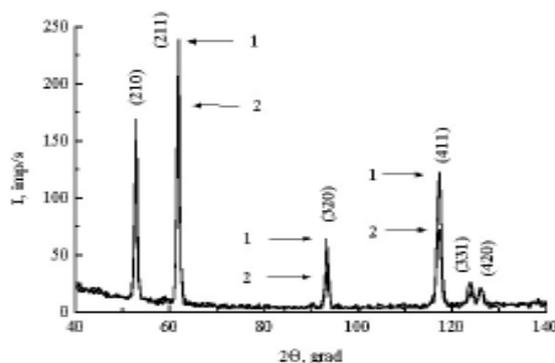


Рис. 3. Дифрактограмма образца из алюминия после обработки стальными шариками. 1 – в аргоне; 2 – на воздухе

Упрочнение поверхности алюминия в среде аргона приводит к сдвигу кривой распределения КРП в сторону уменьшения РВЭ. Таким образом, упрочнение на воздухе повышает РВЭ с последующей релаксацией, а упрочнение в среде аргона уменьшает РВЭ деформированной поверхности чистого поликристаллического алюминия, что подтверждает существенное влияние окислительного процесса при упрочнении металлических поверхностей.

Выводы

1. Обнаружено, что переход от грубого к более мелкому шлифованию сначала сопровождается уменьшением работы выхода электронов, затем РВЭ растёт при достижении параметров полирования. При обработке ударами стальных шариков формируется энергетически однородная металлическая поверхность.

2. Деформационные процессы на поверхности алюминия в зависимости от окружающей газовой среды протекают по-разному. Упрочнение поверхности в воздушной среде приводит к проникновению газовых молекул в приповерхностный слой, к формированию неоднородной деформации кристаллической решётки.

3. Под влиянием упрочнения алюминия поверхностным пластическим деформированием значительно возрастает работа выхода и уменьшается возможность адсорбционных перестроек.

Список литературы

1. Гаркунов Д.Н. Триботехника. – М.: Машиностроение, 1985. – 424 с., ил.
2. Савицкий Е.М., Буров И.В., Корольков В.А. и др. Работа выхода электрона элементов, измеренная методами контактной разности потенциалов и термоэлектронной эмиссии // Физика и химия обработки материалов. – 1985. – № 2. – С. 121-123.
3. Bhushan Bharat, Goldade Anton V. Measurements and analysis of surface potential change during wear of single-crystal silicon (100) at ultralow loads using Kelvin probe microscopy // Applied Surface Science. – 2000. – 157. – P.373-381.
4. Малыгин Г.А. Процессы самоорганизации дислокаций и пластичность кристаллов // Успехи физических наук. – 1999. – № 9. – С. 979-1010.
5. Малыгин Г.А. Механизм образования деформационных ступенек нанометрических размеров на поверхности пластически деформируемых кристаллов // Физика твёрдого тела. – 2001. – 43, № 2. – С. 248-253.

Поступила в редакцию 19.02.2006 г.

На основі методів рентгенівської дифрактометрії і контактної різниці потенціалів досліджено особливості зміни приповерхневої структури при шліфуванні і наклепі сталевими кульками зразків з алюмінію. Виявлено, що перехід від грубого до більш дрібного шліфування спочатку супроводжується зменшенням роботи виходу електронів (PBE), потім PBE росте при досягненні параметрів полірування. При обробці ударами сталевих кульок формується енергетично однорідна металева поверхня.

Specimens of Al were investigated with X-ray method and changes of the surface potential relief were observed by work function (WF) measured. It is founded that transition from rough to more small polishing first is accompanied the reduction of WF, then WF grows at achievement parameter waxing. Energy uniform metallic surface is formed when processing blow steel ball.

УДК 621

О. Г. Чернета, А. Н. Коробочка, А. В. Загробский

ФОРМИРОВАНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ СТАЛИ 50ХФА, ПОДВЕРГНУТОГО АЗОТИРОВАНИЮ В ШАХТНОЙ ПЕЧИ

Этот метод обработки позволяет получить высокие износостойкие свойства поверхности стали 50ХФА со следующими характеристиками: твердость покрытия в пределах $H_{\mu 55} = 5200 \dots 6874$ МПа, на глубину до $h = 70 \dots 80$ мкм и с наличием в поверхностном слое нитридов типа Fe_3N , Fe_4N .

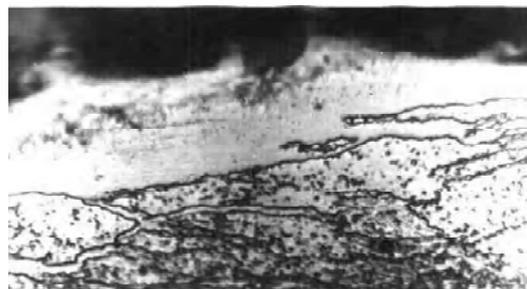
В настоящее время для упрочнения поверхностных слоев деталей автомобилей широко используют азотирование и методы позволяющие формировать в поверхностных слоях деталей износостойкие, нитридсодержащие структуры (лазерное легирование, ионно-плазменное азотирование и т. д., что позволяет реализовать высокую концентрацию подводимой энергии, локальность обработки поверхностного участка материала без нагрева остального объема материала деталей и нарушения его структуры и свойств). Методы ионной имплантации позволяют вводить примесные атомы непосредственно в поверхностные слои твердых тел на существенные глубины, создавая высокие концентрации и зоны проникновения.

Азотирование образцов проводили на промышленной печи азотации ОАО "АЗОТ" г. Дне-продзержинска. Печь шахтного типа с полезным объемом $4,5 \text{ м}^3$, выполнена в виде герметичной камеры теплоизолированной и футерованной огнеупором и снабженной электронагревателями. Процесс азотирования производился по режиму: нагрев деталей до $550\text{--}600$ °С в атмосфере частично диссоциированного аммиака. Аммиак подавали в нижнюю часть через перфорированную насадку трубопровода. Нагреваясь, аммиак диссоциирует на азот и водород ($NH_3 + Fe = N(Fe) + 3/2H_2$). Водород покидает камеру печи через выхлопную свечу, а аммиак насыщает поверхностные слои металла. Избыточное давление газообразного аммиака поддерживали на уровне $0,3$ МПа. Азотирование проводили в течении 96 часов при температуре 520 °С. Диссоциация аммиака в первые 10 часов составляла $23\text{--}30$ %, в остальное время – 70 %. Для исследования использовали заготовки из стали 50ХФА.

Исходная микроструктура стали 50ХФА, подвергнутая азотированию в поперечном сечении на расстоянии от поверхности около 1 мм, представляет собой феррит с дисперсными вкраплениями цементита (рис. 1, а).



а



б

Рис. 1. Исходная микроструктура (а) и торец детали (б) из стали 50ХФА, подвергнутые азотированию, $\times 1000$

В табл. 1 приведены усредненные значения микротвердости $H_{\mu 50}^{ср}$ азотированного образца, полученные измерением её значений по глубине. Микротвердость сердцевины азотированного образца из стали 50ХФА составила $H_{\mu 50}^{ср} = 2932$ МПа, что, как следует из таблицы 1 приблизительно в 2 раза ниже твердости химико-термической обработки. На рис. 2 приведена графическая зависимость микротвердости азотированных образцов в зависимости от толщины азотированного слоя.

Наблюдаемый на рис. 2 характер изменения микротвердости обусловлен особенностями структуры азотированных образцов. Анализ микроструктуры азотированных поверхностных слоев образцов показал, что структура состоит из протяжен-

ных участков светлой составляющей с прожилками, распространяющихся вглубь образцов (рис. 1, б).

Рентгенодифрактометрический анализ азотиرو-

Таблица 1 – Микротвердость стали 50ХФА, подвергнутой азотированию

Расстояние от поверхности, мм	Микротвердость $H_{\mu 50}^{ср\text{ед}}$ МПа
0,00	6874±23
0,02	6423±12
0,04	5384±27
0,06	5296±29
0,08	5060±24
0,12	4913±13
0,16	4844±17
0,24	4638±19
0,32	4325±25
0,40	4099±28
0,50	3501±24
0,60	2932±18
0,70	2834±26
Сердцевина	2932±23

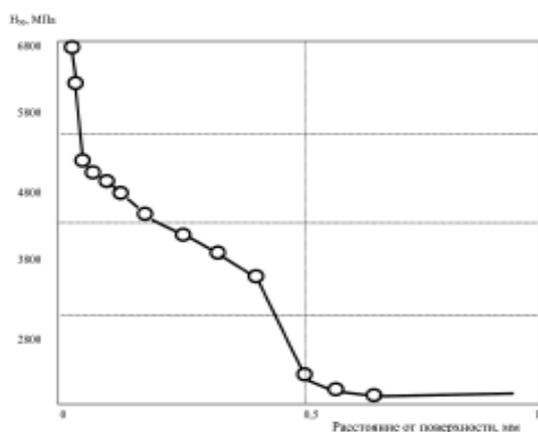


Рис. 2. График распределения микротвердости азотированных образцов

ванной поверхности образца (рис. 3), свидетельствует о том, что интенсивность линии (110) α -Fe (феррита), самой интенсивной в дифракционном спектре чистого железа, в азотированном образце выражена слабо.

Наибольшую интенсивность имеют дифракционные линии высокоазотистой фазы Fe_3N (рис. 3).

Интенсивность линий, соответствующих фазе Fe_4N , свидетельствует о ее меньшей объемной доле в поверхностном слое. Из этого следует, что азотирование обеспечивает формирование в поверхностном слое стали 50ХФА двух высокоазотистых фаз – Fe_3N и Fe_4N , которые в виде сплошных полей и массивных прожилков обуславливают высокую твер-

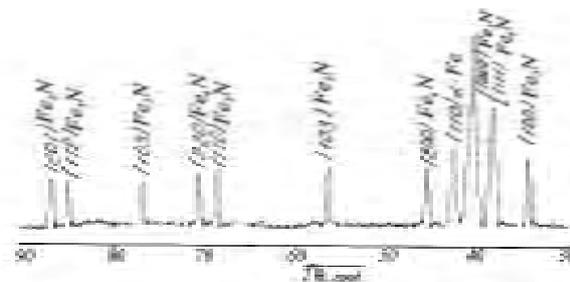


Рис. 3. Дифрактограмма азотированной поверхности стали 50ХФА

дость поверхностного слоя азотированного образца ($H_{\mu 50}^{ср\text{ед}} = 6870$ МПа для поверхности и $H_{\mu 50}^{ср\text{ед}} = 4100 \dots 4200$ МПа на расстоянии 0,4 мм от неё). Повышенная микротвердость по сравнению с сердцевиной подповерхностного слоя азотированного образца на глубине до 0,5...0,6 мм (рис. 2) связана с диффузионным насыщением матрицы металла азотом, сопровождающимся образованием изолированных частиц высокоазотистых фаз (Fe_3N и Fe_4N) и азотистого феррита. Расстояние от поверхности равное 0,5...0,6 мм является предельным для проникновения азота в металл при выбранных режимах азотирования. Поэтому начиная с этого расстояния уровень значений микротвердости становится характерным для отожженной стали 50ХФА с феррито-цементитной матрицей ($H_{\mu 50}^{ср\text{ед}} = 2850 \dots 3000$ МПа). Исходная структура стали 50ХФА является ферритно-цементитной, а фазовые и структурные превращения в этой стали при охлаждении после нагрева в γ -область однозначно описываются в справочной литературе [1] изотермическими и термокинетическими диаграммами превращения аустенита (рис. 4).

В зависимости от скорости охлаждения аустенит в стали рис. 4 следует, что в зависимости от скорости охлаждения аустенит в стали 50ХФА распадается с образованием структур ферритно-перлитного или бейнитно-мартенситного типов [2-3].

Выводы

Установлено, что азотирование приводит к образованию диффузионного слоя толщиной от 0,6...0,8 мм с более высокими показателями твердости чем основной материал, что обусловлено образованием в поверхностном слое высокотвердых сплошных слоев нитридов Fe_3N и Fe_4N с прожилками, направленных вглубь основного металла.

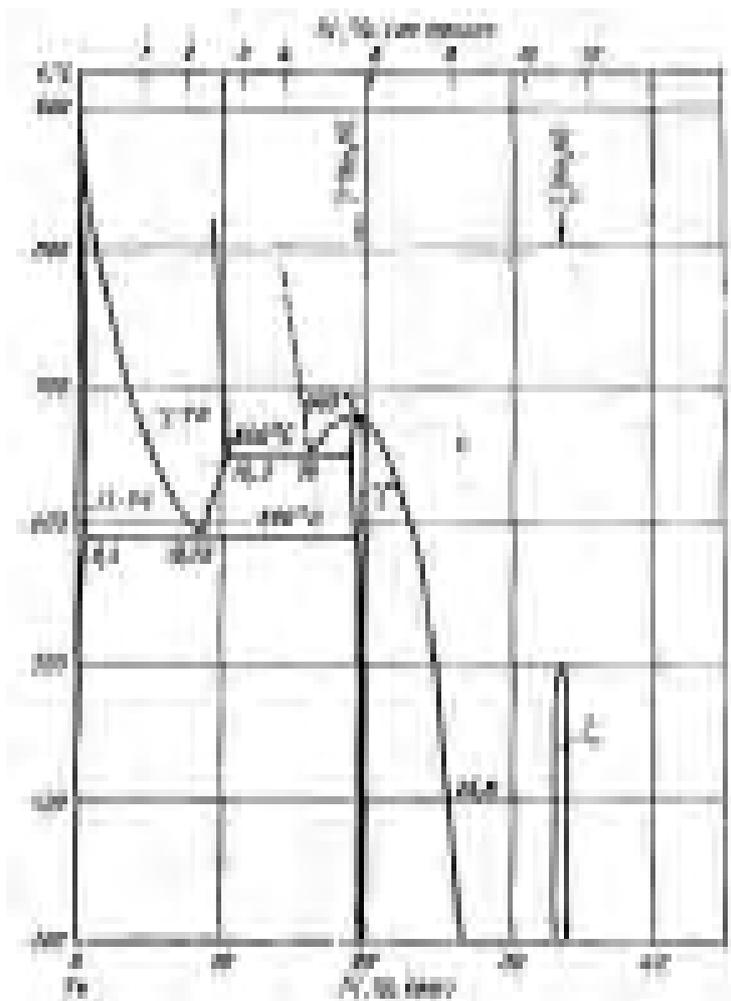


Рис. 4. Диаграмма состояния системы Fe-Ni [3]:

- α -Fe – азотистый феррит – твердый раствор азота в α -Fe;
- γ -Fe – азотистый аустенит – твердый раствор азота в γ -Fe;
- γ' -Fe – нитрид железа Fe_4N – область гомогенности при 590 °С – 5,3.....5,75 % (по массе);
- ε – нитрид железа Fe_3N – область гомогенности при 20 °С – 8,1.....11,07 % (по массе);
- ξ – нитрид железа Fe_2N – область гомогенности – 11,07.....11,18 % (по массе)

Список литературы

1. Попов А.А., Попова Л.Е. Изотермические и термокинетические диаграммы распада охлажденного аустенита. Справочник термиста. – М.: МашГиз, 1961. – С. 480.
2. Нестеренко А.М. Кристаллизация и структура карбидных фаз легированных железоуглеродистых сплавов. Дис. канд. техн. наук: 01.04.13. – М, 1975. – С. 85-94.
3. Х. Дж. Гольдшмидт. Сплавы внедрения. – М.: "Мир", 1971. – С. 163, 331.

Поступила в редакцию 15.05.2006 г.

Цей метод обробки дозволяє одержати високі зносостійкі властивості поверхні сталі 50ХФА з наступними характеристиками: твердість покриття в межах $H_{\mu 55} = 5200...6874$ МПа, з глибиною до $h = 70...80$ мкм і з наявністю у поверхневому шарі нітридів типу Fe_3N , Fe_4N .

This method of treatment gives high wear-resistant properties to surface of steel 50HFA and following coating characteristics: the hardness of coating – $H_{\mu 55} = 5200...6874$ MPa by coating depth of $h=70...80$ mkm with structure on surface by nitrides Fe_3N , Fe_4N .

УДК 621.923

А. П. Гавриш

ТЕРМОМЕХАНІЧНА ОБРОБКА ВНУТРІШНІХ ЦИЛІНДРИЧНИХ ПОВЕРХОНЬ ДЕТАЛЕЙ СТАЛЕВИМИ ЩІТКАМИ

Наведені результати аналізу технологічних можливостей різних методів очисно-зміцнюючої обробки. Показано, що високу якість поверхні забезпечує термомеханічна обробка сталевими щітками з гнучкими робочими елементами. Представлені оригінальні конструкції пристроїв для технологічних процесів.

Постановка проблеми та її зв'язок з практичними задачами

У сучасному машинобудуванні широке розповсюдження набули методи очисно-зміцнюючої обробки (ПОЗО) деталей від поверхневої корозії, ливарного пригару, шарів технологічного бруду і залишків старої фарби. Необхідність зняття з поверхонь деталей шару корозії утворюють умови для формування залишкових напружень, які у випадках обробки відповідальних деталей можуть створити умови для виникнення мікротріщин і, навіть, руйнації деталей при їх експлуатації. Особливо важливим це питання є при обробці високолегованих сталей типу 38ХНЗМФА, 42ХЗНЗСМФРУ, 35СХН2М і 30Н4МФД.

У літературі є багато публікацій з питань ПОЗО [1-7]. Але, на жаль, дослідженням ПОЗО внутрішніх циліндричних поверхонь з діаметром отвору 40-100 мм і обробки високолегованих матеріалів практично ніхто не займався. Це обумовило появу у виробництві різних за характеристиками процесів ПОЗО, які у більшості своїй є далеко не оптимальними, і найчастіше призначені для забезпечення окремих, хоча нерідко і складних, інженерно-технічних завдань.

Тому всебічне дослідження очисно-зміцнюючої обробки внутрішніх циліндричних та криволінійних поверхонь є актуальним питанням, вирішення якого має не тільки наукове, але й, що не менш важливо, практичне значення.

Мета досліджень

Метою статті є вивчення цілеспрямованого і ефективного впливу технологічних факторів на якість оброблення методами ПОЗО отворів деталей з діаметром 40-100 мм.

Дослідження у цьому напрямку виконувались у рамках науково-дослідної роботи "Розробка технологій і обладнання для об'ємного зміцнення виробів методом термомеханічної обробки" (Державні науково-технічні програми 05,43, 04,04 ДКНТ та Міннауки України за 1994-97 рр.).

Зміст та результати досліджень

В сучасній інженерній практиці, у зв'язку із значною трудомісткістю та відсутністю простих за конструкцією інструментів та високоєфективних способів, очищення внутрішніх циліндричних і криволінійних поверхонь від старого лакофарбового покриття і тонкого корозійного шару приділяється недостатня увага. У більшості випадків на виробництві застосовують традиційні методи поверхневої обробки (піско- і шротометна, піско- і шротоструменева, гідропіскоструменева тощо), які є малоефективними для внутрішніх поверхонь виробів у зв'язку з складністю проникнення до них більшості елементів очищення і втратою ними значної початково отриманої кінетичної енергії.

Застосування для обробки поверхонь даного виду процесу поверхнево очисно-зміцнюючої обробки (ПОЗО) методом термомеханічного очищення (ТМО) дисковими сталевими щітками (ДСЩ) з гнучкими робочими елементами (ГРЕ) пов'язане з певними труднощами, і, в першу чергу, з необхідністю періодичного виникнення електродугового розряду, що у випадку застосування поштрених конструкцій ДСЩ неможливо, оскільки у процесі обертання інструменту періодичне (на вході і виході секції) виникнення дугового розряду не відбувається, адже частина ГРЕ струмопровідних секцій ДСЩ постійно знаходиться в контакт з поверхнею обробки, виконуючи функцію, провідників електроструму.

Для ТМО внутрішніх поверхонь, за умови під'єднання змінного електроструму до ДСЩ та поверхні оброблення, застосовують різні засоби стабілізації дугового розряду, як вмонтовані в трансформатор, так і автономні, що при необхідності під'єднуються до зварювального трансформатора.

Для ефективного процесу ПОЗО ТМО внутрішніх циліндричних поверхонь необхідна періодична подача струму до ГРЕ струмопровідних секцій ДСЩ, для чого рекомендується застосовувати розроблений в інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона АН України трансформатор "Розряд-250" мод. 1-120УЗ з вмонтованим імпульсним стабілізатором [8],

який із зміною полярності відносно дугового проміжку прокладає двополярний імпульс напруги, що дозволяє підтримувати плазму міжелектродного проміжку та здійснювати швидку зміну полярності (тобто, зменшувати час, що минає в період горіння дуги), тим самим полегшуючи повторне спалахування електродугового розряду.

Стабілізуючі імпульси можуть подаватись або один раз за період (частота стабілізуючих імпульсів 50 Гц), або внаслідок кожної зміни полярності (-100 Гц), як з прямої на зворотню, так і навпаки. Головне те, що чим вища частота стабілізуючих імпульсів та вірно вибраний момент їх подачі, тим стабільніша дуга і нижчою може бути напруга холостого ходу трансформатора.

Основні технічні характеристики зварювального "Розряд-250" мод. 1-120УЗ [8]:

Номинальний електрострум, А	170
Період включення, %	20
Діапазон регулювання робочим струмом, А 45...170	
Номинальна вторинна напруга, В	30
Напруга холостого ходу, З	60
Потужність, кВт	14
ККД	0,69
Частота виникнення стабілізуючих імпульсів, Гц ...	100

Застосування запропонованого трансформатора забезпечує стабільність горіння дугового розряду у процесі ТМО, а, відповідно, й ефективне теплове руйнування поверхневого корозійного шару.

Але поряд з цим даному процесу обробки властиві і поверхневе зміцнювання матеріалу виробу, тому необхідно розробити інструмент, робота якого поєднує термічні і механічні впливи на поверхню.

Для усунення вказаного недоліку був розроблений пристрій для оброблення внутрішніх та криволінійних поверхонь [9], що складається з корпусу 1 (рис. 1) та двох бокових фланців 2, між якими колом закріплені струмопровідні секції 3, які чергуються з ізовленими від контакту з електрострумом жорсткими ударними елементами ЖРЕ 4 та касетами 5 ГРЕ для механічного очищення.

Кожен ударний елемент 4 виконаний у вигляді циліндра із зубцями 6 на зовнішній бічній поверхні і встановлений на осі 7 ексцентрично з можливістю обертання. Крім того, в кожному елементі 4 виконана одна ексцентрична відносно його осі 7 порожнина, закрита кришкою 8 і частково заповнена металевими кульками 9.

Принцип роботи пристрою полягає в тому, що при його обертанні жорсткі ударні елементи 4 провертаються під дією відцентрової сили центрами мас назовні, а металеві кульки 9 притискуються цією силою до найбільш віддаленої від осі обертання поверхні порожнини. У процесі контактування з поверхнею обробки елемент 4 здійснює удар і, пересилюючи відцентрову силу, прокручується на осі 7 у напрямі, протилежному напрямку обер-

тання корпусу 1. Кульки 9, співударяючись між собою, демпфують ударні зусилля вісі 7, а гартовані зубці 6 здійснюють руйнування корозійного шару з одночасним динамічним зміцнюванням внутрішньої криволінійної поверхні.

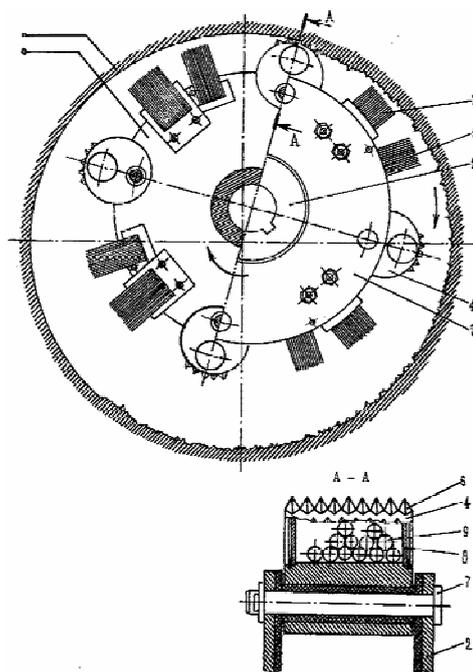


Рис. 1. Пристрій для суміщеного очисно-зміцнюючого оброблення внутрішніх криволінійних поверхонь за допомогою процесу ТМО

Ефективність роботи даного пристрою підтверджена експериментально у процесі обробки отворів $\varnothing 80$ мм і глибиною 3200 мм (матеріал – сталь 38ХНЗМФА), поверхня якого була вкрита частково ливарним пригаром (товщина шару – 3,5 мм) та шаром крихкої іржі - (1,8...2,5) мм. Струмопровідні секції виготовлені з ГРЕ ($d = 0,8...1,0$ мм), а секції очищення – з сталі марки 65Г ($d = 0,1...0,15$ мм) з вільним вильотом відносно корпусу пристрою $l = 18$ мм. За умови попереднього встановлення технологічних режимів обробки швидкість щітки $V_{щ} = 13,57$ м/с; подача деталі $S = 5$ м/хв; сила струму $I = 70$ А; попередній натяг щітки $t = 0,07$ м), проведено цілковите очищення поверхні від корозійних нашарувань з одночасним формуванням шорсткості поверхні основного $R_a = (24...37)$ мкм [10].

Наведена конструкція очисно-зміцнюючого пристрою та обладнання призначена в більшості ви-

падків для обробки незначних за розмірами (діаметром від 45 до 100 мм) циліндричних або криволінійних поверхонь. Для оброблення внутрішніх поверхонь більших розмірів слід використовувати конструкції ДСЦ для ТМО, аналогічних обробленню листового прокату.

Безумовно, цікавим як з наукової, так і з практичної точок зору, є дослідження впливу режимів

ПОЗО ТМО на якість очищення поверхонь виливок з отворами, починаючи з \varnothing 40 мм і більше з довжиною отвору 1000-3500 мм із високолегованих сталей 38ХНЗМФА, 42ХЗНЗСМФРУ, 35СХН2М і 30Н4МФД.

Результати досліджень наведені у табл. 1-5.

Таблиця 1 – Залежність шорсткості поверхонь виливок від швидкості обертання комбінованого інструменту

№ п/п	Швидкість руху інструменту v , м/с	Параметр шорсткості Ra , мкм			
		Матеріал			
		38ХНЗМФА	42ХЗНЗСМФРУ	35СХН2М	30Н4МФД
1	10	0,542	0,561	0,535	0,537
2	15	0,613	0,623	0,601	0,612
3	20	0,687	0,693	0,653	0,667
4	25	0,752	0,782	0,724	0,735
5	30	0,811	0,845	0,799	0,786

Повздожня подача 2-10 м/хв.; Глибина натягу – 0,05-0,10 мм; Сила струму – 50 А; Діаметр сталевго ворсу – 0,05-0,1 мм

Таблиця 2 – Залежність шорсткості поверхонь виливок від повздожньої подачі комбінованого інструменту

№ п/п	Повздожня подача S , м/хв.	Параметр шорсткості Ra , мкм			
		Матеріал			
		38ХНЗМФА	42ХЗНЗСМФРУ	35СХН2М	30Н4МФД
1	2	0,545	0,565	0,540	0,547
2	5	0,610	0,625	0,631	0,645
3	10	0,710	0,730	0,740	0,753

Швидкість інструменту – 10 м/с; Глибина натягу – 0,05-0,10 мм; Сила струму – 50 А; Діаметр сталевго ворсу – 0,05-0,1 мм

Таблиця 3 – Залежність шорсткості поверхонь виливок від глибини натягу комбінованого інструменту

№ п/п	Глибина натягу, t , мм	Параметр шорсткості Ra , мкм			
		Матеріал			
		38ХНЗМФА	42ХЗНЗСМФРУ	35СХН2М	30Н4МФД
1	0,05	0,547	0,560	0,530	0,532
2	0,07	0,555	0,572	0,545	0,630
3	0,10	0,581	0,695	0,730	0,745

Швидкість інструменту – 15 м/с; Повздожня подача – 5 м/хв.; Сила струму – 50 А; Діаметр сталевго ворсу – 0,05-0,1 мм

Таблиця 4 – Залежність шорсткості поверхонь виливок від сили струму

№ п/п	Сила струму I , А	Параметр шорсткості Ra , мкм			
		Матеріал			
		38ХНЗМФА	42ХЗНЗСМФРУ	35СХН2М	30Н4МФД
1	50	0,548	0,565	0,570	0,555
2	60	0,570	0,575	0,585	0,650
3	70	0,610	0,685	0,710	0,758

Швидкість інструменту – 20 м/с; Повздожня подача – 5 м/хв.; Глибина натягу – 0,07 мм; Діаметр сталевго ворсу – 0,1 мм

Таблиця 5 – Залежність шорсткості поверхонь виливок від діаметру ворсу сталевго щітки

№ п/п	Діаметр ворсу, \varnothing , мм	Параметр шорсткості Ra , мкм			
		Матеріал			
		38ХНЗМФА	42ХЗНЗСМФРУ	35СХН2М	30Н4МФД
1	0,01	0,545	0,562	0,575	0,580
2	0,03	0,587	0,595	0,610	0,625
3	0,05	0,620	0,640	0,680	0,690
4	0,10	0,680	0,715	0,790	0,810
5	0,25	0,910	0,930	0,945	0,950

Швидкість інструменту – 15 м/с; Повздожня подача – 2 м/хв.; Глибина натягу – 0,07 мм; Сила струму – 50 А

Аналіз наведених даних показує, що при ТМО якість поверхні, зокрема параметр шорсткості Ra , залежить від режимних факторів оброблення. Для всіх марок високолегованих сталей показник Ra суттєво зростає з підвищенням швидкості обертання сталевих щіток n , повздожньої подачі S , глибини натягу (різання) t , сили струму I та діаметру сталевого ворсу щітки. Най-більший вплив на параметр Ra має швидкість різання n та сила струму I .

Це пояснюється зростанням перерізу a_z мікростружки, що знімається з поверхні оброблення поодиноким ворсом, а також зростанням у зоні різання миттєвих контактних температур внаслідок збільшення впливу мікроелектричних розрядів, які утворюються на кінцях сталевого ворсу інструменту.

Звертає увагу на себе та обставина, що з появою у складі лігатур сплавів ванадію у всіх випадках відмічено деяке зниження параметру шорсткості поверхні оброблення Ra . Це може бути пояснено тільки тим, що ці сплави мають дещо кращі показники оброблюємості методами механічної обробки різанням, що відповідно покращує умови стружкоутворення, сприяє зменшенню питомих сил різання у зоні контакту сталевого ворсу з деталлю, що забезпечує, так би мовити, більш плавну і легку обробку поверхні.

Висновки та перспективи подальших досліджень

1. Розповсюджені методи очищування внутрішніх поверхонь деталей від шару ливарного пригару, піску та шлаку за допомогою піско- і шротометної, піско- і шротоструменевої та гідро-піско-струменевої обробки не забезпечують необхідної якості поверхні виливок перед нанесенням на них лакофарбового покриття.

2. Достатню якість поверхні забезпечує термомеханічна обробка сталевими щітками з гнучкими робочими елементами.

3. Запропоновані оригінальні конструкції пристроїв і режими обробки, які при використанні їх у відповідних технологічних процесах забезпечують вимоги високої якості очищення поверхонь.

4. Перспективними є дослідження впливу режимних факторів термомеханічної обробки на параметри продуктивності та собівартості технологічних операцій очищення, а також розширення номенклатури матеріалів, що обробляються.

Список литературы

1. Пуховский Е.С., Гавриш А.П., Грищенко Е.Ю. Обработка высокопрочных материалов. Київ: Техніка, 1983. – 134 с.
2. Афтаназів І.С., Киричок П.О., Мельничук П.П. Підвищення надійності деталей машин поверхневим пластичним деформуванням. Житомир, вид. Житом. інж.-технол. ін-ту, 2001. – 516 с.
3. Гавриш А.П., Киричок П.О., Підберезний М.П. Зміцнення металевих поверхонь деталей машин та механізмів. Київ: Наукова думка, 1995. – 176 с.
4. Киричок П.О. Зміцнюючо-оздоблювальна обробка у машинобудуванні. Київ: вид. "Знання", 1990. – 46 с.
5. Одинцов Л.Г. Упрочнение и отделка деталей поверхностным пластическим деформированием. Справочник, М.: Машиностроение, 1987. – 328 с.
6. Папшев Д.Д. Отделочно-упрочняющая обработка поверхностным пластическим деформированием. М.: Машиностроение, 1978. – 152 с.
7. Куліченко А.Я. Термомеханічна поверхнева очисно-зміцнююча обробка металу. Львів: вид. "Кобзар", 1997. – 216 с.
8. Металургия дуговой сварки. Процессы в дуге и плавление электродов (под ред. И.К. Походни). – Киев: Наукова думка, 1990. – 224 с.
9. Пат. №2017446 Россия, МКИ А46 В7/10. Бюлет. №15, 1984 – 2 с.
10. Гавриш О.А. Поверхнева очисно-зміцнююча обробка деталей. Сб.: Вестник национ. техн. унта Украины "Киевский политехнический ин-т" (Машиностроение), № 43, 2002. – С. 174-175.

Поступила в редакцию 27.04.2006 г.

Приведены результаты анализа технологических возможностей разных методов очистительно-упрочняющей обработки. Показано, что высокое качество поверхности обеспечивает термомеханическая обработка стальными щетками с гибкими рабочими элементами. Представлены оригинальные конструкции приспособлений для технологических процессов.

Results of analysis of technological possibilities of the different methods of the cleaning-strengthening treatment are given. It is shown that the high quality of the surfaces guaranteed thermal mechanical treatment by steel brushes with flexible works elements. Original constructions of devices for technological processes are presented.

УДК 621.924.9:669.018.44

Г. В. Пухальская, Л. Л. Каминская, А. Я. Качан

ОПТИМИЗАЦИЯ РЕЖИМОВ ОБРАБОТКИ В ПСЕВДООЖИЖЕННОМ СЛОЕ АБРАЗИВА ДЕТАЛЕЙ ГТД ИЗ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ

Рассмотрен вопрос оптимизации режимов обработки в псевдоожигенном слое абразива деталей ГТД из жаропрочных сплавов по критерию максимальной производительности. Показаны основные ограничения, накладываемые на процесс обработки свободным абразивом. Установлено оптимальное сочетание параметров режимов обработки, обеспечивающих высокое качество, обрабатываемых поверхностей деталей авиадвигателей.

Постановка проблемы и её связь с практическими задачами

В современном машиностроении всё более широкое применение находят методы обработки деталей свободными абразивами. Высокая производительность, возможность обработки деталей сложной конфигурации из различных материалов, широкие технологические возможности позволяют успешно использовать их на операциях шлифования, полирования, скругления острых кромок, удаления заусенцев различных операций обработки резанием, удаление следов коррозии и нагара с ремонтных деталей газотурбинных двигателей (ГТД), окалины после термообработки и уменьшение шероховатости на сложнопрофильных поверхностях деталей из различных материалов. Сущность метода заключается в том, что вращающуюся деталь помещают в слой свободного абразива, размещённого на опорной пористой решётке, под которую подают поток воздуха [1].

Состояние поверхностного слоя, полученное после финишной механической обработки, – один из основных факторов, определяющих долговечность наиболее ответственных деталей авиадвигателей.

Характерной особенностью обработки свободными абразивами является то, что режущий инструмент формируется непосредственно в процессе обработки как абразивная среда с особыми свойствами и определёнными внутренними связями. Общность в механизме различных видов абразивного воздействия обусловлена сходством самого абразива: формы и размеров частиц, их прочности и твёрдости, минералогических особенностей строения, способности разрушить металл. Здесь рассматривается процесс микрорезания, где каждое абразивное зерно выполняет роль лезвийного инструмента. Например, процесс шлифования во многом аналогичен процессу резания лезвийными инструментами, в этом можно убедиться по получаемой стружке этих процессов. При шлифовании стро-

ение стружки вполне идентично стружке, полученной, например, при фрезеровании [2].

Повышение долговечности дисков ГТД обеспечивается за счёт улучшения микрорельефа, уменьшения шероховатости поверхностей кромок и прикромочных зон, а также создания благоприятных сжимающих остаточных напряжений в поверхностном слое.

Результаты исследования шероховатости, качества геометрии скругления кромок и состояния поверхностного слоя дисков из разных материалов позволяют сделать вывод о том, что турбоабразивная обработка может применяться и в качестве операции упрочнения деталей авиадвигателей (рис. 1).

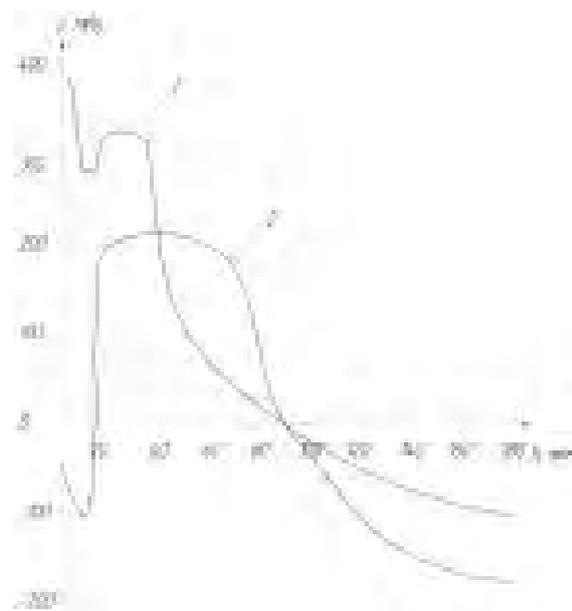


Рис. 1. Эпюры остаточных напряжений в поверхностном слое полотна диска: 1 – без турбоабразивной обработки; 2 – после турбоабразивной обработки

Малое время и незначительные контактные усилия ударного взаимодействия зёрен с обрабатываемой поверхностью, а также унос тепла из зоны обработки потоком воздуха, оживающего абразив, обуславливают низкотемпературный характер процесса. При этом полностью исключается возможность тепловых и механических деформаций детали [3].

Однако сложность явлений, происходящих в зоне обработки, большое число факторов, влияющих на результаты процесса (характеристики рабочих сред, режимы обработки, конструктивные параметры оборудования), затрудняют проектирование технологических процессов, вызывают необходимость разработки теоретических моделей, необходимых для выбора и оптимизации основных технологических параметров.

Анализ литературных источников показал, что имеющаяся в настоящее время информация для определения режимов обработки в ПСА, а конкретно, скорости абразивного зерна, максимальная глубина внедрения абразивной частицы, как правило, является неполной. Режимы обработки в ПСА, назначенные без учёта конкретных её условий и особенностей, часто носят субъективный характер, в связи с чем в условиях производства такой подход нельзя считать рациональным. Всё это указывает на необходимость создания математической модели процесса обработки в ПСА, использование которой позволило бы обосновывать оптимальное сочетание режимов обработки [4].

Таким образом, вопрос оптимизации режимов обработки в ПСА деталей ГТД с целью определения таких условий обработки, при которых требуемые параметры качества поверхностного слоя будут получены с максимальной производительностью, является актуальным.

Цель работы

Целью настоящей работы являлось определение оптимального сочетания режимов обработки в ПСА дисков из жаропрочных сплавов по критериям качества и производительности обработки. Для достижения цели была поставлена задача разработки математической модели процесса обработки в ПСА.

Содержание и результаты исследований

Наиболее существенное влияние на производительность обработки, шероховатость поверхностей и формирование физико-механических характеристик напряжённого поверхностного слоя оказывают скорость вращения детали и зернистость абразива. При увеличении их значений повышается скорость съёма металла, шероховатость обработанных поверхностей, а также величина остаточных напряжений сжатия и глубина их распространения [3].

Исходными данными для построения модели явились результаты экспериментов [1].

Применение зерна электрокорундовой группы, хромистые электрокорунды: 91А, 92А, 94А зернистостью № 40.....80; время обработки 4.....8 мин; скорость воздуха, оживающего абразив $V_0 = 1 \text{ м/с}$.

Методы математической оптимизации позволяют найти оптимальный режим обработки в ПСА, если известно, как связана величина расходов на обработку с условиями протекания процесса микрорезания. Стратегия поиска определяется математической записью зависимости искомой величины (цели, критерия оптимизации) от выходных факторов $V_{ок}$, d_3 , Ar . Для случая ПСА целевая функция имеет вид (1):

$$F = V_{ок} * d_3 * Ar \Rightarrow \max, \quad (1)$$

где $V_{ок}$ – окружная скорость детали, м/с;

d_3 – размер абразивного зерна, мм;

Ar – критерий Архимеда.

Целью оптимизации является достижение наибольшего значения F – критерия оптимизации, зависящего от произведения трёх переменных (параметров оптимизации). Поиск наибольшей величины F выполняли путём варьирования значений $V_{ок}$, d_3 , Ar в пределах ограничений, накладываемых на эти величины. Для упорядоченного поиска использовали метод линейной оптимизации.

Метод линейной оптимизации предполагает, что ограничения и целевая функция записаны в виде линейных многочленов, где нет произведений переменных и нет этих переменных в степенях.

Такая запись может иметь следующий вид:

$$1. a_{11} \cdot X_1 + a_{12} \cdot X_2 + \dots + a_{1i} \cdot X_i \leq b_1$$

$$2. a_{21} \cdot X_1 + a_{22} \cdot X_2 + \dots + a_{2i} \cdot X_i \leq b_2$$

$$\dots \dots \dots$$

$$J. a_{j1} \cdot X_1 + a_{j2} \cdot X_2 + \dots + a_{ji} \cdot X_i \leq b_i$$

$$F = k_1 \cdot X_1 + k_2 \cdot X_2 + \dots + k_i \cdot X_i \Rightarrow \max,$$

где a_{ji} , k_i – коэффициенты при переменных (постоянные величины);

X_i – параметры оптимизации;

b_i – числовые величины (постоянные).

Исходя из особенностей процессов, происходящих при ПСА, необходимости обеспечения требуемых параметров качества поверхностного слоя на процесс ПСА могут быть наложены следующие ограничения:

1) По качеству поверхности (по шероховатости)

Предельные значения шероховатости:

$$Ra \min = 0,15 \text{ мкм};$$

$$Ra \max = 0,4 \text{ мкм}.$$

Аппроксимируя график (рис. 2) – зависимость шероховатости поверхности от окружной скорости

детали, получили уравнение:

$$Ra = 4,6934 \cdot V_{ок}^{-1}.$$

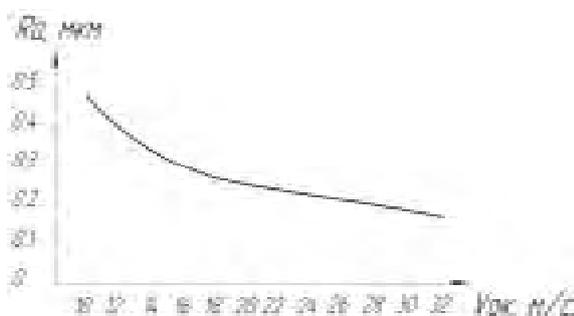


Рис. 2. Влияние окружной скорости детали на шероховатость поверхности при обработке зерном 91A40

После преобразования:
при наименьшей шероховатости $Ra = 0,15$ мкм.

$$4,6934 \cdot V_{ок}^{-1} \geq 0,15;$$

$$\ln(4,6934 V_{ок}^{-1}) \geq \ln 0,15;$$

$$\ln V_{ок} \leq 3,44.$$

После линеаризации:

$$X_1 \leq b_1,$$

(2)

где $X_1 = \ln V_{ок}$;

$$b_1 = \ln Ra \min / 4,6934 = 3,44.$$

После преобразования:

при наибольшей шероховатости $Ra = 0,4$ мкм.

$$4,6934 \cdot V_{ок}^{-1} \leq 0,4;$$

$$\ln(4,6934 V_{ок}^{-1}) \leq \ln 0,4;$$

$$\ln V_{ок} \geq 2,46.$$

После линеаризации:

$$X_1 \geq b_2,$$

(3)

где $X_1 = \ln V_{ок}$;

$$b_2 = \ln Ra \max / 4,6934 = 2,46.$$

Аппроксимируя график (рис. 3) зависимости шероховатости поверхности величины абразивного зерна, получили уравнение:

$$Ra = 70 \cdot e^{0,042d_3}.$$

После преобразования:

при наименьшей шероховатости $Ra = 0,15$ мкм.

$$70 \cdot e^{0,042d_3} \geq 0,15;$$

$$\ln(0,0017d_3) \geq \ln 0,15;$$

$$\ln d_3 \geq 4,4798.$$

После линеаризации:

$$X_2 \geq b_3,$$

(4)

$$X_2 = \ln d_3.$$

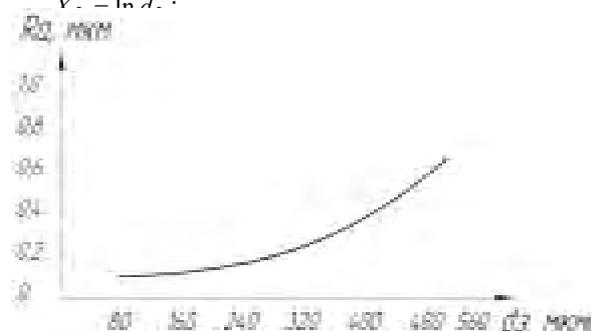


Рис. 3. Влияние величины зерна шлифматериала на шероховатость поверхности при обработке зерном 91A40

После преобразования:
при наибольшей шероховатости $Ra = 0,4$ мкм.

$$70 \cdot e^{0,042d_3} \leq 0,4;$$

$$\ln(0,0017d) \leq \ln 0,4;$$

$$\ln d_3 \leq 6,1539.$$

После линеаризации:

$$X_2 \leq b_4,$$

(5)

где $X_2 = \ln d_3$

$$b_4 = \ln Ra \max / 0,0017 = 6,15.$$

2) По интенсивности съёма металла

Для описания механизма удаления металла и формирования профиля шероховатости обрабатываемой поверхности при использовании любого из рассматриваемых методов можно применить общий подход, заключающийся в определении количественных параметров единичного взаимодействия и в оценке с использованием вероятностных методов числа таких взаимодействий в единицу времени на единицу площади детали. Анализ работ в области шлифования, абразивного изнашивания и трения позволяет предположить следующую картину взаимодействия абразивной частицы с поверхностью детали. При внедрении частицы, движущейся под некоторым углом β к поверхности детали, на неё действует сила сопротивления. По мере увеличения силы контактные напряжения возрастают и могут достигнуть разрушающих величин. Процесс снятия стружки становится возможным, когда напряжение на контактной поверхности превышает значение $c\sigma_S$ (здесь σ_S – предел текучести детали; c – коэффициент, оценивающий несущую способность контактной поверхности) [5, 6].

Математическая модель удаления металла при обработке свободными абразивами:

$$Q'm = P_1 \cdot P_2 \cdot f_b \cdot V \cdot \frac{S\delta}{S_{кв.уп.}}, \quad (6)$$

где P_1 – геометрическая вероятность события, заключающегося в том, что любая точка квадрата упаковки покрывается пятном контакта за один цикл воздействия массы абразивных частиц

$$\begin{aligned} P_1 &= \frac{\pi \cdot ab}{\pi a^2 + 4d_3 a + d_3^2} = \\ &= \frac{3,14 \cdot 0,028d_3 \sqrt{V_{ок}} \cdot 0,028d_3 \sqrt{V_{ок}} (0,048\sqrt{V_{ок}} + 1)}{3,14(0,028)^2 d_3^2 V_{ок} (0,048\sqrt{V_{ок}} + 1)^2 + 4d_3 \cdot 0,028d_3 \sqrt{V_{ок}} (0,0048\sqrt{V_{ок}} + 1) + d_3^2} = \\ &= \frac{0,00012 \cdot V_{ок} \cdot \sqrt{V_{ок}} + 0,0025 \cdot V_{ок}}{0,000005 \cdot V_{ок} + 0,00024 \cdot V_{ок} \cdot \sqrt{V_{ок}} + 0,0079 \cdot V_{ок} + 0,112\sqrt{V_{ок}} + 1}. \end{aligned} \quad (7)$$

Рекомендованная окружная скорость детали при обработке в ПСА деталей из жаропрочных сплавов составляет 25.....32 м/с размер абразивного зерна 220.....500 мкм [1]. Подставив в формулу (7) $V_{ок}$, получаем:

$$P_1 = 0,05,$$

где a, b – большая и малая полуоси эллипсов контакта.

Абразивные зёрна не имеют строгой формы. Однако из многократных наблюдений следует, что контуры абразивных зёрен удовлетворительно описываются эллипсами, большая ось которых проходит через наибольшую диагональ сечения зерна [6].

$$\begin{aligned} b &= \sqrt{R^2 - (R - h_{\max})^2} = \\ &= \sqrt{\frac{d_3^2}{4} - \left(\frac{d_3}{2} - 0,00078d_3 \cdot V_{ок}\right)^2} = \\ &= \sqrt{0,00078d_3^2 \cdot V_{ок} - (0,00078)^2 d_3^2 \cdot V_{ок}^2} = \\ &= 0,028d_3 \cdot \sqrt{V_{ок}}, \end{aligned}$$

где $(0,00078)^2 \cdot d_3^2 \cdot V_{ок}^2 \Rightarrow 0$

$$\begin{aligned} a &= \pi / 2(\text{ctg}\beta - f)h_{\max} + b = \frac{3,14}{2}(\text{ctg}40 - 0,1)h_{\max} + b = \\ &= 1,714 \cdot 0,00078d_3 \cdot V_{ок} + 0,028d_3 \cdot \sqrt{V_{ок}} = \\ &= 0,028d_3 \cdot \sqrt{V_{ок}} \cdot (0,048 \cdot \sqrt{V_{ок}} + 1). \end{aligned}$$

Максимальная глубина внедрения абразивной частицы:

$$h_{\max} = 2k_m^{0,5} \cdot V_{ок} \cdot R \cdot \sin\beta \sqrt{\frac{\rho_r}{3k_R c \sigma_S}};$$

$$\begin{aligned} h_{\max} &= 2 \cdot 0,9^{0,5} \cdot V_{ок} \cdot \frac{d_3}{2} \cdot \sin 40 \sqrt{\frac{3,9 \cdot 10^3}{3 \cdot 1 \cdot 784 \cdot 10^6}} = \\ &= 0,00078 \cdot V_{ок} \cdot d_3, \end{aligned}$$

где $\rho = 3,9 \cdot 10^3$ кг/м³ – плотность материала частицы;

$\beta = 30...45^\circ$ – угол, под которым частица движется к поверхности детали;

$k_m = 0,9$ – коэффициент, учитывающий влияние соседних частиц;

$k_R = 1$ – коэффициент, учитывающий влияние зернистости абразивной частицы на фактическую площадь контакта;

$c \sigma_S = 784 \cdot 10^6$ Па – (здесь σ_S – предел текучести материала детали; c – коэффициент, оценивающий несущую способность контактной поверхности);

$P_2 = 0,8$ – вероятность события, заключающегося в том, что взаимодействие приведёт к микрорезанию;

V – объём металла, удалённого при взаимодействии с обрабатываемой поверхностью:

$$V = 15,5k_c \frac{R^3}{k_R^{0,75}} \left(k_m^{0,5} V_{ок} \cdot \sin\beta \sqrt{\frac{\rho_r}{3c\sigma_S}} \right)^{5/2} (\text{ctg}\beta - f) =$$

$$= 15,5 \cdot 2 \cdot \frac{(0,36)^3}{2^3 \cdot 10^{0,75}} \left(0,9^{0,5} \cdot 28 \cdot \sin 40 \sqrt{\frac{3,9 \cdot 10^3}{3 \cdot 784 \cdot 10^6}} \right)^{5/2} \times$$

$$\times (\operatorname{ctg} 40 - 0,1) = 14129,5 \text{ мм}^3, \quad (8)$$

где $k_c = 2$ – коэффициент стружкообразования;

$f = 0,1$ – коэффициент трения [7];

f_b – частота циклов воздействия массы абразивных частиц на поверхность детали;

$$f_b = V_{ок} \cdot S \cdot k = 28 \cdot 0,0001 \cdot 4 \cdot 10^9 = 28 \cdot 4 \cdot 10^5 \text{ с}^{-1} =$$

$$= 28 \cdot 4 \cdot 10^5 \cdot 60 = 6,7 \cdot 10^8 \text{ мин}^{-1}, \quad (9)$$

где $S_{\partial} = 0,0001 \text{ м}^2 = 10^8 \text{ мкм}^2$ – площадь, обрабатываемой поверхности детали;

$\kappa = 4 \cdot 10^9 \frac{1}{\text{м}^3}$ – концентрация;

$S_{кв.уп.} = d_3^2 = 4R^2$ – площадь квадрата упаковки [6].

После преобразования:

$$Q'_m = 0,05 \cdot 0,8 \cdot 6,7 \cdot 10^8 \cdot 14129,5 \cdot \frac{0,0001}{d_3^2} =$$

$$= 38,4 \cdot 10^6 \cdot \frac{1}{d_3^2} \text{ мм}^3 / \text{мин};$$

$$Q'_m = 38,4 \cdot 10^6 \cdot \frac{1}{d_3^2} \text{ мм}^3 / \text{мин}. \quad (10)$$

Аппроксимируя график (рис. 4) зависимости интенсивности съема металла от окружной скорости детали, получили уравнение:

$$Q'_m = 40,1789V^{2/3}. \quad (11)$$

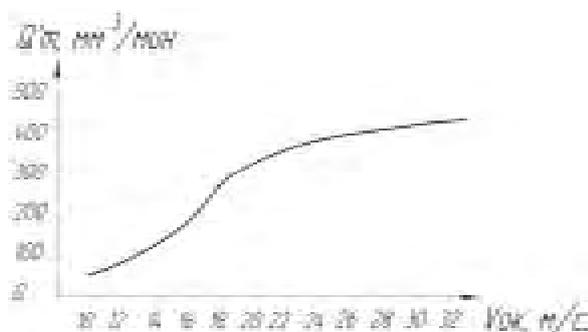


Рис. 4. Влияние окружной скорости детали на интенсивность съема металла

После преобразования:

$$38,4 \cdot 10^6 \cdot \frac{1}{d_3^2} \leq 40,1789V_{ок}^{2/3};$$

$$13,77 \leq \frac{2}{3} \ln V_{ок} + 2 \ln d_3.$$

После линеаризации:

$$\frac{2}{3} X_1 + 2X_2 \geq b_5,$$

(12)

$$b_5 = \ln \frac{P_1 P_2 \cdot f_b \cdot V \cdot S_{\partial}}{40,1789}.$$

Аппроксимируя график (рис. 5) зависимости интенсивности съема металла от величины абразивного зерна, получили уравнение:

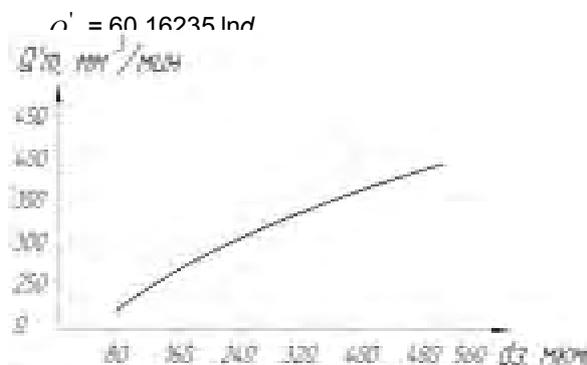


Рис. 5. Влияние величины зерна шлифматериала на интенсивность съема металла

После преобразования:

При наименьшем диаметре $d_3 = 160 \text{ мкм}$;

$$38,4 \cdot 10^6 \cdot \frac{1}{d_3^2} \leq 60,16235 \ln d_3;$$

$$\frac{38,4 \cdot 10^6}{60,16235} \geq d_3^2 \ln 160;$$

$$\ln 125763,76 \geq \ln d_3^2;$$

$$2 \ln d_3 \leq 11,74.$$

После линеаризации:

$$2X_2 \leq b_6;$$

(13)

$$b_6 = \ln \frac{P_1 P_2 \cdot f_b \cdot V \cdot S_{\partial}}{60,16235 \ln d_{\min}}.$$

После преобразования:

При наибольшем диаметре $d_3 = 500 \text{ мкм}$

$$\frac{38,4 \cdot 10^6}{60,16235} \leq d_3^2 \ln 500;$$

$$2 \ln d_3 \geq 11,53.$$

После линеаризации:

$$2X_2 \geq b_7,$$

(14)

$$b_7 = \ln \frac{P_1 \cdot P_2 \cdot f_b \cdot V \cdot S_d}{60,16235 \ln d_{\max}}.$$

3) По критерию Архимеда

Критерий Архимеда, характеризует вязкость потока и обратно пропорционален ей:

$$Ar = \frac{g d_3^3}{v^2} \cdot \frac{\rho_T - \rho}{\rho}, \quad (15)$$

где g – ускорение свободного падения;

d_3 – диаметр частиц;

ρ_T – плотность твёрдых частиц;

ρ – плотность сжижающего агента.

Кинематическая вязкость:

$$v = \frac{v_{\text{ДИН}}}{\rho} = \frac{1,83 \cdot 10^{-6}}{1,29} = 1,42 \cdot 10^{-6}, \text{ м}^2/\text{с},$$

где $v_{\text{ДИН}}$ – динамическая вязкость,

$$v_{\text{ДИН}} = 1,83 \cdot 10^{-6} \text{ кг/м} \cdot \text{с}, [8];$$

$t = 20$ °С – температура процесса псевдооживления;

$\rho = 1,29 \text{ кг/м}^3$ – плотность воздуха (сжижающего агента);

$\rho_T = 3,9 \cdot 10^3 \text{ кг/м}^3$ – плотность абразивных частиц.

После преобразования:

$$Ar = \frac{9,81}{(1,42 \cdot 10^{-6})^{-2}} \cdot \frac{3,9 \cdot 10^3 - 1,29}{1,29} \cdot d_3^3 = 14703659 \cdot 10^{12} d_3^3.$$

Отсюда диаметр абразивной частицы равен:

$$d = \frac{\sqrt[3]{Ar}}{2,45 \cdot 10^5};$$

(16)

$$\frac{Ar^{1/3}}{d_3} \geq 2,45 \cdot 10^5;$$

$$\ln \frac{Ar^{1/3}}{d_3} \geq \ln 2,45 \cdot 10^5;$$

$$\frac{1}{3} \cdot \ln Ar - \ln d_3 \geq 12,41.$$

После линеаризации:

$$\frac{1}{3} X_3 - 1 \cdot X_2 \geq b_8,$$

(17)

где $X_3 = \ln Ar$;

$$b_8 = \ln \frac{g}{v^2} \cdot \frac{\rho_T - \rho}{\rho}.$$

Из уравнений (10) и (11) получим:

$$38,4 \cdot 10^6 \frac{1}{d_3^2} \text{ мм}^3 / \text{мин} = 40,1789 V_{\text{ок}}^{2/3};$$

$$d^2 = \frac{3864 \cdot 10^6}{4061789 V_{\text{ок}}^{2/3}};$$

$$d = \frac{977,6}{\sqrt[3]{V_{\text{ок}}}}.$$

Тогда

$$d = \frac{977,6}{\sqrt[3]{V_{\text{ок}}}} \leq \frac{\sqrt[3]{Ar}}{2,45 \cdot 10^5};$$

$$Ar^{1/3} \cdot V^{1/3} \geq \ln 97766 \cdot 2645 \cdot 10^5;$$

$$\frac{1}{3} \ln Ar + \frac{1}{3} \ln V_{\text{ок}} \geq 19,294.$$

После линеаризации:

$$\frac{1}{3} X_3 + \frac{1}{3} X_1 \geq b_9,$$

(19)

$$b_9 = \ln \frac{g}{v^2} \cdot \frac{\rho_T - \rho}{\rho} \cdot \frac{P_1 \cdot P_2 \cdot f_b \cdot V \cdot S_d}{40,1789}.$$

4) По предельным значениям критерия Архимеда

Минимальное значение $Ar_{\min} = 6,029 \cdot 10^{22}$ при

$d_3 \min = 160 \text{ мкм};$

$$\ln Ar \geq \ln 6,029 \cdot 10^{22}.$$

После линеаризации:

$$X_3 \geq 52,45;$$

$$X_3 \geq b_{10};$$

(20)

$$b_{10} = \ln Ar \min.$$

Максимальное значение $Ar \max = 1,8379 \cdot 10^{24}$

при $d_3 \max = 500 \text{ мкм};$

$$\ln Ar \leq \ln 1,8379 \cdot 10^{24};$$

После линеаризации:

$$X_3 \leq b_{11};$$

$$X_3 \leq 55,87;$$

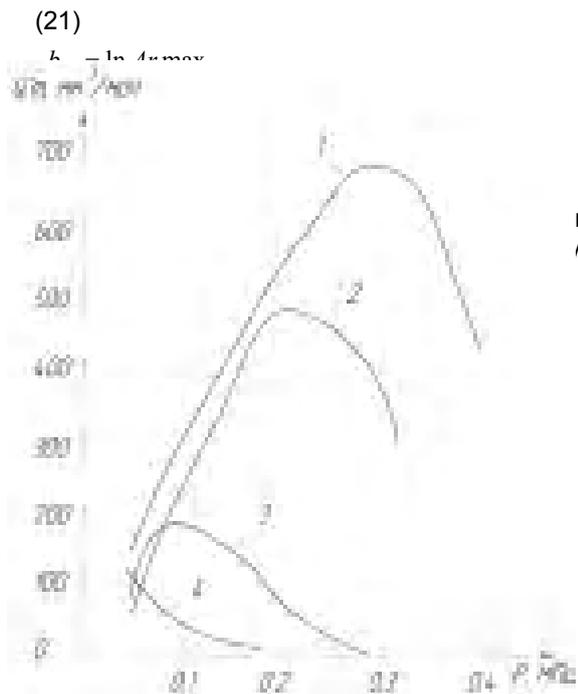


Рис. 6. Влияние давления (расхода) воздуха на интенсивность съема металла при обработке абразивным зерном 91A63(1), 91A40(2), 91A16(3), 91A4(4)

Кривые для зёрен 91A63 и 91A40 показывают, что съём металла наибольший.

Полученное уравнение для зерна 91A63:

$$Q_m' = -7225,568p^2 + 4055,312p.$$

После преобразования:

При наименьшем давлении $P_{\min} = 0,1$ МПа

$$38,4 \cdot 10^6 \frac{1}{d_3^2} \leq -7225,568p^2 + 4055,312p;$$

$$\frac{1}{d_3^2} \geq -0,000188(0,1)^2 + 0,0001056 \cdot 0,1;$$

$$\ln d_3^2 \leq \ln 115207,37;$$

$$2 \ln d_3 \leq 11,65.$$

После линеаризации:

$$2X_2 \leq b_{12};$$

(22)

$$b_{12} = \ln \frac{P \cdot P_2 \cdot f_b \cdot V \cdot S \delta}{-7225,568 p_{\min}^2 + 4055,312 p_{\min}}.$$

После преобразования:

при наибольшем давлении $P_{\max} = 0,3$ МПа

$$38,4 \cdot 10^6 \frac{1}{d_3^2} \geq -7225,568p^2 + 4055,312p;$$

$$\frac{1}{d_3^2} \leq -0,000188(0,3)^2 + 0,0001056 \cdot 0,3;$$

$$\ln d_3^2 \leq \ln 67750,678;$$

$$2 \ln d_3 \geq 11,1.$$

После линеаризации:

$$2X_2 \geq b_{13};$$

(23)

$$b_{13} = \ln \frac{P \cdot P_2 \cdot f_b \cdot V \cdot S \delta}{-7225,568 p_{\max}^2 + 4055,312 p_{\max}};$$

Полученное уравнение для зерна 91A40:

$$Q_m' = -77986585p^2 + 3503,969p.$$

После преобразования:

При наименьшем давлении $P_{\min} = 0,1$ МПа

$$38,4 \cdot 10^6 \frac{1}{d_3^2} \leq -7798,585p^2 + 3503,969p;$$

$$\frac{1}{d_3^2} \geq -0,000203(0,1)^2 + 0,0000912 \cdot 0,1;$$

$$\ln d_3^2 \leq \ln 140945,93;$$

$$2 \ln d_3 \leq 11,856.$$

После линеаризации:

$$2X_2 \leq b_{14};$$

(24)

$$b_{14} = \ln \frac{P \cdot P_2 \cdot f_b \cdot V \cdot S \delta}{-7798,585 p_{\min}^2 + 3503,969 p_{\max}}.$$

После преобразования:

При наибольшем давлении $P_{\max} = 0,3$ МПа

$$38,4 \cdot 10^6 \frac{1}{d_3^2} \geq -7798,585p^2 + 3503,969p;$$

$$\frac{1}{d_3^2} \leq -0,000203(0,3)^2 + 0,0000912 \cdot 0,3;$$

$$\ln d_3^2 \leq \ln 110011,0011;$$

$$2 \ln d_3 \geq 11,61.$$

После линеаризации:

$$2X_2 \geq b_{15};$$

(24)

$$b_{15} = \ln \frac{P \cdot P_2 \cdot f_b \cdot V \cdot S \delta}{-7798,585 p_{\max}^2 + 3503,969 p_{\max}}.$$

Исходными данными для математической модели обработки в ПСА деталей из жаропрочных сплавов являлись:

1) Максимальная шероховатость поверхности

$$Ra_{\max} = 0,4 \text{ мкм};$$

2) Минимальная шероховатость поверхность

$$Ra_{\min} = 0,15 \text{ мкм};$$

- 3) Максимальный размер абразивного зерна $d_3 \text{ max} = 500 \text{ мкм}$;
- 4) Минимальный размер абразивного зерна $d_3 \text{ min} = 160 \text{ мкм}$;
- 5) Плотность материала частиц $\rho_r = 3,9 \cdot 10^3 \text{ кг/м}^3$;
- 6) Угол, под которым частица движется к поверхности детали $\beta = 30 \dots 45^\circ$;
- 7) Предел текучести материала и коэффициент, оценивающий несущую способность контактной поверхности $c\sigma_S = 784 \cdot 10^6 \text{ Па}$;
- 8) Вероятность события, заключающегося в том, что взаимодействие приведёт к микрорезанию $P_2 = 0,8$;
- 9) Коэффициент, учитывающий влияние соседних частиц $\kappa_m = 0,9$;
- 10) Коэффициент, учитывающий влияние зернистости абразивной частицы на фактическую площадь контакта $\kappa_R = 1$;
- 11) Коэффициент стружкообразования $k_c = 2$;
- 12) Коэффициент трения $f = 0,1$;
- 13) Ускорение свободного падения $g = 9,81 \text{ м/с}^2$;
- 14) Плотность воздуха (сжижающего агента) $\rho = 1,29 \text{ кг/м}^3$;
- 15) Максимальное давление воздуха $P_{\text{max}} = 0,4 \text{ МПа}$;
- 16) Минимальное давление воздуха $P_{\text{min}} = 0,1 \text{ МПа}$;
- 17) Скорость воздуха $V_0 = 1 \text{ м/с}$;
- 18) Материал зерна – электрокорунд хромистый 91А;
- 19) Зернистость № 40.....80.

Таблица 1 – Ограничения, накладываемые на процесс обработки ПСА жаропрочных сплавов

№ огр.	Математическая запись	Ограничения
1	$X_1 \leq b_1$	$b_1 = \ln Ra \text{ min}/4,6934$
2	$X_1 \geq b_2$	$b_2 = \ln Ra \text{ max}/4,6934$
3	$X_2 \geq b_3$	$b_3 = \ln Ra \text{ min}/0,0017$
4	$X_2 \leq b_4$	$b_4 = \ln Ra \text{ max}/0,0017$
5	$\frac{2}{3} X_1 + 2X_2 \geq b_5$	$b_5 = \ln \frac{P_1 P_2 \cdot f_b \cdot V \cdot S\delta}{40,1789}$
6	$2X_2 \leq b_6$	$b_6 = \ln \frac{P_1 P_2 \cdot f_b \cdot V \cdot S\delta}{60,16235 \ln d_{3\text{min}}}$
7	$2X_2 \geq b_7$	$b_7 = \ln \frac{P_1 P_2 \cdot f_b \cdot V \cdot S\delta}{60,16235 \ln d_{3\text{max}}}$
8	$\frac{1}{3} X_3 - 1 \cdot X_2 \geq b_8$	$b_8 = \ln \frac{g \cdot \rho_T - \rho}{v^2} \cdot \frac{\rho}{\rho}$
9	$\frac{1}{3} X_3 + \frac{1}{3} X_1 \geq b_9$	$b_9 = \ln \frac{g \cdot \rho_T - \rho}{v^2} \cdot \frac{P_1 \cdot P_2 \cdot f_b \cdot V \cdot S\delta}{40,1789}$
10	$X_3 \geq b_{10}$	$b_{10} = \ln Ar \text{ min}$
11	$X_3 \leq b_{11}$	$b_{11} = \ln Ar \text{ max}$
12	$2X_2 \leq b_{12}$	$b_{12} = \ln \frac{P_1 P_2 \cdot f_b \cdot V \cdot S\delta}{-7225,568 p_{\text{min}}^2 + 4055,312 p_{\text{min}}}$
13	$2X_2 \geq b_{13}$	$b_{13} = \ln \frac{P_1 P_2 \cdot f_b \cdot V \cdot S\delta}{-7225,568 p_{\text{max}}^2 + 4055,312 p_{\text{max}}}$
14	$2X_2 \leq b_{14}$	$b_{14} = \ln \frac{P_1 P_2 \cdot f_b \cdot V \cdot S\delta}{-7798,585 p_{\text{min}}^2 + 3503,969 p_{\text{max}}}$
15	$2X_2 \geq b_{15}$	$b_{15} = \ln \frac{P_1 P_2 \cdot f_b \cdot V \cdot S\delta}{-7798,585 p_{\text{max}}^2 + 3503,969 p_{\text{max}}}$

В результате оптимизации режимов обработки ПСА дисков и других деталей ГТД из жаропрочных сплавов установлено, что оптимальным сочетанием режимов является:

- окружная скорость детали $V_{ок} = 31$ м/с;
- размер зерна шлифматериала $d_3 = 340$ мкм;
- число Архимеда $Ar = 1,83 \cdot 10^{24}$;

При обработке в ПСА деталей из жаропрочных сплавов с установленными режимами обеспечивается максимальное значение целевой функции F .

Перспективы дальнейших исследований

Дальнейшие исследования должны быть направлены на оптимизацию режимов обработки в ПСА дисков компрессора из титановых сплавов, а также установление зависимостей параметров качества поверхностного слоя с разработанными математическими моделями по выбору режимов их обработки.

Выводы

В работе получена математическая модель обработки дисков ГТД из жаропрочных сплавов в ПСА, которая позволила определить оптимальное сочетание параметров процесса, обеспечивающее максимальную производительность и качество обрабатываемых поверхностей.

Список литературы

1. Богуслаев В.А., Качан А.Я., Яценко В.К., Долматов А.И., Богуслаев А.В., Мозговой В.Ф., Корневский Е.Я., Титов В.А. Технология про-

изводства авиационных двигателей ч.111. Методы обработки деталей авиационных двигателей. – Запорожье, изд. ОАО "Мотор Сич", 2006 г. – 638 с.

2. Резников А.Н. Теплофизика резания. М.: Машиностроение, 1969. – 287 с.
3. Мозговой В.Ф., Попенко А.И., Качан А.Я. Технология и оборудование для финишно-упрочняющей обработки деталей ГТД свободным абразивом // Технологические системы. – 2001. – № 3(9). – С. 25-29.
4. Непомнящий В.А. Трение и износ под воздействием струи твёрдых сферических частиц // Контактное взаимодействие твёрдых тел и расчёт сил трения и износа. М.: Наука, 1971. – С. 190-200.
5. Основы расчётов на трение и износ / И.В. Крагельский, М.Х. Добычин, В.С. Комбалов. М.: Машиностроение, 1977. – 526 с.
6. Тамаркин М.А., Азарова А.И. Теоретические основы оптимизации процессов обработки деталей свободными абразивами // Вестник машиностроения, 2002. – №6. – С. 50-54.
7. Михин Н.М. Внешнее трение твёрдых тел. М.: Наука, 1977. – 222 с.
8. Механика жидкости и газа, Лойцянский Л.Г., Главная редакция физико-математической литературы издательства "Наука" М., 1973, издание четвёртое, переработанное и дополненное.

Поступила в редакцию 08.06.2006 г.

Розглянуто питання оптимізації режимів обробки у псевдорозрідженому шарі абразива деталей ГТД з жароміцних сплавів за критерієм максимальної продуктивності. Показані основні обмеження, що накладаються на процес обробки вільним абразивом. Встановлено оптимальне поєднання параметрів режимів обробки, які забезпечують високу якість, оброблюваних поверхонь деталей авіадвигунів.

The question of optimization of modes treatment in the aerated layer abrasives of components of GTE (gas-turbine engine) from heatstable alloys by criterion of the maximal productivity is considered. The basic restrictions determining process for the free abrasive treatment is shown. Optimum combination of parameters of modes of treatment are established which provides high quality treatment surface details of aircraft engines.

УДК 620.1.05:531.24

Є. Ю. Сахно, В. С. Волик

МЕХАНІЧНА ОБРОБКА НЕЗРІВНОВАЖЕНИХ ДЕТАЛЕЙ НА ТОКАРНОМУ ВЕРСТАТІ З ГІДРОСТАТИЧНИМИ ОПОРАМИ

Викладені результати експериментального дослідження шорсткості та відхилення від круглості поверхні деталей з дисбалансом при обробці точінням на прецизійному верстаті з гідростатичними підшипниками. Наведені шляхи зменшення відцентрової сили та коливань незрівноваженої заготовки за рахунок установа на шпиндель коригувальних дисків, які повертаються гальмівними силами.

Вступ

В машинобудуванні застосовують цілий ряд деталей типу тіл обертання, які мають конструктивно обумовлену незрівноваженість (дисбаланс) – несиметричні деталі [1]. Обробка їх на верстатах токарної групи супроводжується відомими труднощами.

При обробці несиметричних деталей на токарному верстаті для їх установа використовують центрозміщувач, а для балансування системи “деталь-планшайба” – противагу [2]. Зміщення осі обертання заготовки відносно осі шпинделя під дією відцентрових сил визначають за радіальним биттям за допомогою індикатора. Зазвичай технологи для того, щоб забезпечити якість продукції зменшують частоту обертання шпинделя, знижуючи цим продуктивність праці до 20 %. Коефіцієнт зниження продуктивності обробки на верстаті визначається за формулою $k = \frac{n_z}{n_n}$, де n_z та n_n – відповідно

частоти обертання шпинделя при обробці зрівноваженої та незрівноваженої деталей з однаковим параметром круглості (співвісності).

На рис. 1, а показані два положення оброблюваної незрівноваженої деталі; суцільними лініями положення в якому вісь заготовки збігається з геометричною віссю центрів передньої і задньої бабки верстата ($e = 0$), штриховими лініями положення, яке відповідає максимальному зсувові заготовки ($e = e_{\max}$). Шар металу, що зрізається, у першому положенні обмежений точками 2-3-4-5. Ширина шару, що зрізається, однакова для обох положень деталі, а товщина b залежить від глибини різання і визначається за формулою $b = \frac{t+e}{\sin \varphi}$, де φ – го-

ловний кут різання в плані.

При збудженні в технологічній системі коливань шпиндельного вузла внаслідок обертання незрівноваженої заготовки виникає зміщення осі на величину ексцентриситету, при цьому здійснюється прямий синхронний прецесійний рух. Технологічна схема (рис. 1, б) ілюструє дефект обробки при балансу-

ванні шпиндельного вузла методом спрямованої дії. Унаслідок спрямованого переміщення коригувальних мас відбувається постійне монотонне зменшення величини дисбалансу, що відображається кривою а-б. При цьому ділянка умовно неопрацьованої поверхні шириною $L_{\text{нач}}$ (до балансування) зменшується до ширини $L_{\text{ост}}$ (після балансування).

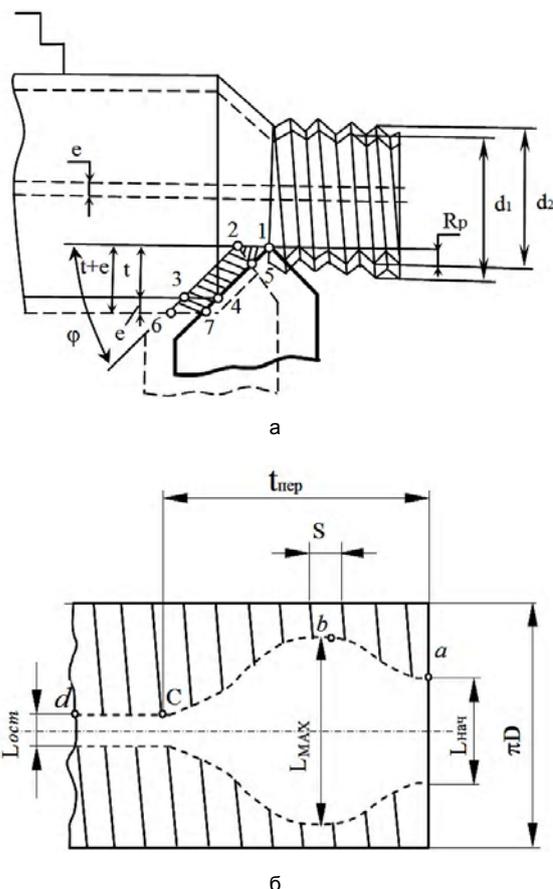


Рис. 1. Остаточний переріз шару, що зрізається (заштрихована область) при обробці незрівноваженої деталі (а) та розгорнення поверхні заготовки зі слідами обробки по методу випадкового пошуку балансування (б)

При обертанні шпинделя в опорах з частотою n заготовка відцентровими силами відхиляється від вершини різця. При цьому геометричний слід вершини різця формується як алгебраїчна сума переміщень унаслідок поперечних коливань незрівноваженої заготовки і подовжньої подачі різця.

У результаті дії відцентрових сил деталь "набігає" на різець, що збільшує площу контакту ріжучої кромки з оброблюваною поверхнею, глибину і силу різання. При зворотному русі шпинделя – від різця (через один оберт) площа контакту, глибина і зусилля різання зменшуються, далі описаний процес періодично повторюється. Такі умови різання збільшують навантаження на ріжучу частину, що приводить до її передчасного зносу і руйнуванню.

Метою дослідження є визначення впливу дисбалансу при токарній обробці на верстаті з гідростатичними опорами незрівноважених деталей на шорсткість поверхні та відхилення від круглості обробленої поверхні, а також оцінка ефективності застосування пристрою автоматичного балансування (ПАБ) з гідростатичною опорою як засобу для зниження рівня коливань технологічної системи.

Методика

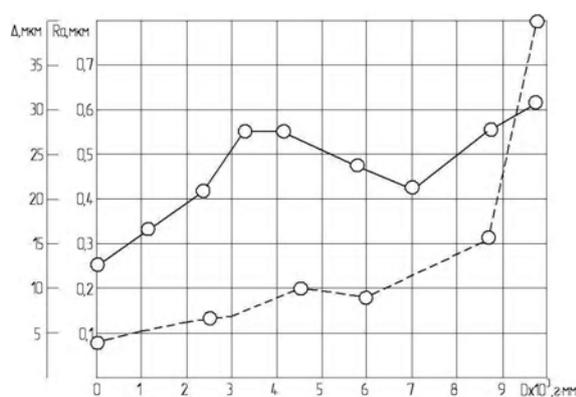
З метою оцінки впливу дисбалансу заготовки на шорсткість та відхилення від круглості обробленої поверхні на виробничій базі Чернігівського державного технологічного університету виконані експерименти на токарно-гвинторізному верстаті, шпиндель якого встановлений у гідростатичні підшипники. Здійснювалась обробка точінням циліндричних поверхонь заготовок при ступінчастій зміні дисбалансу. Заготовку встановлювали з натягом в отвір циліндричної оправки; для створення дисбалансу в оправку вгвинчували вантаж, дисбаланс якого варіювався в межах від 0 до 10^4 г·мм.

Результати

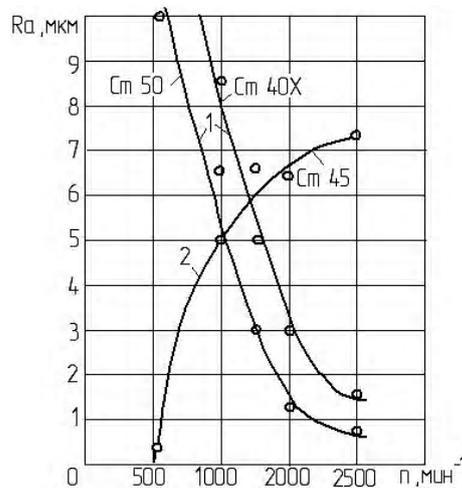
Вплив дисбалансу заготовки на якість обробленої поверхні деталі зі сталі 45 при режимі різання $n = 2000$ хв⁻¹, $S = 0,029$ мм/об, $t = 0,5$ мм видно на рис. 2, а: значення параметра шорсткості Ra та відхилення від круглості Δ обробленої поверхні з ростом дисбалансу заготовок збільшується. Слід відмітити, що у діапазоні варіювання дисбалансу параметр шорсткості не перевищує 0,62 мкм, що задовольняє вимогам тонкого точіння та відповідає восьмому ступеню точності. [3]. Разом з тим, відхилення від круглості збільшується значно і при $D = 10^4$ г·мм досягає значення $\Delta \approx 40$ мкм.

Щоб отримати потрібну якість поверхні на токарно-гвинторізному верстаті з гідростатичними опорами, особливо при обробці кольорових сплавів на фінішній обробці слід значно збільшити частоту обертання шпинделя. Вплив частоти обертання шпинделя на шорсткість деталі видно на рис. 2, б; з підвищенням частоти n обертання зрівноважено-

го шпинделя (без дисбалансу) параметри шорсткості Ra обробленої поверхні знижуються (крива 1). Проте при обробці незрівноваженої деталі ($D = 4,3 \cdot 10^3$ г·мм) шорсткість обробленої поверхні при підвищенні кутової швидкості обертання шпинделя збільшується (крива 2) внаслідок збільшення відцентрової сили деталі $P = \omega^2 D$, де ω – кутова швидкість.



а



б

Рис. 2. Вплив дисбалансу D заготовки (а) та частоти обертання шпинделя n (б) на шорсткість Ra та відхилення від круглості Δ поверхні деталі

Крім того при зростанні відцентрової сили до певної величини глибина різання буде зменшуватися з боку, протилежного напрямку цієї сили. Зміщення обробленої поверхні відносно неякісно обробленої видно на заготовці (рис. 3, а).

Аналіз круглограми (рис. 3, б) показав, що поверхня поперечного профілю деталі має огранку, наявність якої пояснюється збудженням в технологічній системі низькочастотних вібрацій при обертанні незрівноваженої заготовки.

Розрахунок середнього арифметичного відхилення профілограми Ra виконали за формулою [4]:

$$Ra \approx \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n |Y_i|,$$

де n – кількість виступів і впадин відносно середньої лінії на довжині базової ділянки L ;

Y_i – висота виступів і впадин (рис. 3, в).

Проблему якості і точності обробки точінням незрівноважених деталей можна розв'язати шляхом оснащення шпиндельних вузлів пристроями балан-

сування, які знижують рівень коливань верстата. Якщо в якості балансира використати пару коригувальних (незрівноважених) мас, то розмістивши їх на шпинделі з можливістю повороту, наприклад, силами тертя, відносно один одного і відносно шпинделя, то з'являється можливість регулювати величину дисбалансу (в певних межах) вручну, як це зроблено на круглошліфувальному напівавтоматі моделі 3Е184А. Виконавши коригувальні маси у вигляді легких дисків з отворами, рівномірно розташованими по торцю, частина із яких залита свинцем [5] (рис. 4), з'являється можливість автоматичного регулювання процесу балансування під час роботи верстату.

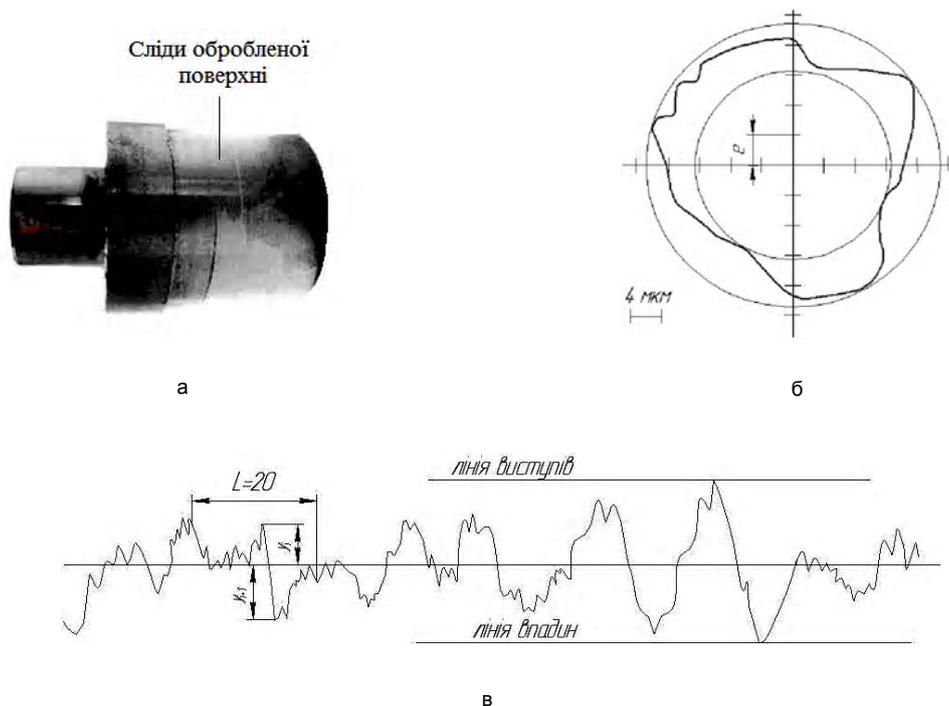


Рис. 3. Оброблена деталь, сталь 40Х, $n = 2000 \text{ хв}^{-1}$, $S = 0,024 \text{ мм/об}$, $t = 0,5 \text{ мм}$ (а), профілограма поперечного профілю (б), висотні відхилення профілю (в); е – ексцентриситет відхилення розташування осі виробу

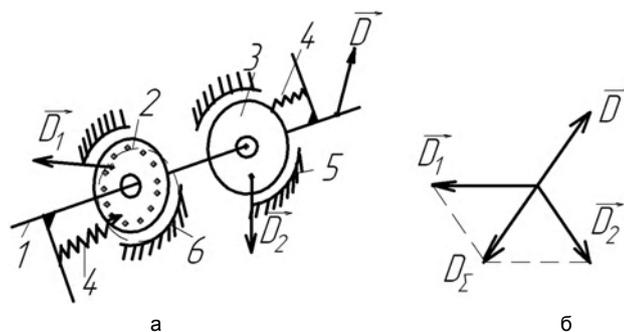


Рис. 4. Схема, яка пояснює принцип дії автобалансируючого пристрою з гідростатичною опорою

Коригувальні диски обертаються разом зі шпинделем, при виникненні радіальних коливань входять в дотик з гальмівними пристроями: гідростатичною, гідродинамічною або аеростатичною опорами [6], що змінює напрямки векторів дисбалансів D_1 і D_2 .

Коли сумарний вектор D_{Σ} коригувальних дисків урівноважується з вектором технологічного дисбалансу D , вібрації зменшуються настільки, що коригувальні диски, обертаючись, не будуть торкатись гальмівних пристроїв.

На рис. 5 наведені типові осцилограми коливань ротора машини із застосуванням пристрою автоматичного балансування (ПАБ) [7] з приводом з гідростатичною опорою. При застосуванні ПАБ з рис. 5 а, видно, що у певний момент часу після запуску верстата спрацьовує привод гальмування коригувальних дисків (точка А) з гідростатичною опорою, в результаті чого диски змінюють своє кутове положення відносно ротора і, відповідно, змінюється результуючий вектор дисбалансу. Відбувається пошук приводом зрівноваженого стану коригувальних дисків, в результаті чого спостерігаються декілька проміжних максимумів і

мінімумів амплітуди коливань ротора (точки В, С). В точці D перехідного процесу сумарний вектор дисбалансів коригувальних дисків збігається з вектором дисбалансу незрівноваженого вантажу, і таким чином, викликає найбільший пік амплітуди на осцилограмі. Потім, внаслідок подальшого гальмування коригувальних дисків, відбувається поступове зменшення амплітуди коливань перехідного процесу, яка в точці E досягає свого мінімального залишкового значення, при якому гальмівні зусилля на коригувальних дисках не перевищують зусиль фіксації. Диски фіксуються в зрівноваженому стані, а амплітуда залишається на постійному рівні $A_{зал}$, яка обумовлена залишковим дисбалансом. Залишкова амплітуда виникає внаслідок похибок датчика вібрацій ($A_{дат}$), нечутливості приводу для переміщення коригувальних дисків ($A_{пр}$), а також залишкової амплітуди коливань верстата ($A_{см}$). Отже, для визначення залишкової амплітуди коливань випробуваного зразка необхідно з отриманої амплітуди $A_{зал}$ відняти $A_{дат}$ і $A_{см}$, тобто

$$A_{пр} = A_{зал} - A_{дат} - A_{см} .$$

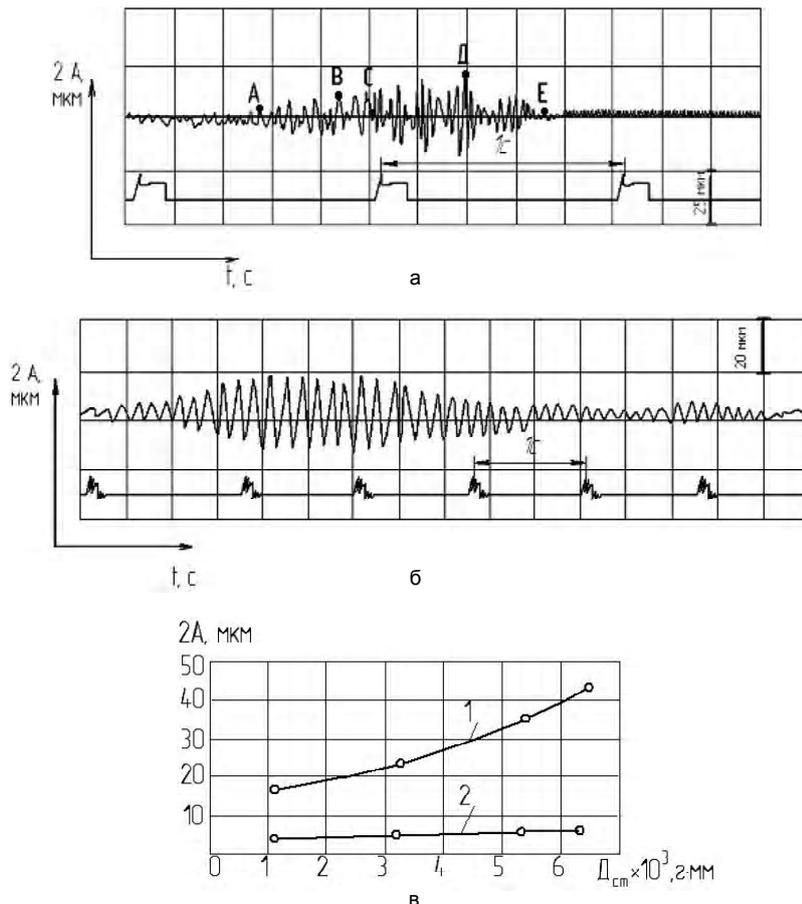


Рис. 5. Осцилограми коливань незрівноваженого ротора з приводом з гідростатичною опорою: а – коливання ротора машини із застосуванням ПАБ; б – процес самоустановлення коригувальних дисків без зовнішнього дисбалансу; в – графіки коливань верстата: 1 – без застосування ПАБ; 2 – після балансування із застосуванням ПАБ

Значення амплітуди $A_{dam} + A_{cm}$ визначаються експериментально при знятих коригувальних дисках і без незрівноваженого вантажу.

У роботу приводу була закладена технічна ідея (гіпотеза) про те, що без зовнішнього дисбалансу коригувальні диски балансуються самодо-вільно, тобто має місце самоустановлення їх в зрівноважене положення. Це підтверджено експериментально (див. рис. 5, б). На осцилограмі видно, що перехідний процес зрівноважування ідентичний процесу балансування з зовнішнім дисбалансом. Це підтвердження дає підставу використовувати роторні машини з ПАБ у випадках відсутності зовнішнього дисбалансу.

На основі обробки отриманих осцилограм побудовані залежності розмаху амплітуди коливань $2A$ від дисбалансу незрівноваженого вантажу $D_{ст}$ для виконавчих механізмів приводів з гідростатичними опорами (рис. 5, в).

З графіка бачимо, що зі збільшенням дисбалансу заготовки розмах коливань $2A$ шпинделя збільшується (крива 1); при балансуванні шпинделя коригувальними дисками рівень коливань залишається постійним (крива 2).

Обговорення

Обробка незрівноважених деталей супроводжується виникненням відцентрових сил, які, як показали досліди, негативно впливають на шорсткість та відхилення від круглості обробленої поверхні, причому більш суттєво наявність дисбалансу впливає на відхилення від круглості. Точіння виконувалось при використанні різних матеріалів; відмінність полягає в тому, що при обробці деталей без дисбалансу шорсткість обробленої поверхні знижується, а при обробці деталей з дисбалансом – підвищується.

Використання ПАБ значно знижує вплив дисбалансу оброблюваної деталі на параметр шорсткості та відхилення від круглості, забезпечуючи розмах коливань не більше 5 мкм.

Дослідження показали, що привод для переміщення коригувальних мас з гідростатичною опорою має менші похибки коректування зовнішнього дисбалансу і високу чутливість до його зміни, проте, спрацьовування приводу з гідростатичною опорою залежить від температури робочої рідини.

Висновки

Изложены результаты экспериментального исследования шероховатости и отклонения от круглости поверхности деталей с дисбалансом при обработке точением на прецизионном станке с гидростатическими подшипниками. Приведены пути снижения центробежной силы и колебаний неуравновешенной заготовки за счёт установки на шпиндель корректирующих дисков, поворачивающихся тормозными силами.

The main results of experimental research of roughness and not round surface of detail with unbalance during of grinding processing on the bench with gyrostatic bearings are perform. It shows ways to increase centripetal force and oscillation unbalanced workpiece by means of installation on the shaft correcting discs, which are rotated by brake forces.

1. Експериментально встановлено, що підвищення дисбалансу при обробці точінням незрівноважених деталей приводить до збільшення параметрів шорсткості та відхилення від круглості оброблюваної поверхні, при цьому відхилення від круглості зростає більш інтенсивно.

2. Проблему якості і точності обробки точінням незрівноважених деталей можна розв'язати шляхом оснащення шпиндельних вузлів пристроями ПАБ, які знижують рівень коливань верстату.

3. Для переміщення коригувальних дисків ПАБ рекомендується використовувати гідростатичну, гідродинамічну або аеростатичну опору, яка взаємодіє з робочою поверхнею диска.

Список літератури

1. Промышленные роботы в машиностроении. Альбом схем и чертежей. Уч. пособие для технич. вузов/ Ю.М. Соломенцев, К.П. Жуков, Ю.А. Павлов. Под общей ред. Ю.М. Соломенцева. – М.: Машиностроение, 1986. – 140 с.
2. Блюмберг В.А. Справочник токаря. Л.: Лениздат, 1969.– 448 с.
3. Справочник технолога-машиностроителя / Под ред. А.Г. Косиловой и Р.К. Мещерякова. – 4-е изд., перераб. и доп. – М.: Машиностроение, 1985. – Т.1. – 656 с.
4. Методические указания по внедрению ГОСТ 2789–73 – М.: Издательство стандартов, 1975 – 16 с.
5. Горбунов Б.И., Малеева Р.Ф., Товщик А.П. и др. Проектирование управляемых балансирующих устройств шлифовальных станков. М.: ВЗМИ, 1987. – 81 с.
6. Кибальченко А.В., Матюшко В.И., Сахно Ю.А. Устройства автоматической балансировки на прецизионных металлорежущих станках. – М.: ВНИИТЭМР (машиностр. пр-во. Сер. Технология и оборудование обработки металлов резанием), Вып. 7, 1990. – 40 с.
7. Сахно Е.Ю. Новое устройство автоматической балансировки неуравновешенных роторов.: Чернигов, ЦНТЭИ, №30. – 2000. – 3 с.

Поступила в редакцию 18.04.2006 г.

УДК 621.81:539.4

В. И. Калиуш, М. А. Гребенников**КОМПЛЕКСНОЕ УПРОЧНЕНИЕ ШЛИЦЕВЫХ ВАЛОВ***Рассмотрен вопрос комплексного упрочнения поверхностей шлицевых валов.*

Среди разрушений шлицевых валов от усталости часто встречающимися в практике эксплуатации энергетических установок являются разрушения по переходной галтели шлицев (по радиусу перехода профиля шлица во впадину). Разрушения происходят вследствие повышенной концентрации напряжений в галтели, а также, в большинстве случаев, от недостаточно благоприятных в отношении усталости свойств поверхностного слоя материала детали.

С целью повышения выносливости и износостойкости шлицевые соединения, как правило, подвергают химико-термической обработке (ХТО). Однако диффузионно насыщенные слои, как известно, не лишены элементов, способствующих преждевременному возникновению разрушения. Такими являются, например, хрупкая ε - фаза на поверхности азотированного слоя, а также возможная его пористость, наличие микротрещин и т.д. Отсутствия вышеуказанных дефектов в строении слоя с технологической точки зрения достигают путем механического их снятия (шлифования).

Кроме того, при диффузионном насыщении поверхности происходит потеря точности геометрических размеров, достигнутой на предшествующих операциях механической обработки, что также требует последующего шлифования поверхности.

Шлифование, несмотря на свою эффективность, может оставлять за собой и негативные последствия, такие как наведение остаточных напряжений растяжения, прижоги, шаржирование поверхностного слоя частицами абразива и другие.

Таким образом, актуальным остается вопрос о дополнительном упрочнении поверхности, которое достигается путем последующего введения поверхностного пластического деформирования (ППД). Как показывают многочисленные исследования [1], комплексное упрочнение поверхности ХТО и ППД является весьма перспективным и заслуживающим дальнейшего исследования направлением на пути повышения выносливости деталей.

Целью настоящей работы являлось исследование эффективности совместного упрочнения обычной конструкционной легированной стали азотированием и обработкой шариками в ультразвуковом поле, а также оптимизация режимов ППД. В качестве объектов исследований использовали образцы, вырезанные из натурального шлицевого вала, который изготавливался из стали 40ХНМА-Ш. Образцы имеют форму сектора с семью межшлицевыми

впадинами (рис. 1).

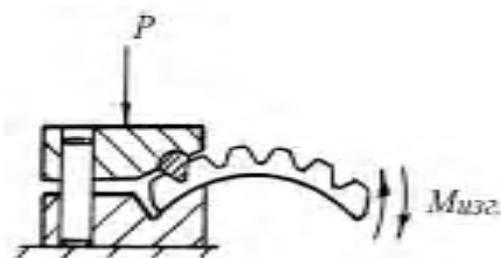


Рис. 1. Схема закрепления образца при испытаниях

После формообразования шлицев (зубофрезерования) образцы подвергали азотированию при температуре $560\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 36 часов. Далее производили шлифование межшлицевых впадин со снятием припуска $0,1\text{ мм}$ с целью удаления с поверхности ε - фазы и других возможных дефектов. Глубина азотированного слоя, таким образом, составила $0,5\text{ мм}$.

Исходя из сущности процесса ультразвукового упрочнения шариками, наиболее важными факторами, определяющими степень воздействия данного метода ППД на поверхностный слой материала детали, являются скорость (интенсивность) движения шариков в камере для упрочнения v и длительность обработки τ . Соответственно этому производили варьирование отмеченными режимами УЗУ с целью оптимизации их сочетания при упрочнении образцов. Использовали план полного многофакторного эксперимента типа $N = 2^2$, то есть два вышеуказанных параметра изменяли на двух уровнях – максимальном и минимальном. Матрица планирования эксперимента имеет вид, представленный в табл. 1. В таблице 1: C_1 и C_2 – значения варьируемых параметров (режимов) УЗУ, соответственно интенсивность движения упрочняющих тел в камере v , μA , и время упрочнения τ , мин; -1 и $+1$ – нижнее и верхнее значения величин варьируемых параметров. Интенсивность движения упрочняющих тел измеряли по показаниям шкалы специального прибора.

Таблица 1 – Матрица планирования эксперимента

N_{on}	X_1	X_2
1	+1	+1
2	-1	+1
3	+1	-1
4	-1	-1

За нижний предел v_{min} принимали значение 25 μ A. Поскольку азотированный слой имеет повышенную твердость (в данном случае $HR_{15N} > 83$ ед.), то для насыщения его пластической деформацией требуется значительное силовое воздействие упрочняющих тел. Вследствие этого за максимальный предел величины интенсивности принимали удвоенный минимальный $v_{max} = 50 \mu$ A. По такому же принципу назначали и время упрочнения $\tau_{min} = 5$ мин, $\tau_{max} = 10$ мин. С учетом сказанного матрица планирования эксперимента принимает вид, представленный в табл. 2.

Таблица 2 – Режимы обработки УЗУ

N_{on}	v, μ A	$\tau, \text{мин}$
1	50	10
2	25	10
3	50	5
4	25	5

Таким образом, были получены 5 партий образцов, подлежащих сравнительным испытаниям на усталость, одна из которых УЗУ не подвергалась, четыре остальные обрабатывались с сочетанием режимов, указанных в табл. 2. Испытания на усталость проводили при консольном симметричном изгибе образца, как указано на рис. 1. За предел выносливости партии принимали тот уровень напряжений в опасном сечении образца, на котором не разрушились, выдержав базу испытаний 10 млн. циклов, как минимум три образца.

Результаты проведенных исследований представлены на графиках (рис 2, 3, 4). Установлено, что разрушение образцов во всех случаях происходит по межшлицевой впадине в месте перехода профиля шлица в цилиндрическую поверхность, что наблюдается при разрушении натурального вала в процессе эксплуатации.

Исследование изломов образцов по вскрытой трещине показало усталостный характер разрушения. На изломе четко выражены очаг разрушения, зона развития трещины и доллом. Предел выносливости партии, которая не подвергалась УЗУ составил $\sigma_{-1} = 200$ МПа. После упрочнения шариками в течении 5 минут с величиной интенсивности

движения упрочняющих тел в 25 μ A значение предела выносливости (вторая партия) повысилось до $\sigma_2 = 220$ МПа (на 10 %), как изображено на графике рис. 2.

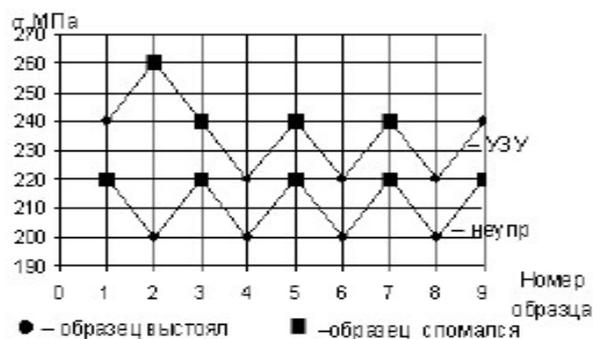


Рис. 2. Диаграмма испытаний на выносливость 1-й и 2-й партии образцов

Повышение интенсивности движения шариков до 50 mA приводит также к некоторому повышению предела выносливости (третья партия) Его значение составило после испытаний $\sigma_3 = 240$ МПа (рис. 3).

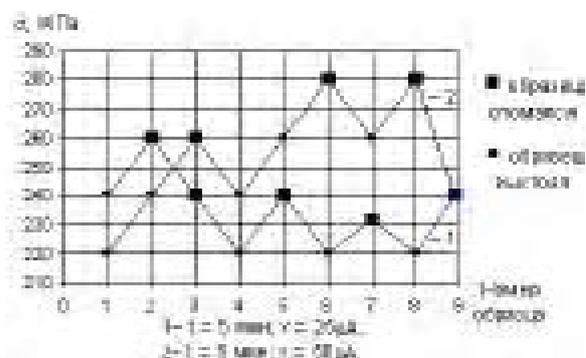


Рис. 3. Диаграмма испытаний на выносливость 2-й и 3-й партии образцов

Максимальный прирост предела выносливости (в сравнении с неупрочненными на 30 %) наблюдался у двух партий образцов, подвергавшихся УЗУ в течении 10 минут, что отражено на рис. 4. Вероятно, трудность насыщения пластической деформацией твердого азотированного слоя при упрочнении поверхности и обуславливает увеличение времени обработки в два раза. Нужно отметить, что варьирование интенсивностью движения шариков дало одни и те же результаты, поскольку пределы выносливости обеих партий оказались одинаковыми. $\sigma_4 = \sigma_5 = 260$ МПа.

Выводы

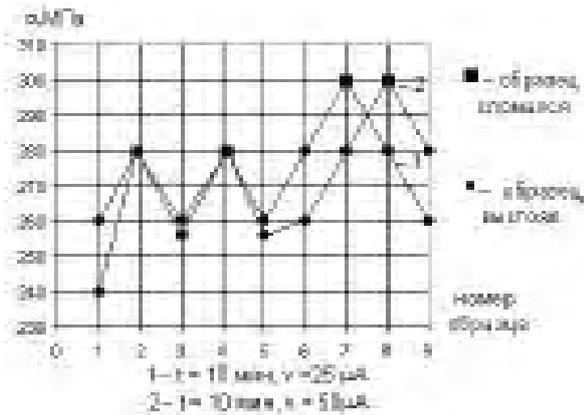


Рис. 4. Диаграмма испытаний на выносливость 4-й и 5-й партий

На основании проведенных исследований сделаны следующие выводы:

- разрушение образцов после испытаний происходит по аналогии с эксплуатационными;
- упрочнение азотированной поверхности шлицев шариками в ультразвуковом поле с оптимальными режимами приводит к повышению предела выносливости материала детали на 30 %.
- оптимальными режимами упрочнения для вала при данных условиях являются: время процесса 10 минут, интенсивность движения шариков в камере – 50 μ A.

Список литературы

1. Балтер М.А. Упрочнение деталей машин. – М.: Машиностроение, 1972. – 125 с.

Поступила в редакцию 08.06.2006 г.

Розглянуто питання комплексного зміцнення валів зі шліцями.

The question of complex hardening of the splined shaft is considered.

УДК 621.77

С. Г. Сынков, Я. Е. Бейгельзимер, В. Н. Варюхин,
А. В. Решетов, А. С. Сынков, Д. В. Орлов

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ПРОЦЕССА ВИНТОВОЙ ЭКСТРУЗИИ

Представлена информация о новом методе интенсивной пластической деформации – винтовой экструзии (ВЭ). Рассмотрены различные схемы ВЭ, описан опыт реализации этого процесса, анализируется влияние ВЭ на механические характеристики технически чистого титана VT1-0 и вторичного алюминиевого сплава АК9.

В настоящее время большой интерес в мире проявляется к материалам с наноструктурой (НС) и ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой (размеры зерна 10.....100 нм и 100.....1000 нм соответственно). Такие материалы обладают уникальными физико-механическими характеристиками [1].

Одним из наиболее эффективных методов получения объемных заготовок с НС и УМЗ структурой является интенсивная пластическая деформация (ИПД), основная цель которой – накопление деформации в заготовках без изменения их формы [2]. К процессам ИПД относятся: равноканальное угловое (РКУ) прессование, всесторонняя ковка и др. [3, 4].

Особенностью процессов ИПД является то, что форма заготовки после полного цикла деформации практически совпадает с исходной, что позволяет обрабатывать её многократно. В результате больших пластических деформаций металлов (эквивалентная деформация составляет обычно $\epsilon_i = 5...10$ [2]) размеры их структурных элементов уменьшаются и достигают значений, характерных для НС и УМЗ материалов. Вследствие этого металлы после ИПД приобретают уникальные свойства, многие из которых представляют практический интерес. В частности, они обладают весьма высокой пластичностью в сочетании с высокой прочностью.

В настоящей работе представлена информация о разрабатываемом авторами новом методе ИПД – винтовой экструзии (ВЭ) [5-6].

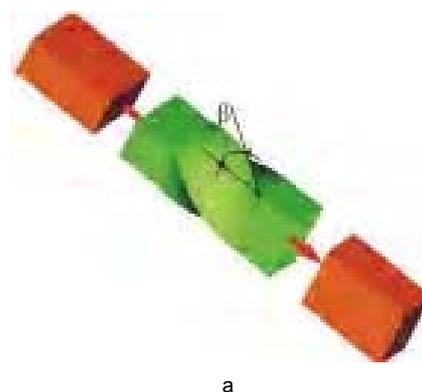
Основная идея винтовой экструзии

ВЭ состоит в том, что призматическую заготовку пропускают через винтовую матрицу (рис. 1, а). Канал винтовой матрицы схематично показан на рис. 1, б. Он состоит из трех участков: заходного 1, винтового 2 и калибрующего 3. Поперечные сечения всех участков одинаковы.

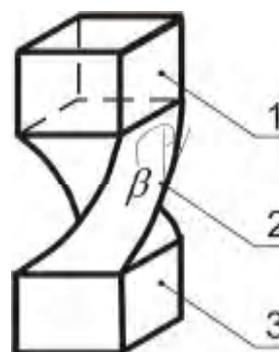
Характеристикой винтового участка 2 является угол β наклона винтовой линии, наиболее удаленной от оси матрицы, к оси экструзии (см. рис. 1, б).

Указанные особенности геометрии канала при-

водят к тому, что при выдавливании через него форма заготовки не изменяется, это позволяет осуществлять ее многократную экструзию с целью накопления интенсивных деформаций. При этом происходит изменение структуры и свойств заготовки при сохранении идентичности начальной и конечной ее формы.



а



б

Рис. 1. Схема, поясняющая суть винтовой экструзии: а – схема прохождения заготовки через винтовую матрицу; б – схема канала винтовой матрицы

Деформация металла в процессе винтовой экструзии

В работе [5] методами физического и математического моделирования исследовано напряженно-деформированное состояние металла при ВЭ. Краткие выводы из этой работы состоят в следующем:

1. На границе заходного и винтового участков матрицы происходит закручивание потока металла, а на границе винтового и калибрующего участков поток выпрямляется (рис. 2);

2. В первом приближении, в процессе ВЭ каждое материальное сечение заготовки, ортогональное ее оси, деформируется по схеме простого сдвига;

3. Наибольшую часть деформации за проход заготовка получает в узких зонах входа и выхода из винтового участка канала матрицы;

4. Минимальной деформации подвергается волокно, расположенное по оси образца, максимальной – наиболее удаленные от нее волокна;

5. Для заготовок прямоугольного поперечного сечения максимальное $\varepsilon_{i\max}$ и минимальное $\varepsilon_{i\min}$ значения эквивалентной деформации после одного прохода ВЭ можно рассчитать по формулам

$$\varepsilon_{i\max} = tg\beta,$$

$$\varepsilon_{i\min} = 0,4 + 0,1tg\beta.$$

Эксперименты показывают (см. напр. [2]), что простой сдвиг в узких слоях наиболее эффективен, по сравнению с другими видами деформации, в плане образования УМЗ структур, а циклическая деформация характеризуется более высокой пластичностью металла по сравнению с монотонной. В совокупности со сказанным выше это указывает на возможную перспективность винтовой экструзии для получения материалов с нано- и УМЗ структурой.



Рис. 2. Фрагмент винтовой матрицы с заготовкой

Установки для винтовой экструзии

Впервые процесс винтовой экструзии (ВЭ) был реализован для обработки заготовок из технического титана ВТ1-0, для чего была использована установка гидропрессования с цилиндрической рабочей камерой контейнера диаметром 50 мм. В качестве силового органа служил гидравлический пресс усилием 4000 кН. Установка была адаптирована под гидромеханическую винтовую экструзию, схема которой приведена на рис. 3. В приведенной схеме обрабатываемую заготовку 3 с размерами сечения 14×16 мм и длиной 60 мм экструдировали через винтовую матрицу 4, которая базировалась на опорной втулке 5, устанавливаемой на конической матрице 7, предназначенной для гидропрессования фальш-заготовки. В рабочий канал контейнера 2 заливали рабочую жидкость, масло индустриальное И-20, после чего пуансоном 1 в канале создавали давление рабочей жидкости. При давлении 600÷700 МПа фальш-заготовка 6 начинала экструдироваться через коническую матрицу 7, а пуансон, перемещаясь в осевом направлении по каналу контейнера, воздействовал на верхний торец обрабатываемой заготовки 3, в результате чего заготовка экструдировалась через винтовую матрицу. Когда пуансон касался верхнего торца матрицы, процесс останавливали, в коническую матрицу устанавливали новую фальш-заготовку, винтовую матрицу с обрабатываемой заготовкой поворачивали на 180° и процесс повторяли. Результаты обработки титановых заготовок по такой схеме достаточно подробно описаны в работах [9, 10]. Мы хотели бы обратить внимание на достоинства и недостатки такой схемы ВЭ.

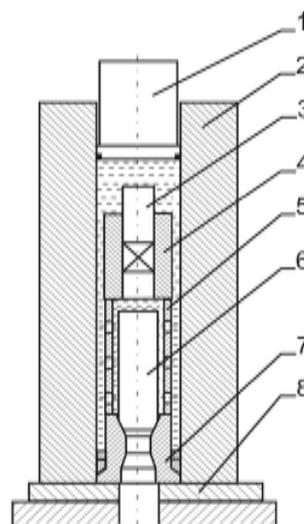


Рис. 3. Схема установки гидромеханической винтовой экструзии

Основным достоинством является то, что процесс обработки заготовки проходит в жидкости высокого давления, когда трение заготовки о стенки контейнера отсутствуют. Заготовка экструдируется из зоны высокого давления в зону такого же высокого давления при наиболее благоприятной схеме напряжённого состояния. Максимальные напряжения на пуансоне не превышают 1000 МПа, причём процесс проводили при комнатной температуре. Заготовка при воздействии на неё пуансона в процессе ВЭ не теряет устойчивости, поскольку поддержана жидкостью высокого давления.

К основным недостаткам приведенной схемы ВЭ следует отнести низкую технологичность процесса. Необходимость точной фиксации слоя масла над заготовкой: при заниженном слое масла процесс ВЭ заготовки начнётся, когда давление гидропрессования фальш-заготовки ещё не достигнуто. В этом случае возможна осадка обрабатываемой заготовки. При повышенном слое масла над заготовкой процесс гидропрессования фальш-заготовки начнётся раньше ВЭ, что может привести к потере контроля над процессом.

Для проведения последующих технологических исследований процесса ВЭ и изучения структуры и свойств обрабатываемых материалов было решено изменить как размеры, так и форму сечения обрабатываемых заготовок. При использовании матриц с близким к квадратному сечению каналом (соотношение сторон поперечного сечения $a/b \sim 1$) и недостаточном уровне противодействия возможно «смятие» углов заготовки, т. е. искажение её формы в поперечном направлении. В этом случае сдвиговой деформации заготовки либо не происходит, либо она уменьшается на величину смятия. При уменьшении соотношения сторон a/b поперечного сечения канала матрицы объём материала для деформирования «смятием» возрастает и, при определенном соотношении a/b ($\sim 1,5$), заготовка начинает деформироваться по схеме простого сдвига. В то же время увеличение соотношения a/b приводит к росту неравномерности распределения накопленной деформации и свойств в плоскости поперечного сечения образца, однако при повторных деформационных проходах ВЭ эта неравномерность частично устраняется [5, 11].

Созданная установка для ВЭ, схема которой приведена на рис. 4, состоит из трёхслойного контейнера 1, имеющего рабочий канал для размещения заготовки размером $28 \times 18 \text{ мм}^2$, бандажированной винтовой матрицы 2 с заходным прямым каналом $28 \times 18 \text{ мм}^2$, переходящим в винтовой канал с углом наклона к оси прессования $\beta = 45-60^\circ$ и выходной канал, повернутый относительно входного на $80-90^\circ$. В нижней части калибрующего канала матрицы предусмотрено незначительное уменьшение поперечного участка по отношению к заходному для компенсации влияния остаточных

упругих напряжений заготовки, приводящих к пропеллерности и некоторому увеличению поперечного сечения обрабатываемой заготовки. Под матрицей устанавливается центрирующая втулка 3 с сечением и формой канала, соответствующей сечению выходного канала матрицы и служащая для предотвращения потери устойчивости заготовки при воздействии на её нижний торец плунжера противодействия 4 [12]. Под центрирующей втулкой установлена опорная плита 5 с прямоугольным пазом для извлечения заготовки. Вся конструкция установлена на нижней плите 7, к которой крепится фланцем 8 и шпильками. Прессование заготовки осуществляется пуансоном 9, установленным в верхней подвеске. На наружную поверхность контейнера и матрицы установлен нагреватель, позволяющий осуществлять нагрев установки до 400°C и проводить обработку заготовок в режиме тёплого прессования.

В этой установке при комнатной температуре и скорости деформирования 3 мм/с, максимальном давлении ВЭ до 2000 МПа и противодействии 100-200 МПа были обработаны: медь М0, М1, цинк Ц0, Ц1, Ц2, алюминиевые сплавы А0, АМг2 и технический титан ВТ1-0.

При температуре нагрева установки до 400°C и при тех же скоростно-силовых параметрах были обработаны труднодеформируемые металлы АК5М2, ВТ-6, Инконель 718 и ВТ1-0.

В результате обработки ВЭ перечисленных материалов по различным технологическим режимам были установлены преимущества и недостатки технологической оснастки.

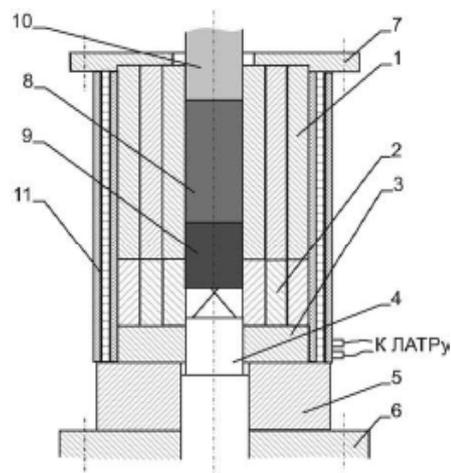


Рис. 4. Схема установки ВЭ с профильным каналом контейнера

Одним из основных преимуществ такой схемы является возможность обработки заготовки в контейнере без её осадки. Это особенно важно при обработке хрупких и труднодеформируемых сплавов в режиме тёплой деформации. Возможность нагрева установки – это ещё одно преимущество перед схемой гидромеханической ВЭ.

Главным технологическим недостатком профильного канала контейнера в установке ВЭ является большая поверхность трения заготовки о стенки канала контейнера на протяжении всего пути деформирования, что не позволило реализовать обработку заготовок по схеме "заготовка за заготовкой". Традиционно применяемые в процессах прессования смазки существенного эффекта не дали ни при комнатной, ни при повышенных температурах. Уровень удельных усилий на пуансон при обработке сплавов титана, Инконеля 718 составлял 2000÷2100 МПа. Понятно, что при таком уровне давлений проблемы стойкости инструмента выходят на первый план. После 20-25 циклов ВЭ в местах наибольшей концентрации напряжений, а это верхний торец винтовой матрицы и сопрягаемый с ним торец внутренней втулки контейнера, появлялись радиально расходящиеся трещины, идущие из углов профиля канала, рис. 5. Кроме того, профильный пуансон при закалке на твёрдость 58.....60 HRc хрупко разрушался, а при закалке на твёрдость 50.....52 HRc терял устойчивость, появлялся продольный изгиб.

Поэтому логичным шагом в изменении конструкции оснастки стал цилиндрический рабочий канал контейнера диаметром 28 мм, соответствующий описанному диаметру заготовки. Верхний торец матрицы на глубину 8-10мм повторял диаметр контейнера, далее шёл конический участок, переходящий в профиль 28×18 мм и последующий винтовой участок, рис. 6. Таким образом, зона наибольшей концентрации напряжений была выведена с поверхности матрицы. С точки зрения конструктивной прочности, такая конструкция внутренней втулки контейнера и матрицы более предпочтительна. На сегодняшний день они выдержали более 100 циклов ВЭ без разрушения. Преимущества цилиндрической формы пуансона перед профильной – очевидны. Кроме того, такая конструкция рабочего канала контейнера и матрицы тех-

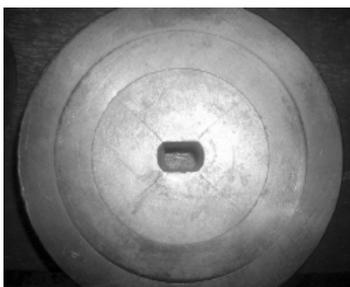


Рис. 5. Разрушение винтовой матрицы

нологична в исследованиях по консолидации порошковых материалов и лент с аморфной структурой. Такие материалы упаковывают в стакан, например, из меди, а изготавливать цилиндрический стакан с заглушкой и далее проводить с ним все последующие операции по упаковке и компактированию технологичнее, чем с профильным. По такой схеме методом ВЭ была консолидирована в монолитный образец лента из сплава $Al_{86}Gd_6Ni_6Co_2$ [13], реализован процесс полунепрерывной ВЭ в прутки стружечных материалов из алюминия, магния и титановой губки [14]. Из монолитных материалов отработаны процессы получения УМЗ технического титана ВТ1-0 для изготовления ортопедических пластин [15] и комбинированная обработка ВЭ вторичных алюминиевых сплавов с целью повышения их технологической пластичности [16].

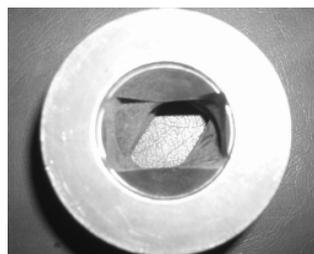


Рис. 6. Винтовая матрица с круглой заходной частью

Недостатками схемы с цилиндрическим каналом контейнера являются, с одной стороны, высокие удельные нагрузки на инструмент в первом деформационном проходе при исходной цилиндрической заготовке вследствие практически совмещения деформации в матрице с круга на профиль с последующей ВЭ. С другой стороны, деформация профильной заготовки в круглом канале контейнера и винтовой матрице неизбежно сопровождается деформацией осадки, что негативно сказывается на обработке труднодеформируемых и малопластичных материалов, у которых ресурс пластичности невелик.

Устранить эти недостатки, по мнению авторов настоящей работы, может позволить процесс квазигидроэкструзии, при котором роль жидкости выполняет среда, состоящая из мелкодисперсного графита с добавками низкотемпературной стеклянной смазки.

В качестве иллюстрации эффективности описанного метода обработки ниже приведены результаты обработки ВЭ и комбинацией ВЭ с прокаткой и прессованием через коническую матрицу образцов из титана ВТ1-0 и вторичного алюминиевого сплава АК9, таблицы 1 и 2.

Таблица 1 – Механические свойства титановых образцов после различных видов деформационной обработки

Марка сплава	Вид обработки	σ_s МПа	$\sigma_{0,2}$ МПа	δ %	H_u МПа
BT1-0	горячекатаный, исходный	450	375	22	1600
BT1-0	4 прохода ВЭ (400 °С)+отпуск 300 °С 1 час	670	630	22	2490
BT1-0	4 прохода ВЭ (400 °С)+теплая прокатка (400 °С, отн. обжатие 80 %)+отпуск 300 °С 1 час	790	760	15	3000

Как видно из табл. 1, после четырех проходов теплой ВЭ прочностные характеристики заготовки выросли в полтора раза. Примечательно, что пластичность при этом не упала. Последующая теплая прокатка привела к дальнейшему росту прочностных свойств, при некотором (в рамках допустимого) падении величины относительного удлинения. В целом же механические характеристики полученных из сплава BT1-0 пластин приближаются по своим значениям к свойствам сплава BT-6.

Таким образом, теплая винтовая экструзия существенно повышает прочностные характеристики образца при сохранении высокого уровня пластичности и позволяет эффективно подготовить структуру исходного материала к последующему монотонному деформированию.

Таблица 2 – Механические свойства образцов сплава АК9 в исходном и деформированном состоянии

Вид обработки	σ_s , Н/мм ²	$\sigma_{0,2}$, Н/мм ²	δ , %	ψ , %
Исходное состояние	60	48	0,8	-
ВЭ*1пр→Ø12 мм	206	172	10	12
ВЭ*5пр→Ø12 мм	207	160	17	20

Как видно из табл. 2, после деформационной обработки произошел значительный рост как прочностных, так и пластических характеристик сплава. Так, в исходном состоянии сплав имел чрезвычайно низкую пластичность (порядка 0,8 %). После обработки по схеме один цикл ВЭ + прессование его пластичность выросла до 10 %, а деформирование по схеме пять циклов ВЭ + прессование позволило увеличить пластичность до 17 %. Материал АК9 после ВЭ по своим прочностным свойствам можно классифицировать как высокопрочный, а по пластическим характеристикам сплав перешел из категории малопластичных в класс средней (для первого маршрута) и высокой (для второго маршрута) пластичности. Таким образом, вторичный алюминиевый сплав с практически нулевой пластичностью после проведенной обработки по своим свойствам перешел из литейных в разряд деформируемых, что существенно расширило область его потенциального использования.

Выводы

1. Анализ технологических схем и оснастки для ВЭ позволяет сделать вывод о целесообразности применения схемы механической ВЭ с цилиндрическим каналом контейнера и винтовой матрицей, с использованием квазижидкости, в которой зона винтовой деформации расположена в глубине матрицы.

2. Результаты обработки ВЭ образцов титана BT1-0 и вторичного алюминиевого сплава АК9 показывают высокие как прочностные характеристики, так и пластические.

Список литературы

- Gleiter H. Nanstructured material: basic and microstructure // Acta Materialia. – 2000. – V. 48. – №1. – P. 1-29.
- Валиев Р.З., Александров И.В. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. М.: Логос, 2000. – 271с.
- Процессы пластического структурообразования металлов / Сегал В.М., Резников В.И., Копылов В.И., Павлик Д.А., Малышев В.Ф. - Минск: Наука и техника. – 1994. – 232с.
- Формирование субмикроструктурной структуры в титане при пластической деформации и её влияние на механические свойства / Салищев Г.А., Валиахметов О.Р., Галеев Р.М., Малышева С.П. // Металлы, 1996. – №4. – С. 86-91.
- Винтовая экструзия – процесс накопления деформаций. Бейгельзимер Я.Е., Варюхин В.Н., Орлов Д.В., Сынков С.Г. Донецк: ТЕАН, 2003. – 85 с.
- Интенсивные пластические деформации материалов при гидропрессовании с кручением / Бейгельзимер Я.Е., Варюхин В.Н., Сынков В.Г., Сынков С.Г. // Физика и техника высоких давлений. – Т.10. – №1. – 2000. – С. 24-27.
- Винтовая экструзия / Бейгельзимер Я.Е., Сынков С.Г., Орлов Д.В., Решетов А.В. // Кузнечно-штамповочное производство, 2004. – №6. – С. 15-22.
- Патент Украины "Способ деформационной обработки материалов" UA59856A B21C25/00 / Я.Е. Бейгельзимер, С.Г. Сынков, Д.В. Орлов, А.В. Решетов.
- Y.Beygelzimer, D.Orlov, V.Varykhin, in Pros. Of TMS Annual Meeting in Seattle, WA, Feb. 17-21,

- 2002, р. 297-304.
10. Влияние комбинированной обработки давлением на структуру и свойства титана BT1-0 / В.В.Столяров, Х.Ш. Салимгареев, Е.П.Сошникова, Я.Е. Бейгельзимер и др. // Физика и техника высоких давлений, 2003. – т.13. – №1. – С. 54-59.
 11. Винтовая экструзия. / Я.Е. Бейгельзимер, С.Г. Сынков, Д.В. Орлов, А.В. Решетов // Кузнечно-штамповочное производство, 2004. – №6. – С. 15-22.
 12. Д.П.70052А Украина, МКИБ21С25/00. Пристрій для обробки матеріалів тиском / Я.Ю. Бейгельзимер, С.Г. Сынков, Д.В. Орлов, А.В. Решетов, О.С. Сынков. – 20031212322; заявл. 24.12.2003; опубл. 15.09.2004, Бюл. №9. – 8 с.
 13. Consolidation of amorphous $Al_{86}Ni_6Go_2Gd_6$ melt spun ribbons by twist extrusion / V.N.Varyukhin, Y.Y.Beygelsimer, S.G.Synkov etc. // Material Science Forum Vols. 503-504 (january 2006) pp. 699-704.
 14. Получение длиномерных заготовок путём консолидации порошковых и пористых материалов методом комбинированной экструзии / А.С. Сынков, С.Г. Сынков, Я.Е. Бейгельзимер и др. / Прочность неоднородных структур. Тезисы докладов. Москва. - МиСиС, 2006. – 149 с.
 15. Основы технологии получения пластин для травматологии и ортопедии методом винтовой экструзии с последующей прокаткой / Я. Е. Бейгельзимер, С.Г. Сынков, А.В. Решетов // Металл и литьё Украины, 2005. – №11-12. – С. 57-60.
 16. Комбинированная деформационная обработка вторичных алюминиевых сплавов / А.И. Шевелев, В.Н. Варюхин, С.Г. Сынков, А. В. Решетов // Физика и техника высоких давлений, 2005. – т. 15. – №1. – С. 139-145.

Поступила в редакцию 08.06.2006 г.

Представлено інформацію про новий метод інтенсивної пластичної деформації – звинтової екструзії (ГЕ). Розглянуті різні схеми ГЕ, описано досвід реалізації цього процесу, аналізується вплив ГЕ на механічні характеристики технічно чистого титана BT1-0 і вторинного алюмінієвого сплаву АК9.

The information on a new method of severe plastic deformation twist extrusion (TE) is presented. Various TE schemes are considered, experience of realization of this process is described, influence of TE on mechanical characteristics of technically pure titanium (BT1-0) and secondary aluminium alloy (AK9) are analyzed.

УДК 539.4

Н. Г. Бычков, А. Р. Лепешкин, А. В. Першин, Е. В. Петров, Ю. Г. Быков

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ОЦЕНКА ЭФФЕКТИВНОСТИ РЕМОНТНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ ОХЛАЖДАЕМЫХ ЛОПАТОК ГТД С ЖАРСТОЙКИМИ ПОКРЫТИЯМИ ПРИ ИСПЫТАНИЯХ НА ТЕРМОУСТАЛОСТЬ С ИНДУКЦИОННЫМ НАГРЕВОМ

Разработана расчетно-экспериментальная методика оценки эффективности ремонтных технологий охлаждаемых лопаток ГТД с жаростойкими покрытиями при испытаниях на термоусталость с индукционным нагревом. Приведены результаты сравнительных термоусталостных испытаний сопловых и рабочих лопаток ГТД с жаростойкими покрытиями, отремонтированных по технологиям ГИП и ГЦП, и лопаток, не прошедших ремонт.

1 Формулирование проблемы

1.1 Постановка проблемы и ее связь с научно-практическими задачами

Лопатки турбин являются термонапряженными деталями горячего тракта газотурбинного двигателя (ГТД) и работают в широком диапазоне температур и нагрузок. Для никелевых жаропрочных сплавов, применяющихся при изготовлении лопаток ГТД, в качестве защитных покрытий используются алюминидные жаростойкие и теплозащитные керамические покрытия [1, 2]. Опыт эксплуатации ГТД показывает, что ресурс зависит от уровня повреждаемости лопаток турбин. Во многих случаях повреждаемость связана с появлением забоин и других дефектов на поверхности лопаток. Кроме того, ресурс лопаток ограничивается работоспособностью жаростойкого покрытия. Лопатки с поврежденным в эксплуатации покрытием подлежат замене, при этом ресурс основного материала может быть не исчерпан.

Разработка ремонтных технологий охлаждаемых лопаток с жаростойкими покрытиями и восстановление их прочностных характеристик, а также разработка расчетно-экспериментальной методики оценки указанных ремонтных технологий являются сложными и актуальными проблемами.

Рассматривается возможность внедрения в ремонтные технологии горячего изостатического прессования (ГИП), что позволит значительно уменьшить литейную пористость, и тем самым за счет получения менее дефектной макроструктуры материала повысить термоусталостную и усталостную долговечности лопаток. ГИП отливок заключается в их всестороннем сжатии при оптимальных для каждого сплава значениях температуры, давления и времени их воздействия. Уплотнение отливки происходит в следующей последовательности 3]: пластическая деформация материала и

ползучесть в зоне несплошностей (пор, рыхлостей), смыкание поверхностей несплошностей и образование металлических связей в зоне контакта, развитие диффузионных процессов.

1.2 Постановка задачи исследования

По существующим технологиям лопатки по истечении определенного времени работы могут подвергаться восстановительному ремонту с целью продления срока их службы. Восстановительный ремонт лопаток заключается в удалении старого жаростойкого защитного покрытия, проведения термовакуумной обработки (ТВО) [4] или обработки поверхности пера лопатки электрокорундом [5] и нанесения нового защитного покрытия.

Введение в технологическую цепочку ГИП перед ТВО значительно повысило механические свойства лопаток [4]. Применение ГИП с последующей ТВО для лопаток с длительной наработкой не только ликвидировало приобретенные микронесплошности, но и восстанавливает саму структуру, приближая ее к первоначальному (исходному состоянию).

Целью данной работы является разработка расчетно-экспериментальной методики оценки эффективности ремонтных технологий охлаждаемых лопаток ГТД с жаростойкими покрытиями, предусматривающей испытания на термоусталость с индукционным нагревом, проведение сравнительных термоусталостных испытаний сопловых и рабочих лопаток с жаростойкими покрытиями, как отремонтированных по технологиям ГИП с газоциркулярным нанесением покрытия (ГЦП), так и не подверженных ремонту.

2 Методика исследований

Для термоциклических испытаний лопаток ГТД и других элементов горячей части двигателя используется установка, разработанная и изготовленная в ЦИАМ на базе унифицированного высокока-

стотного генератора типа ВЧГ4-25/0,44 и сервогидравлического нагружающего устройства Т14-184 [6]. Общий вид установки приведен на рис. 1.

В состав установки входят: высокочастотный генератор, индуктор [7], нагружающее устройство, маслонасосная станция, электрогидравлические автоматы пропорционального управления, системы водо- и воздухообеспечения, система управления термоциклом, синхронизированная с системой уп-

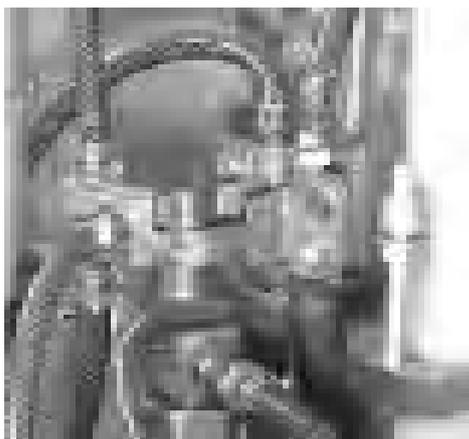


Рис. 1. Установка на базе ВЧГ4-25/0,44

равления нагрузкой.

Система воздушного охлаждения имеет два контура: внутренний контур обеспечивает непрерывное контролируемое охлаждение внутренней полости объекта, наружный контур обеспечивает обдув детали в полуцикле охлаждения. Система управления испытательной установки обеспечивает неизотермическое термомеханическое нагружение.

Основные характеристики установки: мощность 10 кВт, рабочая частота 440 кГц, максимальная растягивающая нагрузка 50 кН, максимальная температура нагрева объекта при использовании ХА термопар 1200 °С, при использовании ПР термопар 1600 °С, максимальный расход охлаждающего воздуха 30 г/сек.

Глубина проникновения основного тока электромагнитной индукции (80%) в разогреваемый материал на основе Ni менее 0,1 мм.

Скорость нагрева лопаток ГТД во время испытаний можно изменять от 10 до 300 К/сек. При необходимости лопатки могут нагружаться растягивающей силой (имитирующей центробежную), изменяющейся синхронно с температурой. В случае испытаний небандажированных лопаток к ним приваривается технологическая полка.

Размещение лопатки в непосредственной близости от выходных шин обеспечивает сведение до минимума потерь высокочастотной энергии при ее передаче от ВЧГ в индуктор.

Важное значение для надежной оценки термоциклической прочности лопаток имеет воспроизве-

дение идентичных условий разогрева и охлаждения для всей партии испытываемых лопаток. Для этого после выполнения всех настроечных работ по получению заданного температурного поля положение лопатки относительно индуктора фиксировалось с помощью шаблона.

При сравнительных испытаниях всех лопаток данной партии захват после получения заданного температурного поля на контрольной лопатке уже не раскрепляется. Смена лопатки производится лишь перемещением ее в захвате при одной снятой ветви индуктора. После закрепления новой лопатки в захвате индуктор с помощью шаблона устанавливается практически в прежнее положение.

Геометрия индуктора рассчитывалась по заданному температурному полю по специальной методике. Окончательно форма индуктора дорабатывалась по результатам термометрирования при отладочных испытаниях.

3 Результаты исследований и их анализ

3.1 Результаты испытаний на термоусталость лопаток ГТД

На данной установке получены результаты испытаний на термоусталость рабочих и сопловых лопаток ГТД, не прошедших ремонт после наработки в эксплуатации, и лопаток после ремонта с использованием технологий ГИП и ГЦП. Во всех случаях трещина зарождалась на выходной кромке.

Среднее значение термоциклической долговечности N_{cp} сопловых лопаток после наработки в эксплуатации, не прошедших ремонта, составило при испытаниях по режиму $T_{min} \leftrightarrow T_{max} = 485 \leftrightarrow 1000$ °С, $N_{cp} = 141$ цикл. Для рабочих лопаток при испытаниях по режиму $500 \leftrightarrow 1050$ °С – $N_{cp} = 356$ циклов, а для режима $475 \leftrightarrow 950$ °С – $N_{cp} = 1831$ цикл.

Анализ результатов проведенных исследований показывает, что термоциклическая долговечность сопловых лопаток при $T_{max} = 1000$ °С, прошедших после эксплуатационной наработки ремонт, возросла примерно в 4 раза по сравнению с лопатками без ремонта и достигла 587 циклов.

Для рабочих лопаток с $T_{max} = 1050$ °С это отношение составило примерно 3,7 раза, а для $T_{max} = 950$ °С – $N_{рем} / N_{без ремонта} \approx 4,3$ раза.

Максимальная расчетная величина полного размаха термических деформаций на выходной кромке рабочей лопатки для режима термоциклирования $475 \leftrightarrow 950$ °С составила 0,61 %, а для режима $500 \leftrightarrow 1050$ °С соответственно 0,79 %.

Расчетные кривые малоциклового усталости, определенные по формуле Мэнсона, представлены в координатах "деформации в цикле- число циклов до разрушения" (" $\Delta \epsilon_{e-p} - N_p$ ") на рис. 2 и 3. Там же нанесены экспериментальные точки, полученные в ЦИАМ при испытаниях рабочих лопаток тур-

бин на установке с высокочастотным индукционным нагревом. Кроме того, на этих же рисунках представлены результаты испытаний на термоусталость стандартных круглых образцов, проведенных ранее в ЦИАМ, при $T_{\max} = 950$ и 1050 °С.

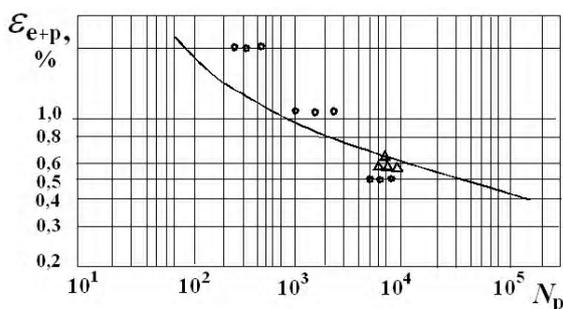


Рис. 2. Кривые термоусталости сплава ЖС6У, $T_{\max} = 950$ °С: ○ – стандартные круглые образцы, Δ – экспериментальные данные испытания лопаток

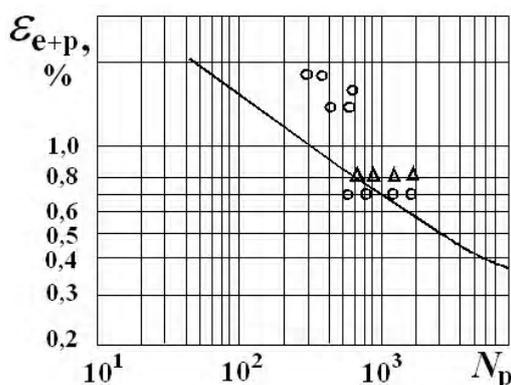


Рис. 3. Кривые термоусталости сплава ЖС6У, $T_{\max} = 1050$ °С: ○ – стандартные круглые образцы, Δ – экспериментальные данные испытания лопаток

Экспериментальные данные, полученные при испытаниях образцов и отремонтированных лопаток, по средним значениям близки:

$$N_{\text{расч}} / N_{\text{эксп}}(950 \text{ °С}) \approx 1,4;$$

$$N_{\text{расч}} / N_{\text{эксп}}(1050 \text{ °С}) \approx 1.$$

Нормативной документацией допускается трехкратный разброс [8].

Полученные кривые позволяют прогнозировать термоциклическую долговечность лопаток турбин из сплава ЖС6У при различных размахах термоциклических деформаций (по результатам испытаний круглых образцов) для максимальных температур в цикле $950 \dots 1050$ °С.

Кроме того, в работе проделан анализ влияния последовательности нанесения слоев многокомпонентных покрытий на термоциклическую долговечность лопаток ГТД. Использование в качестве материала слоев специально подобранных сплавов может дать существенное возрастание термоциклического ресурса конструкции лопатки. Разработанный принцип формирования слоев заключается в том, что жаростойкое покрытие включает слои материалов, нанесенных на основное тело лопатки, при этом материалы смежных нанесенных слоев выбраны таким образом, чтобы коэффициент линейного расширения материала слоя, подвергающегося действию большей температуры, был ниже, чем коэффициент у материала с меньшей температурой [9]. Результаты испытаний лопаток ГТД с жаростойкими покрытиями, имеющих разный состав слоев с известными коэффициентами линейного расширения их материалов, подтвердили указанный принцип формирования слоев в жаростойком покрытии.

Выводы и перспективы дальнейших исследований

1. Проведены сравнительные испытания на термоусталость рабочих и сопловых лопаток ГТД, отработавших в эксплуатации примерно 1000 часов, прошедших и не прошедших ремонт.
2. Сопротивление термической усталости рабочих и сопловых лопаток турбины ГТД возросло после ремонта по технологии ГИП и ГЦП в $3,7 \div 4,3$ раза по сравнению с лопатками, не прошедшими ремонта.

В дальнейшей работе предполагаются экспериментальные исследования влияния различных принципов формирования слоев жаростойких покрытий на термоциклическую долговечность лопаток ГТД.

Список литературы

1. Лепешкин А.Р., Бычков Н.Г., Першин А.В., Рекин А.Д., Мубояджян С.А., Головкин Ю.И. Методика испытаний и оценка термоциклической долговечности моделей жаровых труб камер сгорания ГТД с теплозащитными покрытиями с использованием высокочастотного индукционного нагрева // *Авиационно-космическая техника и технология*. – Вып. 8/16. Харьков: Национальный аэрокосмический ун-т "ХАИ", 2004. – С. 158-162.

2. 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 термодолговечность жаропрочных материалов // Новые материалы и технологии НМТ-2004. Тезисы докладов Всероссийской научно-технической конференции. Т. 2. – М.: МАТИ, 2004. – С. 120-121.
3. Хаюров С.С. Горячее изостатическое уплотнение отливок // Технология легких сплавов, 1985. – №3. – С. 43-54.
4. Логунов А.В., Голованов В.И., Разумовский И.М., Маринин С.Ф., Тихонов А.А., Поклад В.А., Фролов В.С., Быков Ю.Г. Газостатическое прессование – эффективный способ устранения несплошностей в лопатках ГТД // Перспективные материалы, 2004. – №3. – С. 12-16.
5. Павличин С.П., Невьянцева Р.Р., Семенова И.П. Технологический процесс ремонта лопаток ГТД // Ремонт, восстановление, модернизация, 2003. – №12. – С. 17-54.
6. Пат. № 2250451 Россия. Установка для испытаний лопаток турбомашин на термомеханическую усталость. ЦИАМ / Н.Г. Бычков, А.Р. Лепешкин, А.В. Першин. Бюл. № 11. 2005.
7. Патент № 2122297 Россия. Индуктор для нагрева деталей сложной формы. ЦИАМ / Н.Г. Бычков, А.Р. Лепешкин, А.В. Першин. Бюл. № 3. 1998.
8. Методика определения термостойкости жаропрочных сплавов. М.: ОНТИ, 1968. – 18 с.
9. Патент № 2253736 Россия. Лопатка турбины / Н.Г. Бычков, А.В. Першин. Бюл. № 16, 2005.

Поступила в редакцию 30.05.2006 г.

Розроблено розрахунково-експериментальну методику оцінки ефективності ремонтних технологій охолоджуємих лопаток ГТД з жароміцними покриттями при випробуваннях на термічну втому з індукційним нагрівом. Приведено результати випробувань втоми за умови термічного впливу соплових та робочих лопаток ГТД з жароміцними покриттями, які ремонтувалися за технологіями ГП і ГЦП, і лопаток, які не пройшли ремонт.

The calculated experimental method of an estimation of efficiency of repair technologies of cooled GTE blades with heat resisting coverings is developed at thermofatigue tests with use induction heating. Results of comparative thermofatigue tests of nozzle and working blades with the heat resisting coverings are presented. The repaired blades on gas isostatic pressing and gas circular covering technologies and non-repaired blades are tested.

УДК 609.131.7

М. І. Пашечко, К. С. Ленік, В. Р. Скальський

РОЗРОБКА ТЕХНОЛОГІЇ ВИГОТОВЛЕННЯ І МЕТОДИКИ РАНЖУВАННЯ ЗА ЯКІСТЮ ПОРОДОРУЙНУЮЧИХ БІМЕТАЛЕВИХ ДИСКІВ ГІРНИЧОПРОХІДНИЦЬКИХ КОМПЛЕКСІВ

Приведено розроблену технологію виготовлення і методику ранжування за якістю породоруйнуючих біметалевих дисків гірничопродійницьких комплексів. Показано, що методом АЕ можна ефективно ранжувати за якістю біметалеві елементи конструкцій та виробів. Для цього доцільно створювати напруження у їх перерізі, які рівномірно розподіляються по всьому об'єму виробу. Виявлено, що швидкість навантаження (в межах безпечних значень) суттєво не впливає на генерацію сигналів АЕ якісними виробами.

Вступ

В Україні до 1989 року породоруйнуючі біметалеві диски до гірничопродійницьких комплексів застосовувались тільки зарубіжного виробництва із-за відсутності відповідних вітчизняних технологій і матеріалів. Диски призначені для роботи с породами твердістю більше 12 одиниць по шкалі Протодьяконова. При цьому вони піддаються циклічним навантаженням стиску, а тимчасове навантаження на один диск при наявності тріщин в забої і при корекції ходу комбайна сягає до 200...250 kN, а короточасні, при корекції ходу комбайна у лаві – до 1000 kN [1,2].

Тому матеріал ріжучої частини диска повинен мати високу твердість (HRC 57-62) в поєднанні із достатньо високою в'язкістю, а матеріал ступиці – високу в'язкість і пластичність.

Мета проведених досліджень – розробити технологію виготовлення і методику ранжування за якістю литих породоруйнуючих біметалевих дисків гірничопродійницьких комплексів.

Технологія виготовлення і структура породоруйнуючих біметалевих дисків гірничопродійницьких комплексів

Перші партії породоруйнуючих литих дисків (рис. 1, 2), розроблені і виготовлені на дослідному виробництві ФМІ НАН України, почали серійно застосовуватись в 1989 році при будівництві "Севсромуйського" тонеля БАМ. Вони були цільнолитими із одного зносостійкого матеріалу. Однак їхні експлуатаційні властивості виявилися на 10-20 % нижчими зарубіжних аналогів фірми "Вірт" (ФРН) і "Роббінс" (США) [1].

Технологія виготовлення литих породоруйнуючих біметалевих дисків повинна забезпечити високу твердість і зносостійкість ріжучої периферійної частини із інструментальної сталі типу Х12 [1, 2] із високою в'язкістю ступиці, виготовленої із конструкційної сталі.

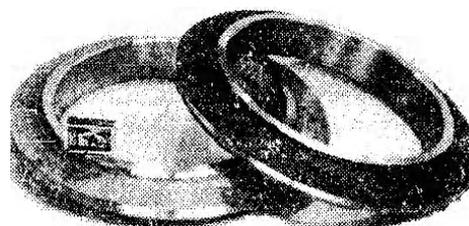


Рис. 1. Литі породоруйнуючі біметалеві диски

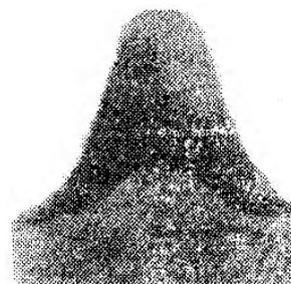


Рис. 2. Макрошліф біметалевого диска

Біметалеві вінці дисків породоруйнівного інструменту (ВДПІ) виготовляють відцентровим електрошлаковим литвом. Вони мають форму кілець (рис. 1), зовнішня твердосплавна частина яких є робочою і виготовлена із зносостійкої та твердої сталі, а внутрішня (матриця) є проміжною між ВДПІ і валом, на який вони напресовуються, і виготовлена із в'язких сталей типу 40ХЛ (рис. 2) [1]. Складність технологічного процесу виготовлення ВДПІ та їх значна собівартість вимагають високої якості виготовлення. Це зумовлює проведення відбракування виробу перед здійсненням фінішної механічної обробки.

Вивчення вітчизняного і зарубіжного досвіду виробництва біметалевих виробів показало, що

найбільш доцільним і перспективним є використання хромистих сталей. В якості флюсів при виготовленні біметалевих дисків методом електрошлакового переплаву використовували CaO , Al_2O_3 , CaF_2 , BaCl_2 , V_2O_5 , NaF . Розроблені склади флюсів володіють низькою температурою плавлення і невеликим поверхневим натягом.

Встановлено, що для підсилення ефекту змивання корки шлаку із вільної поверхні металу ріжучої частини, необхідно при заливці металу ступиці змінювати швидкість обертання ливарної форми.

Структура відливок характеризується наявністю евтектики системи Fe-C-S по границях зерен (рис. 3), а зона сплавлення – високою адгезією (500-600 МПа) (рис. 4).

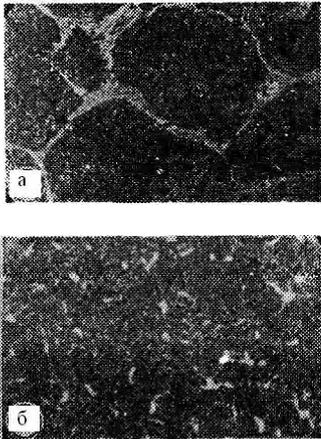


Рис. 3. Структура ріжучої частини сталі литих суцільнометалевих (а) і біметалевих (б) дисків

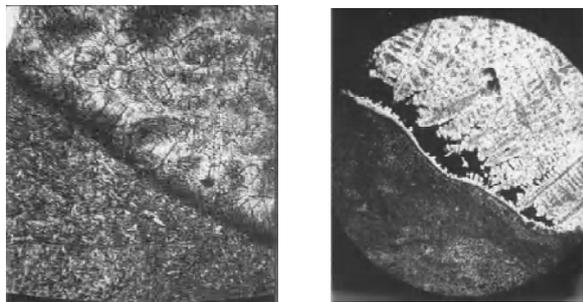


Рис. 4. Структура зони сплавлення біметалевих дисків

Відпрацьовано декілька варіантів режимів термічної обробки дисків [1]:

1. Гартування від температури 1100-1120 °С, при якій значна частина хромистих карбідів переходить

ла в розчин, з послідуочим відпуском вище 500 °С для одержання більш дисперсних карбідів Cr_7C_3 , дестабілізації залишкового аустеніту.

2. Гартування від температури 1075 °С з послідуочим відпуском вище 500 °С. При цьому відбувається виділення переважно карбідів цементитного типу Fe_3C і зменшується кількість залишкового аустеніту внаслідок утворення мартенситу.

3. Гартування від температури 950-1000 °С з послідуочим подвійним відпуском вище 500 °С і нижче 500 °С. При цьому утворюються карбіди Fe_3C і Cr_7C_3 , а твердий розчин значно збіднюється вуглецем.

Результати АЕ-досліджень та їх інтерпретування

Використовували ВДПІ, виготовлені на спільному українсько-німецькому підприємстві "ІСМ" (м. Дрогобич) [1]. Початкові точки прикладання сил (позиція I) вибирали довільно, а потім виріб навантажували в точках, що фіксувалися в затисках гідравлічної розривної машини марки Р-100 після обертання ВДПІ на 90° відносно своєї осі (позиція II).

Обґрунтування методики ранжування за якістю породоруйнуючих біметалевих дисків приведено в [3-5]. Метод акустичної емісії (АЕ) дає безпосередньо інформацію про динаміку зародження мікротамакротріщин в об'ємі контрольованого об'єкту без додаткового збудження фізичних полів. Особливо привабливою є перспектива застосовувати його для оцінки якості виробів із позицій лінійної механіки руйнування.

Мета даних досліджень є створення та апробація методики оцінки якості біметалевих вінців породоруйнівного інструменту за сигналами АЕ безпосередньо після відливання виробу.

В основу методики покладено АЕ-контроль готової відливки після створення в її об'ємі напружень, що провокують зародження мікро- та макродефектів [2]. Такі напруження рівномірно розподіляються по об'єму ВДПІ і за сигналами АЕ інтегрально оцінюють якість виробу в цілому.

Блок-схема експериментальних досліджень приведена в праці [2]. На боковій поверхні матриці ВДПІ встановлювали первинний перетворювач сигналів АЕ, що фіксувався струбиною із притиском 25...30 Н. Сигнали АЕ поступали на попередній підсилювач, а звідти – на прилад АЕ типу АВН-3, відтак записувалися в аналоговій формі на швидкодіючому реєстраторі Н-338/4, куди надходили також аналогові сигнали від тензOMETричного динамометра сили. Сигнали АЕ реєстрували у смузі частот 120...360 кГц з коефіцієнтом підсилення 75 дБ, а дискримінація сигналів АЕ була на рівні 0,4 В.

Поєднуючи записані акустограми одержані від ВДПІ з даними про навантаження, амплітуду та підсумковий рахунок сигналів АЕ в позиціях I та II,

оцінювали їх якість за відповідним співвідношенням із урахуванням даних тарування чутливості АЕ-тракту джерелом Гсу [4,5].

Як показує акустограма, записана у реальному масштабі часу, на початку навантаження АЕ викликала, напевно, притиранням затисків із матрицею ВДПІ. Вона супроводжує інтервал навантаження 0...180 kN (ділянка між точками 0 і 1 на рис. 5) і після цього зникає. Загасання АЕ характерне також в межах 180...250 kN (ділянки I-II), потім з'являється спалах АЕ-активності, водночас збільшується амплітуда та різко зростає підсумковий рахунок сигналів АЕ N . Це, очевидно, і свідчить про початок розвитку мікро- (безперервні сигнали АЕ малих амплітуд) та макродефектів в об'ємі ВДПІ (дискретні АЕ високої амплітуди). В цей же час діаметр кільця звукується в перерізах, перпендикулярних до осі сил.

На ділянках III-IV (рис. 5, а), в межах 250...430 kN, АЕ-активність спадає порівняно з загальною фоновою. Гіпотетично можна вважати, що в цей час дефекти внаслідок мікророзтріскування, чи тертя нерівностей поверхонь твердих вкраплень, не виникають. Вище 430 kN починається новий потужний спалах АЕ (активізація процесів розвитку дефектів), який триває в межах 430...460 kN (ділянки IV-V). Тому, щоб запобігти руйнування ВДПІ, розтягальні зусилля не збільшували і почали його розвантажувати. Характер АЕ на ділянках V-IX аналогічний, як в інтервалі зростання навантаження. Отже, за сигналами АЕ встановлено значну дефектність ВДПІ (позиція I). Це підтвердилось при повторному навантаженні і зміні точок прикладання сил (позиція II, рис. 5, б). ВДПІ зруйнувався в точці VI діаграми під час розвантаження від 500 до 450 kN.

Якісні ВДПІ мали незначні спалахи АЕ-активності в позиціях I і II (рис. 6, а). Тому кілька таких ВДПІ навантажували вище критичного зусилля розтягання [P] = 533 kN аж до $P = 740$ kN. Підвищення верхньої межі безпечно допустимого навантаження визначено за вказаною методикою. Воно зумовлене покращенням механічних властивостей матеріалів робочої (зовнішньої) частини та матриці ВДПІ внаслідок додаткових технологічних операцій. Характер АЕ-випромінювань майже не змінився (рис. 6, б). Подібне спостерігалось, коли змінювали швидкість навантаження. Так, випробувували ВДПІ зі швидкостями навантаження 70 kN/min, а з її збільшенням у 2,5 рази характер і покази АЕ-випромінювання якісних виробів залишалися такими ж.

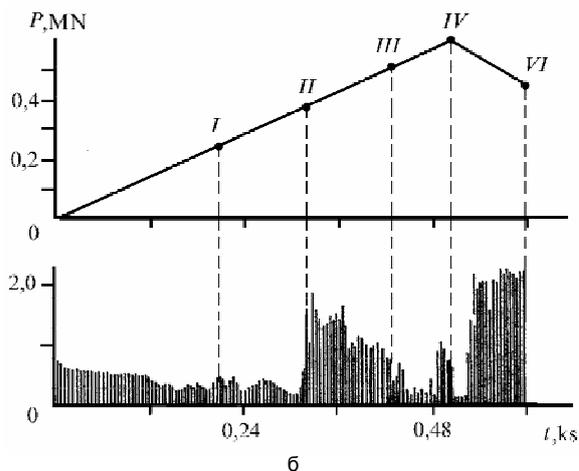
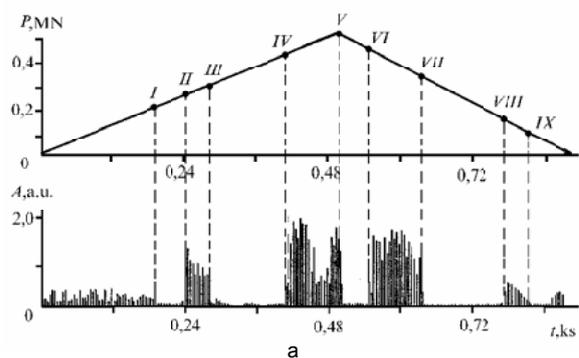


Рис. 5. Часова залежність розтягуючих зусиль P та амплітуд A сигналів АЕ від часу t для ВДПІ низької якості: а – позиція I, б – позиція II

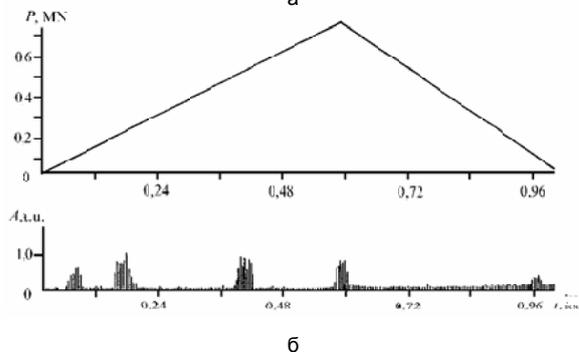
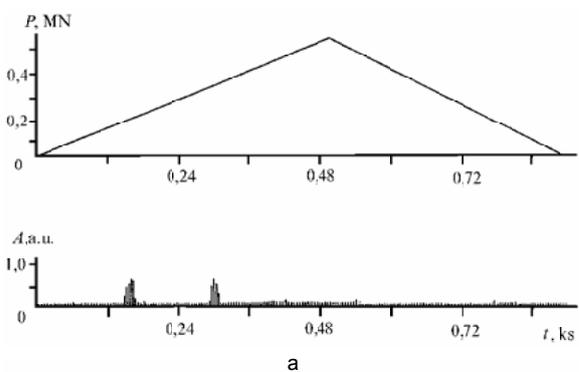


Рис. 6. Розподіл навантаження та амплітуд сигналів АЕ під час випробувань якісних ВДПІ зі швидкістю навантаження 70 kN/min у межах допустимих зусиль P (позначення а і б відповідають рис. 5)

У результаті експериментів встановлено, що якісні вироби мають значення ξ_1 в межах від 0,07 до 2,0 а.у./см³, середньої якості – 2,0.....9,5, а неякісні – 9,5.....31,2, відповідно.

Висновки

Розроблено технологію виготовлення породоруйнуючих біметалевих дисків гірничопрохідницьких комплексів. Показано, що методом АЕ можна ефективно ранжувати за якістю біметалеві елементи конструкторів та виробів. Для цього доцільно створювати напруження у їх перерізі, які рівномірно розподіляються по всьому об'єму виробу.

Швидкість навантаження (в межах безпечних значень) суттєво не впливає на генерацію сигналів АЕ якісними виробами.

Список літератури

1. Разработка технологии изготовления породоразрушающих биметаллических дисков горнопроходческих комплексов / С. И. Кантор, В. М. Голубец, М. И. Пашечко и др. // Физ.-хим. механика материалов. – 1991. – № 3. – С. 117-120.
2. Скальський В.Р. Акустико-емісійна оцінка якості біметалевих вінців породоруйнівного інструменту // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1996. – №5. – С. 82-90.
3. Скальський В.Р. Акустико-емісійне визначення накопичення об'ємної пошкодженості твердих тіл // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2003. – №2. – С.84 – 92.
4. Методические аспекты применения метода акустической эмиссии при определении статической трещиностойкости материалов / А. Е. Андрейкив, Н. В. Лысак, В. Р. Скальський, О. Н. Сергиенко. – Львов, 1990. – 34 с. – (Принт / АН УССР, Физ.-мех. ин-т; № 165).
5. Скальський В.Р., Пашечко М.І., Коваль П.М. Методика ранжування за якістю біметалевих елементів машинобудівних конструкцій//Вісник двигунобудування. – 2004.– № 3. – С. 2-12.

Поступила в редакцию 28.05.2006 г.

Приведена розроблена технологія виготовлення і методика ранжування по якості породоразрушаючих біметалічних дисків горнопроходческих комплексів. Показано, що методом АЕ можна ефективно ранжувати по якості біметалічні елементи конструкторів і виробів. Для цього цілеспрямовано створювати напруження по їх розрізу, які рівномірно розподіляються по всьому об'єму виробу. Виявлено, що швидкість навантаження (в межах безпечних значень) суттєво не впливає на генерацію сигналів АЕ якісними виробами.

The technology of the production and the methodics of the estimation of the quality of bimetallic disks for demolishing drills of mining complex are developed. It is shown that acoustic emission (AE) method allows effectively divide by quality bimetallics elements of construction. Creation stresses along their section that uniformly distribute in all volume of the article are advisable. Established that the speed of loading (in safety ranges) has insignificant influence on generating AE signals in qualitative products.

УДК 621.791.92

В. Д. Кассов, Е. В. Кассова

НАПЛАВКА ПОРОШКОВОЙ ЛЕНТОЙ ДЕТАЛЕЙ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ УСТАНОВОК

В статье описана математическая модель и проведенные на ее основе исследования теплового состояния сердечника подогреваемой порошковой ленты на ее вылете. Предложена технологическая схема наплавки подогреваемой порошковой ленты с целью максимального перераспределения тепла между оболочкой и сердечником. Намечены пути управления технологическими характеристиками процесса наплавки порошковой лентой.

В условиях дефицита материальных и энергетических ресурсов восстановительная наплавка порошковой лентой является высокоэффективным ресурсосберегающим технологическим приемом, обеспечивающим удовлетворение регламентации надежности и долговечности, соблюдение принципов взаимозаменяемости и экономичности. При этом важное значение приобретают вопросы качества наплавленного металла, обеспечения требуемой износостойкости [1]. Однако, при наплавке порошковыми электродами легированных износостойких сплавов не всегда обеспечивается химическая однородность металла шва, получение в нем соответствующей структуры [2], что повышает темпы износа восстановленных рабочих поверхностей. Это во многом связано с неравномерностью плавления оболочки и сердечника порошковой ленты.

Существующие сведения о возможности регулирования скоростей плавления показывают, что перераспределение тепла, затрачиваемого на нагрев и плавление основного и электродного металлов, является перспективным приемом, сущность которого заключается в том, что к тепловой мощности дуги, расходуемой на нагрев и плавление электрода, добавляется мощность источника подогрева. Анализ теплового состояния сердечника подогреваемой порошковой ленты представляет несомненный интерес, т.к. он должен помочь наметить пути управления технологическими характеристиками процесса наплавки порошковой лентой.

Поскольку ширина ленты (20.....60 мм) значительно больше толщины сердечника (2.....6 мм), то сердечник порошковой ленты можно представить как тело, ограниченное двумя параллельными плоскостями – оболочкой ленты. Изменение температуры T_c происходит только в одном направлении x , т.е. задача является одномерной. Таким образом, рассмотрим пластину (сердечник порошковой ленты) толщиной $h = 2r$, которая находится в температурном равновесии с окружающей средой (металлической оболочкой ленты), т.е. имеет тем-

пературу, равную температуре окружающей среды T_o . Предварительные эксперименты показали, что изменение температуры оболочки вылета от времени нагрева проходящим током с достаточной точностью можно описать линейными зависимостями. Поэтому будем считать, что в течение определенного времени оболочка на вылете нагревается проходящим током с некоторой скоростью g град/с, т.е. средняя температура оболочки T есть линейная функция времени $T(t) = T_o + gt$.

Распределение температуры в сердечнике порошковой ленты на участке подогрева для $t \in [0, t_H]$ опишется следующим выражением:

$$T_c(x, t) = T_o + Pd_H [Fo - 0,5(1 + \frac{2}{Bi} - \frac{x^2}{r^2})] + Pd_H \sum_{n=1}^{\infty} \frac{A_n}{\mu_n^2} \cos(\mu_n \frac{x}{r}) \exp(-\mu_n^2 Fo), \quad (1)$$

где $Pd_H = g_H r^2 / a$ – безразмерная скорость нагрева на участке подогрева (критерий Предводителя);

$Fo_H = at_H / r^2$ – безразмерное время подогрева (критерий Фурье);

$t_H = L_H / v$ – время подогрева;

L_H – длина участка подогрева.

Начальная температура сердечника порошковой ленты описывается выражением:

$$T_c(x, 0) = T_o + Pd_H \left[Fo_H - 0,5 \left(1 + \frac{2}{Bi} - \frac{x^2}{r^2} \right) \right] + Pd_H \sum_{n=1}^{\infty} \frac{A_n}{\mu_n^2} \cos(\mu_n \frac{x}{r}) \exp(-\mu_n^2 Fo_H). \quad (2)$$

Граничные условия будут иметь такой вид:

$$\frac{\partial T_c(0,t)}{\partial x} = 0, \quad (3)$$

$$-\frac{\partial T_c(r,t)}{\partial x} + \frac{\alpha}{\lambda} [T_H + gt - T_c(r,t)] = 0. \quad (4)$$

где $T_H = T_o + g_n t_n$ – начальная температура оболочки ленты, достигнутая за время t_n на участке подогрева длиной L_H .

Таким образом, особенность данной задачи состоит в том, что в случае подогреваемой порошковой ленты начальные температуры оболочки и сердечника на участке вылета не совпадают.

Дифференциальное уравнение теплопроводности при условиях (2)-(4) решали операционным методом. Для этого применили преобразование Лапласа относительно t :

$$L\left[\frac{\partial T_c(x,t)}{\partial t}\right] = L\left[a \frac{\partial^2 T_c(x,t)}{\partial x^2}\right],$$

где $L[T_c(x,t)] = \int_0^\infty T_c(x,t)e^{-st} dt = T_L(x,s)$.

Дифференциальное уравнение теплопроводности после применения преобразования Лапласа будет иметь вид:

$$T_L''(x,s) - \frac{s}{a} T_L(x,s) + \frac{T_o}{a} = 0. \quad (5)$$

Решение дифференциального уравнения (5) для изображения $T_L(x,s)$ можно записать так:

$$T_L(x,s) - \frac{T_o}{s} = Ach\left(\sqrt{\frac{s}{a}}x\right) + Bsh\left(\sqrt{\frac{s}{a}}x\right), \quad (6)$$

где A, B – постоянные, определяемые из граничных условий (3), (4).

Окончательное решение уравнения (6) получено в следующем виде:

$$T_c(x,t) = T_o + Pd_n Fo_n + PdFo - 0,5(Pd_n + Pd)\left(1 + \frac{2}{Bi} - \frac{x^2}{r^2}\right) + Pd_n \sum_{n=1}^\infty \frac{A_n}{\mu_n^2} \cos\left(\mu_n \frac{x}{r}\right) \exp(-\mu_n^2 Fo_n - \mu_n^2 Fo) + (Pd - Pd_n) \sum_{n=1}^\infty \frac{B_n}{\mu_n^2} \cos\left(\mu_n \frac{x}{r}\right) \exp(-Pd_n Fo_n - \mu_n^2 Fo_n), \quad (7)$$

где амплитуды A_n определяются из выражения:

$$A_n = (-1)^{n+1} \frac{2Bi\sqrt{Bi^2 + \mu_n^2}}{\mu_n(Bi^2 + Bi + \mu_n^2)},$$

а B_n из выражения:

$$B_n = \frac{2Bi^2}{\mu_n^2(Bi^2 + Bi + \mu_n^2)}.$$

Из уравнения (7) видно, что при дифференцированном, поэтапном нагреве порошковой ленты появляется новая нестационарность. При этом вид исходной нерегулярной составляющей не изменяется, она продолжает уменьшаться с течением времени. Нерегулярность второго этапа нагрева очень мала, особенно при $Pd \approx Pd_n$. В этом случае ее можно опустить, не уменьшая точность вычислений. Уравнение (7) обладает высокой информативностью и показывает, что для достижения равномерности нагрева сердечника и оболочки необходимо принять Pd близким к нулю, т.е. положить скорость нагрева оболочки порошковой ленты на вылете g практически равной нулю. Для выравнивания нагрева сердечника по сечению порошковой ленты необходимо достаточное время пребывания на вылете. Формализуем это предположение. При $Pd = 0$ формула (7) примет вид:

$$\frac{\Delta T_c}{Pd_n} = \frac{T_c(x,t) - T_o}{Pd_n} = Fo - 0,5\left(1 + \frac{2}{Bi} - \frac{x^2}{r^2}\right) + \sum_{n=1}^\infty \frac{A_n}{\mu_n^2} \cos\left(\mu_n \frac{x}{r}\right) \exp(-\mu_n^2 Fo_n - \mu_n^2 Fo) - \sum_{n=1}^\infty \frac{B_n}{\mu_n^2} \cos\left(\mu_n \frac{x}{r}\right) \exp(-Pd_n Fo_n - \mu_n^2 Fo_n). \quad (8)$$

Перераспределение тепла между оболочкой и шихтой выравнивает температуру по сечению сердечника, уменьшая неравномерность процессов расплавления оболочки и наполнителя. Это способствует снижению макрохимической неоднородности наплавки и темпа износа наплавленных рабочих поверхностей. Данный прием особенно актуален при наличии в шихте органической составляющей, например, синтетической углеродсодержащей композиции, которой предварительно обрабатывается шихта порошковых лент. При этом обеспечиваются высокие коэффициенты перехода легирующих элементов, что обусловлено, как показано в работе [3], менее интенсивным их окислением на стадии нагрева. Выход восстановленных из строя изделий, вызванного наличием внутренних дефектов, уменьшился в 2, 1-2, 3 раза. Расход электроэнергии на одну тонну наплавленного металла снизился на 1000-1200 кВт/ч. Таким образом, наплавка порошковой лентой с предварительным подогревом повышает качество наплавленного металла и производительность наплавочных работ.

Список литературы

1. Патон Б.Е. Проблемы сварки на рубеже веков // Автоматическая сварка. – 1999. – № 1.

- С. 4-15.
2. Кассов В.Д., Чигарев В.В., Колесникова О.П. Повышение прочностных характеристик сердечника порошковой проволоки // Вестник Приазовского государственного технического университета: Сб. науч. трудов. – Мариуполь, 1998. – № 6. – С. 161-164.
 3. Кассов В.Д., Чигарев В.В., Кадава В.В. Высококачественные порошковые электроды для восстановления штамповой оснастки // Удоско-

налення процесів та обладнання обробки тиском в металургії і машинобудуванні: Сб. науч. трудов. – Краматорск-Славянск, 2000. – С. 489-491.

Поступила в редакцию 24.05.2006 г.

У статті описана математична модель і проведені на її основі дослідження теплового стану сердечника порошкової стрічки, яка підігрівається, на її вильоті. Запропоновано технологічну схему наплавлення порошкової стрічки, що підігрівається, з метою максимального перерозподілу тепла між оболонкою і сердечником. Намічені шляхи керування технологічними характеристиками процесу наплавлення порошковою стрічкою.

The mathematical model and researches, conducted on its basis, of a thermal condition of the heart of a preheated powder ribbon on its departure are described. The technological scheme of a surfacing of a preheated powder ribbon is offered with the purpose of maximum reallocating of heat between an envelope and heart. The paths of control of technical characteristics of process of a surfacing by a powder ribbon are intended.

УДК 62-233.3:621.787

І. Є. Грицай

МЕТОД ВІБРОСИЛОВОГО ЗМІЦНЮВАЛЬНО-КАЛІБРУВАЛЬНОГО ОБРОБЛЕННЯ ЗУБЧАСТИХ КОЛІС

Наведено опис ефективного методу чистового зміцнювального оброблення робочих поверхонь зубчастих коліс.

Вступ

Зубчасті колеса та передачі є невід'ємними компонентами більшості сучасних машин та механізмів, щорічне виготовлення яких обчислюють сотнями тисяч одиниць. Серед великого різноманіття існуючих типів і видів передач найрозповсюдженішими за формою зубців є евольвентні зубчасті передачі. Попри їх найширше використання, ці передачі мають істотний недолік – обмежену вантажну здатність, внаслідок чого їх використовують, переважно, як швидкісні, які передають обмежені за величиною обертові моменти та навантаження. Окрім того, присутність тертя ковзання в евольвентному зачепленні негативно впливає на працездатність, зменшуючи ресурс цих передач.

Стан проблеми

Для покращення експлуатаційних властивостей зубчастих евольвентних передач використовують різноманітні зміцнювальні технології, які у підсумку забезпечують покращення фізико-механічних властивостей робочих поверхонь зубців. На сьогодні методи зміцнення поверхонь деталей машин загалом та зубчастих коліс зокрема, здійснюють такими відомими методами, як зміною структури, утворенням захисних плівок, зміною хімічного складу, підвищенням енергетичного рівня поверхневого шару тощо.

Внаслідок відносної простоти розповсюдженим способом підвищення вантажної здатності деталей машин і зубчастих коліс шляхом зміни структури поверхневого шару, який використовують на фінішних операціях, є поверхнево-пластичне деформування (зокрема, дробоструминне і дробометне зміцнення, високо- і низькочастотне зміцнення карбуванням, ротаційне обкочування і розкочування, вібраційні зміцнювальні процеси). До різновидності процесів ППД належить також фрикційно-зміцнювальне оброблення та зміцнення деталей, під час якого обробну поверхню зміцнюють диском із загартованої і низьковідпущеної сталі, що обертається з високою частотою і коловою швидкістю (50-100 м/с). За рахунок тертя на ділянці контакту відбувається імпульсний нагрів поверхневих шарів металу до температур, вищих від температури фазових перетворень з одночасним її пластичним деформуванням і наступним швидким охолоджен-

ням.

Загалом у більшості відомих механічних процесів ППД основним недоліком є недостатні показники зміцнення поверхневих шарів, а також те, що у більшості із них зміцненню підлягає не вся обробна поверхня, а лише певні її фрагменти. Відомі методи характеризуються енергозатратністю, недостатньою продуктивністю, порівняно невисокою стійкістю інструментів, підвищеним рівнем шуму. Їх використання обмежено, в основному, обробленням поверхонь простих форм.

Окрім широкорозповсюджених методів зміцнення-оброблення деталей загальномашинобудівного призначення, для зміцнювально-вікінчувального ("оздоблювального") оброблення зубчастих коліс розроблено низку специфічних методів. Наприклад, в автомобільній промисловості для чистового вікінчування та зміцнення робочих поверхонь коліс автотракторних трансмісій використовують силове обкочування твердосплавними колесами-обкатниками. Цей метод заміняє шевінгування, забезпечуючи вищу продуктивність, економію засобів та коштів, проте його недоліком є необхідність підвищення жорсткості устаткування і спорядження, істотні втрати енергії. Окрім цього, особливість течії металу на бокових поверхнях зубців внаслідок силової дії вимагає особливого модифікування профілів зубців на операції попереднього зубонарізання.

У методі вібронакатування зубців циліндричних коліс, описаному Шнейдером Ю.Г., передбачено використання інструменту дуже складної конструкції [3]. Інструмент – колесо має на бокових поверхнях зубців сепаратор з евольвентним профілем, в рядках отворів якого встановлюють деформівні елементи – кульки, що опираються на загартовані поверхні евольвентних зубців. Складність виготовлення та складання, проблеми з дотриманням необхідної точності такого зубчастого колеса – інструмента роблять цей метод непридатним для широкого практичного використання. Ці ж недоліки характерні також для подібних до цього методів зміцнювання та оздоблення зубчастих коліс, розроблених на кафедрі технології машинобудуванням НУ „ЛП” під керівництвом проф. І.С. Афтаназіва.

Задача досліджень

Аналіз стану в галузі створених технологічних методів покращення експлуатаційних властивостей зубчастих коліс свідчить, що проблема розроблення нових ефективних методів керованого формування заданих високих фізико-механічних властивостей поверхневих шарів робочих поверхонь коліс на сьогодні залишається актуальною. На підставі цього на кафедрі технології машинобудування ведуться роботи зі створення та впровадження нового ефективного методу чистового оброблення і поверхневого зміцнення деталей машин, зокрема, зубчастих коліс.

Суть методу

Метод вібросилового зміцнювально-калібрувального обкочування (ВСКО) полягає в тому, що зубчасте колесо піддається силовому навантаженню в процесі обкочування з обкатником, якому додатково надають вібраційного осцилювання в радіальному напрямку. Обкатником служить загартоване до твердості 59-61 HRC зубчасте колесо, виготовлене за 7 комплексним ступенем точності. Ширина обкатника повинна перевищувати ширину колеса, яке підлягає обробленню і зміцненню не менш, ніж на 0,25-0,5 значення модуля. Після 6-10 обертів шпинделя з обробним зубчастим колесом у прямому напрямку виконується така ж кількість обертів шпинделя у зворотному напрямку. Для оброблення та зміцнення коліс невисоких ступенів точності (9-10) замість обкатника можна використовувати парне зубчасте колесо.

Технологія методу

На етапі дослідження процес ВСКО реалізовано на токарно-гвинторізному верстаті, спорядженому відповідними пристроями та інструментом (рис. 1). Зубчасте колесо 1, яке підлягає обробленню, установлюють на жорстку оправку 2 в центрах: задньому 3 та передньому 4; обертовий момент передають повідковим патроном 5. Обкатник 6 міститься у пристрої 7, змонтованому на різцетримачі 8 токарно-гвинторізного верстата. Періодичні коливання на осі обкатника з частотою коливань 50 (100) Гц генерує електромагніт 11 і рухома пластина 10, зв'язана з обкатником. Амплітуду коливань можна регулювати в межах 0,015-2,5 мм з допомогою повітряного зазору величиною Δ між сердечником електромагніта і пластиною. Навантаження у зубчастому зачепленні створено радіальним зближенням супорта та незначним натягом у передачі. Величину навантаження можна регулювати в межах 35-120 Н залежно від модуля й твердості заготовки з допомогою тарованої пружини 12. Для зменшення пружних деформацій верстата на супорті передбачено установлення механізму, незалежного від віброприводу та коливної системи з одним або двома зубчастими колесами того ж модуля, що й обробне колесо для сприймання і ком-

пенсування радіальної сили. Процес здійснюється за швидкостей обкочування 10-90 м/хв.: обробленню і зміцненню підлягають і сирі, і гартовані зубчасті колеса з поверхневою твердістю зубців до 350 НВ. Перед операцією поверхні зубчастого колеса очищають від слідів іржі, промивають та знежирюють.

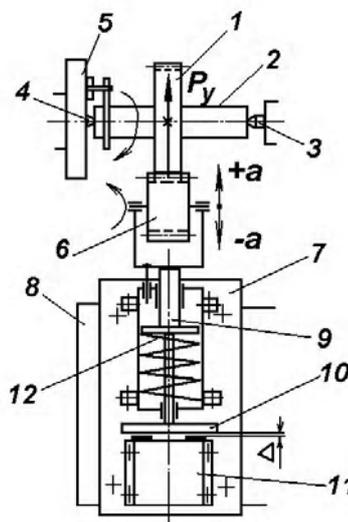


Рис. 1. Схема установки

Фізика процесу

Процес, який відбувається протягом одного циклу переміщення поверхні інструменту-обкатника по поверхні деталі, можна в першому наближенні розглядати у двох послідовних етапах. На першому етапі під час руху обкатника на довжині амплітуди осцилювання поверхня обкатника контактує з поверхнею зубця деталі по поверхнях мікронерівностей, тому в ділянках фактичного контакту по їх вершинах виникають високий тиск, нормальні та дотичні напруження, величина яких перевищує межу текучості металу заготовки. Під дією дотичних напружень в точках рухомого контакту поверхонь відбувається тонке пластичне деформування поверхневого шару обробної поверхні заготовки, змінання та "затирання" мікронерівностей.

На другому етапі інструментальна поверхня в коливному циклі виконує робочий рух у зворотному

му напрямку. Контактуювання поверхонь відбувається за меншого тиску на елементарній ділянці внаслідок покращення її якості та більшої поверхні контакту, в результаті чого збільшується механічне зчеплення та зростає сила тертя. За незмінного значення нормальної сили у зачепленні це рівнозначне збільшенню кута тертя та коефіцієнта тертя між спряженими поверхнями. На рис. 2 наведено фрагмент моделювання величини та глибини проникнення напружень в тілі зубця заготовки в процесі обкочування з попереднім натягом.

Внаслідок інтенсивного тертя на контактних поверхнях під час осцилювання інструментальної поверхні в поверхневому шарі заготовки зростає температура та підвищується пластичність металу, завдяки чому зменшуються витрати енергії на формування поверхневого шару та його зміцнення на значну глибину, підвищується поверхнева твердість і згинна міцність зубців, зростає опір матеріалу циклічній втомі, у поверхневому шарі формуються напруження стиску. На відміну від методу силового обкочування, внаслідок періодичного зворотнопоступального руху інструментальної поверхні обкатника в процесі віброколиваний відбувається рівномірне розподілення металу мікронерівностей, його "затирання" в западини профілю, тому немає потреби модифікувати профіль зубців обробного колеса на операції зубофрезерування.

Глибина проникнення зони пластичного деформування, ступінь її зміцнення та якість поверхні визначаються зусиллям попереднього натягу в зачепленні, матеріалом, геометрією колеса-обкатника, режимами обкочування (зокрема, швидкістю, рис. 3) і вібрацій, фізико-хімічними властивостями та початковим структурно-фазовим станом зубців колеса, видом МОС.



Рис. 2. Розподілення напружень на поверхні та в тілі зубця під дією в процесі силового обкочування та осцилювання: 1 – зубець заготовки; 2 – зубець калібрувального колеса; 3 – поверхня контакту

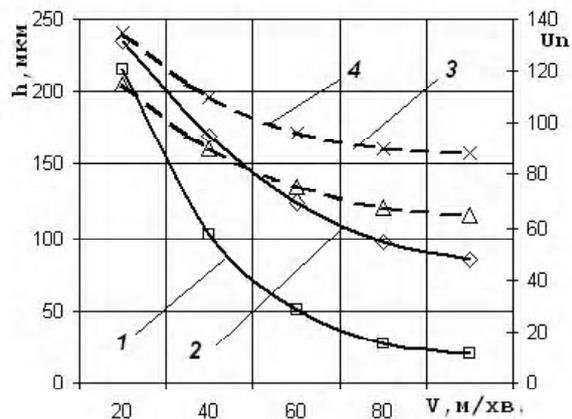


Рис. 3. Вплив швидкості обкочування на глибину зміцненого шару (h) та ступінь зміцнення (Un)

Результати

Після операції виконання ЗВКО висота мікронерівностей на робочих поверхнях зубців зменшується з Ra 7-10 мкм до Ra 0,15-0,25 мкм., глибина зміцненого шару досягає 1,0-2,15 мм під час оброблення вуглецевих і легованих сталей. Мікротвердість підвищується на 80-100 %, в деяких випадках – до 150%. Порівняно із абразивним обробленням умови перебігу процесу у ЗВКО краще впливають на структуру поверхневого шару зубців внаслідок відсутності припалів. Загалом, наведений метод зміцнювального віброкалібрувального силового обкочування підвищує якість робочих поверхонь, дає змогу надати їм антифрикційних властивостей, зменшити тертя в передачі та швидкість її спрацювання, підвищити зносостійкість, міцність на згин та циклічну міцність зубців, збільшити вантажну здатність і ресурс передач.

Переваги методу

Універсальність, істотне покращення експлуатаційних параметрів зубчастих коліс при технологічній простоті та економії засобів завдяки використанню стандартного устаткування та спорядження; зниження вимог до точності попереднього зубонарізання, відсутність потреби модифікування робочих профілів зубців; висока продуктивність та ефективність, можливість автоматизації процесу. Метод дає змогу у 1,5-2 рази зменшити необхідну потужність головного приводу в результаті присутності вібрацій та додаткової енергії, яку вносять віброколивания, що відіграє роль додаткового джерела теплоти на поверхнях контакту.

Список літератури

1. Любвин В.И. Обработка металлов радиальным обкатием. – М.: Машиностроение, 1975. – 248 с.
2. Рыковский Б.П., Смирнов В.А. и др. Местное упрочнение деталей поверхностным наклепом.

- Л.: Машиностроение, 1985. – 152 с.
3. Шнейдер Ю.Г. Эксплуатационные свойства
деталей с регулярным микрорельефом. – Л.:

Машиностроение, 1982. – 248 с.

Поступила в редакцию 24.05.2006 г.

Приведено описание эффективного метода чистовой упрочняющей обработки рабочих поверхностей зубчатых колес.

Description of effective method of clean strengthening treatment of working surfaces of gears is given.

УДК 620.178

А. Г. Сахно, Н. А. Савчук

СПОСОБ ИСПЫТАНИЯ ЭЛЕМЕНТА ОБОДА ДИСКА ГТД ПРИ МОДЕЛИРОВАНИИ ЭКСПЛУАТАЦИОННОЙ НАГРУЖЕННОСТИ

Представлены способ и установка для испытания элемента обода диска газотурбинного двигателя.

Опыт исследований показывает, что расчётное определение предела выносливости такой сложной детали, как диск ГТД, может привести к значительному искажению результатов [1, 2]. Поэтому в наиболее ответственных случаях предел выносливости диска определяют экспериментально. Причём, испытания на усталость могут проводиться как полноразмерного диска так и его отдельных элементов.

Моделирование условий работы диска наиболее полно достигается при стендовых эквивалентно-циклических или длительных испытаниях в составе двигателя [3, 4]. Однако регулярное проведение таких испытаний для изучения влияния различных факторов является весьма дорогостоящим мероприятием. Это связано с большим потреблением топлива, повторной сборкой и разборкой ротора и с риском выхода из строя всего двигателя в целом. Поэтому такие испытания целесообразно применять для окончательной оценки выбранных конструктивных или технологических факторов.

Получили распространение испытания дисков на специальных разгонных стендах [5, 6].

Также имеет место для изучения напряжённого состояния дисков применение специального электрогидравлического стенда, на котором диски испытываются в условиях многоосного статического растяжения [7, 8]. При этом во все пазы диска устанавливаются имитаторы лопаток, к каждой из которых прикладывается растягивающая нагрузка, равная центробежной силе лопатки и межпазового выступа.

Необходимо отметить, что испытания на разгонных стендах и на стенде многоосного растяжения тоже являются довольно энергоёмкими и связаны с большими затратами на их сооружение. К тому же имитация реальных условий эксплуатации на них производится не полностью. Так, например, на электрогидравлическом стенде при испытаниях рабочей контурной нагрузкой уровень окружных напряжений, оказывается меньшим, чем в реальных условиях. Для воспроизведения этого уровня, близкого к реальному, прикладывается контурная нагрузка, гораздо больше эксплуатационной, что ведёт к увеличению контактного давления в замковом соединении.

Так как обычно можно выделить наиболее разрушаемые участки конструкции диска, то получили распространение испытания его отдельных элементов: ободной части, полотна и др. Например, испытание на гидравлическом пульсаторе [9] с имитацией плоского напряжённого состояния при заданной степени асимметрии. Хотя нагружается полноразмерный диск, но исследуемой частью при этом является его полотно.

Широко распространены испытания модельных образцов диска [10, 11] с сохранением основных концентраторов напряжений, определяющих несущую способность при действии переменных или постоянных напряжений. Недостатком применения модельных образцов является то, что не учитывается воздействие технологической наследственности на материал модели.

Более широкие возможности для изучения напряжённого состояния и определения эффективности конструктивно-технологических факторов представляют испытания натуральных элементов, вырезанных из диска, при различной степени моделирования эксплуатационной нагруженности. В частности, известно устройство для статического нагружения хвостовика лопатки турбомшины преимущественно при вибрационных испытаниях [12].

Известно также устройство для испытания на прочность выступа диска турбомшины [13] типа ласточкина хвоста, позволяющее воспроизводить в основании межпазового выступа радиальные напряжения от центробежной силы и напряжения от крутящего момента от несоосности паза и диска.

Однако данные устройства не позволяют имитировать окружные напряжения в ободной части диска.

Известен способ испытания лопаточных дисков турбомшины [2], заключающийся в том, что к элементу обода диска прикладываются усилия, имитирующие в основании окружные напряжения за счёт изгиба образца через элементы передачи усилия от испытательной машины. Однако такой способ не воспроизводит радиальных усилий и контактных напряжений в соединении, а также крутящего момента от несоосности паза и диска.

Достаточно высокий уровень моделирования

эксплуатационной нагруженности имеет способ испытания лопаточных дисков турбомашин на прочность, при котором в диске воспроизводятся необходимая величина соотношения радиальных и окружных напряжений, а также контактные напряжения и крутящий момент. Указанные нагрузки можно воспроизводить при использовании универсального устройства для испытания на прочность межпазовых выступов дисков [14], показанные на рис. 1.

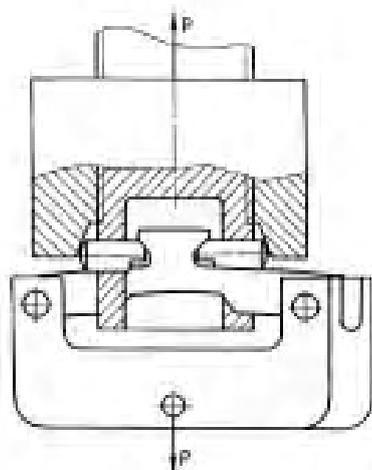


Рис. 1. Устройство для испытания на прочность межпазовых выступов дисков турбомашин [14]

Однако данный способ не учитывает нагрузки на межпазовый выступ от возбуждения резонансных колебаний лопаток при определенных режимах работы турбомашин и от действия на лопатки осевой составляющей газодинамических сил потока.

Указанная цель достигается тем, что согласно разработанному способу испытания путём приложения усилий к элементу обода диска, заключающемуся в приложении к соседним пазам усилий с величиной, равной центробежной силе двух лопаток и межпазового выступа, в двух соседних пазах элемента обода размещают имитаторы лопаток, ширина хвостовой части которых превышает длину межпазового выступа, при этом каждый имитатор располагают так, чтобы выступающие с обеих сторон обода его части были равны одна другой, прикладывают к хвостовым частям каждого имитатора осевое усилие, равное центробежной силе лопатки и межпазового выступа, имитируют окружную составляющую силы газового потока путём приложения нагрузки к элементу обода диска под углом к оси межпазового выступа, причём к

расположенным по одну сторону обода выступающим хвостовым частям каждого имитатора прикладывают совпадающие по направлению с соответствующими осевыми усилиями дополнительные равные по величине нагрузки, имитируя осевую составляющую силы газового потока, и одновременно осуществляют приложение к перу каждого имитатора лопатки многоциклового вибрационной нагрузки.

Использование имитатора лопаток с хвостовиком более широким, чем длина межпазового выступа, позволяет имитировать равнодействующую изгибающих моментов, возникающих от действия осевой и окружной составляющих газодинамической силы, предусматривая независимость имитации этих составляющих, а также воспроизводить воздействие многоциклового вибрационной нагрузки, возникающей в результате колебаний двух соседних лопаток, возбуждаемых газовым потоком, не искажая при этом формы изгибных колебаний, с частотами, близкими к действительным.

На рис. 2 показана схема нагружения элемента обода диска в осевой плоскости; на рис. 3 – сечение

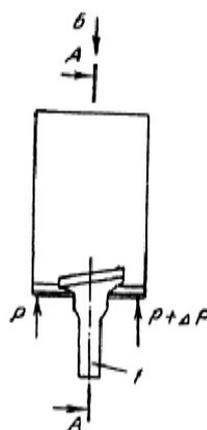


Рис. 2. Схема нагружения элемента обода диска в осевой плоскости

сечение А-А на рис. 2 (схема нагружения элемента обода диска в диаметральной плоскости); на рис. 4 – вид Б на рис. 2 (схема появления крутящего момента на межпазовом выступе за счёт действия несоосных сил); на рис. 5 – схема устройства для реализации способа; на рис. 6 – вид В на рис. 5.

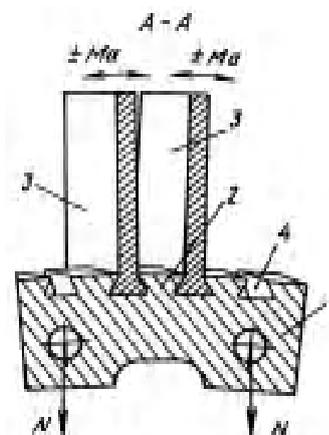


Рис. 3. Схема нагружения элемента обода диска в диаметральной плоскости

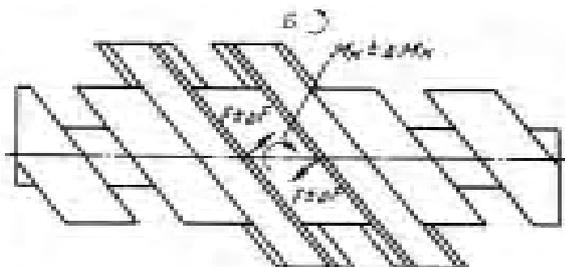


Рис. 4. Схема появления крутящего момента на межпазовом выступе

Установка для осуществления предлагаемого способа содержит элемент 1 обода диска с межпазовыми выступами 2 и имитаторами 3 лопаток, установленными в соседних пазах 4 элемента 1 обода диска и выступающими за его боковые поверхности (рис. 2, 3 и 4), при этом каждый имитатор 3 располагается так, чтобы выступающие с обеих сторон обода его части были равны одна другой. Элемент 1 обода диска с установленными в пазах 4 имитаторами 3 лопаток, на периферии которых крепятся пакеты 5 пластин электротехнической стали, монтируется к общей плите 6 с помощью планок 7 и 8 (рис. 5), причём установка элемента 1 обода производится со смещением оси межпазового выступа 2 в окружном направлении относительно предполагаемого центра вращения диска. Устройство также включает в себя расположенные симметрично относительно элемента 1 обода рычаги 9 на шарнирных опорах 10, установленные на общей плите 6, самоустанавливающиеся сегментные опоры 11 и 12, размещённые в передней части каждого из рычагов 9, соединённых

шарнирными стержнями 13 через упругие элементы 14 и регулировочные гайки 15 с приводами 16 (механическими или гидравлическими) поступательного перемещения, и снабжено электромагнитами 17 с обмоткой переменного тока (рис. 6), прикреплёнными к установленным на плите 6 штативным стойкам 18 и сориентированными своими торцами каждый параллельно плоскости соответствующего имитатора 3 лопатки. Кроме того, устройство содержит механизмы 19 вертикального перемещения рычагов 9 (рис. 5 и 6).

Способ испытания осуществляется следующим образом.

С помощью механизмов 19 и регулировочных гаек 15 придают рычагам 9 положение, обеспечивающее контакт самоустанавливающихся сегментных опор 11 с краями оснований хвостовиков имитаторов 3 лопаток, выступающих за боковые поверхности элемента 1 обода диска, устанавливают рычаги 9 в горизонтальное рабочее положение и таким образом прикладывают предварительное усилие к соседним пазам 4 элемента 1 обода, причём за счёт установки элемента 1 обода со смещением оси межпазового выступа в окружном направлении относительно предполагаемого центра вращения диска приложение нагрузки к элементу обода происходит под углом к оси межпазового выступа, что производит имитацию окружной составляющей газодинамических сил, действующих на лопатки. Устанавливают требуемые для возбуждения колебаний имитаторов 3 лопаток воздушные зазоры между плоскостью пакетов 5 пластин электротехнической стали и параллельными им торцами электромагнитов 17, питаемых переменным то-

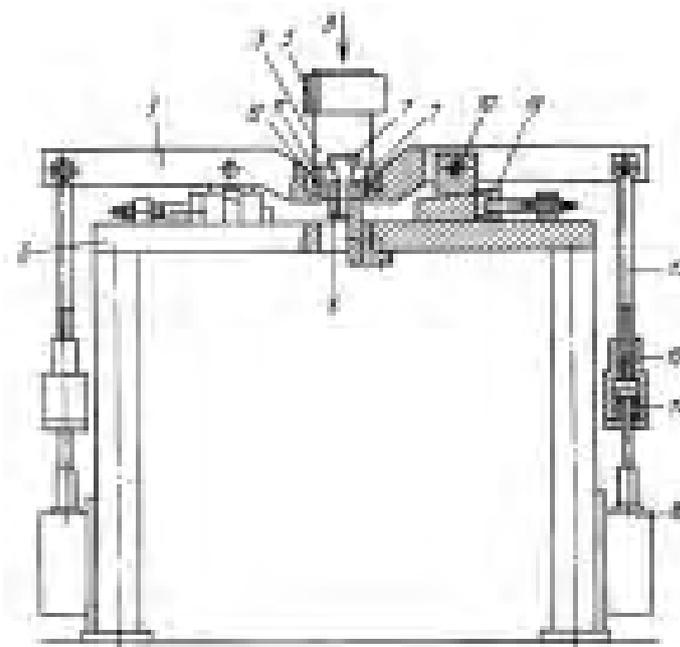


Рис. 5. Схема установки для реализации способа

ком, частота которого изменяется звуковым генератором до совпадения с частотой собственных колебаний имитаторов 3 лопаток. Включают приводы 16 поступательного перемещения, которые воздействуют через упругие элементы 14, шарнирные стержни 13, рычаги 9 и самоустанавливающиеся сегментные опоры 12 и 11 на хвостовики имитаторов 3 лопаток и таким образом прикладывают к соседним пазам 4 усилия с величиной, равной центробежной силе двух лопаток и межпазового выступа, при этом к расположенным по одну сторону обода выступающим хвостовым частям имитаторов 3 соответствующим рычагом 9 прикладывают большее усилие, имитируя дополнительную нагрузку на межпазовый выступ от изгибающего момента, вызываемого действием на лопатки осевой составляющей газодинамических сил. Причём дополнительное усилие создают путём соответствующей настройки одного из приводов 16 поступательного перемещения.

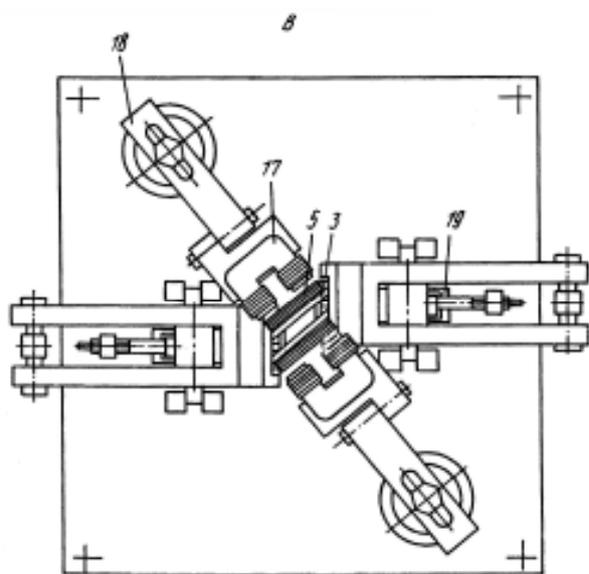


Рис. 6. Вид сверху на установку

Предлагаемый способ позволяет воспроизводить в основании межпазового выступа необходимые величины радиальных и окружных напряжений от действия центробежных сил и равнодействующих изгибающих моментов, возникающих от воздействия как осевой, так и окружной составляющей газодинамической силы, дополнительные напряжения от взаимодействия совершающих колебания соседних лопаток с межпазовым выступом, контактные напряжения, действующие на контакт-

ные поверхности паза, крутящий момент M_k и дополнительную переменную составляющую $\pm M_k$ крутящего момента, возникающую в результате колебаний лопаток, поскольку в элементе 1 обода диска сохраняется наклонное расположение паза по отношению к боковым поверхностям элемента и на межпазовый выступ действуют постоянные F и переменные $\pm \Delta F$ несоосные усилия, вызывающие его закрутку. Величина, соотношение и периодичность усилий, прикладываемых к элементу обода диска, задаются по программе, причём соотношение фаз и частот колебаний соседних имитаторов лопаток может регулироваться смещением пакета пластин электротехнической стали вдоль имитаторов лопаток и соответствующей регулировкой электромагнитов. Испытания ведутся до появления трещины, до достижения трещиной определённой величины или до полного разрушения образца.

Использование способа позволит приблизить условия испытаний лопаточных дисков турбомашин к эксплуатационным. Предлагаемый способ позволяет оценивать эффективность конструктивных и технологических мероприятий, направленных на повышение сопротивления усталости элементов обода диска, частично заменить длительные или эквивалентно-циклические испытания дисков в составе турбомашин.

Список литературы

1. Бауэр В.О., Биргер И.А., Шорр Б.Ф. Динамика авиационных газотурбинных двигателей. – М.: Машиностроение, 1981. – 240 с.
2. Биргер И.А., Балашов Б.Ф. Конструкционная прочность материалов и деталей газотурбинных двигателей. – М.: Машиностроение, 1980. – 229 с.
3. Брагина Т.К., Ларичева Л.М. Исследование влияния эксплуатационных, конструктивных и технологических факторов на несущую способность дисков турбин и компрессоров ГТД // Технический отчет ЦИАМ № 7781. – 31 с.
4. Балашов Б.Ф., Петухов А.Н. и др. Экспериментальное исследование прочности новых конструкционных материалов и деталей из них в условиях повышенной температуры, воздействия знакопеременных нагрузок, асимметрии цикла, эксплуатационных и технологических факторов // Технический отчет ЦИАМ № 8392. – 51 с.
5. Писаренко Г.С., Козлов И.А. О несущей способности быстровращающихся дисков. – Госиздат тех. литературы. УССР. – Киев, 1962. – 48 с.
6. Секистов В.А., Войтко А.Г., Кузьмин С.Н. Газодинамический стенд для испытания на прочность крупногабаритных дисков газовых турбин / Прочность элементов роторов турбомашин. – Киев: Наукова думка, 1980. – 240 с.

7. Степанов Н.В. и др. Живучесть дисков ГТД с трещинами // Пробл. прочности. – 1988. – №4. – С. 108-111.
8. О результатах исследования напряженного состояния диска I ступени КНД // Технический отчет п/о "Моторостроитель" № 2.4.82.36.041. – 32 с.
9. Брагина Т.К., Балашов Б.Ф. Особенности разрушений и образование трещин в дисках компрессоров при действии переменных напряжений // Пробл. прочности. – 1971. – №7. – С. 69-77.
10. Степанов Н.В., Омельченко В.В., Шканов И.Н. Оптимизация управляющих процессов обработки дисков ГТД по критериям малоциклового усталости и трещиностойкости // Надежность и долговечность машин и сооружений. – 1985. – Вып. 8. – С. 99-103.
11. Балашов Б.Ф., Петухов А.Н. Усталостная прочность дисков газовых турбин / Прочность элементов роторов турбомашин. – Киев: Наук, думка, 1980. – 240 с.
12. А.с. 640171 СССР. Устройство для статического нагружения хвостовика лопатки турбомшины / Степанов А.М., Ведищев А.Ф., Харин И.Г. Оpubл. 1976. – Бюл. №48. – 2 с.
13. А.с. 507597 СССР. Устройство для испытания на прочность выступа диска турбомшины / Альперт В.Н., Апухтин Б.А., Цейтлин В.И. Оpubл. 1976. – Бюл. №11. – 2 с.
14. А.с. 1159407 СССР. Устройство для испытания на прочность межпазовых выступов дисков турбомашин / Судницин Ф.С., Мекердичан Л.П., Степанов Н.В., Омельченко В.В. Оpubл. 1984 – ДСП.

Поступила в редакцию 08.06.2006 г.

Представлено спосіб та установку для випробування елементу обода диску газотурбінного двигуна.

The way and installation for test of the gas turbine engine a disk's rim element are submitted.

УДК 004.93

С. А. Субботин

СИНТЕЗ ВЕЙВЛЕТ-НЕЙРО-НЕЧЕТКИХ МОДЕЛЕЙ ДЛЯ ДИАГНОСТИКИ ДЕТАЛЕЙ АВИАДВИГАТЕЛЕЙ

Предложены метод вейвлет-аппроксимации дискретизированного диагностического сигнала и метод синтеза редуцированных диагностических нейро-нечетких моделей по вейвлет-аппроксимации сигнала. Разработано программное обеспечение, реализующее предложенные методы. Экспериментальное исследование предложенных методов при решении задачи диагностики деталей авиадвигателей подтвердило их практическую применимость.

Введение

Для обеспечения длительной, безопасной и надежной эксплуатации авиадвигателей и их деталей необходимо регулярно выполнять диагностические мероприятия по выявлению потенциально ненадежных деталей и своевременно их заменять. Процесс диагностики таких сложных и наукоемких изделий как авиадвигатели представляется весьма трудоемким. Поэтому актуальной является автоматизация процесса диагностики авиадвигателей.

При разработке автоматизированных диагностических систем реального времени возникает необходимость отбора наиболее информативных признаков, отражающих состояние объекта диагностики, и построения диагностической модели, обладающей требуемым уровнем точности, хорошими аппроксимационными свойствами, а также высоким уровнем логической прозрачности.

Известно достаточно много различных методов, позволяющих решать задачу отбора информативных признаков [1-3]. Однако ни один из известных методов не обеспечивает исчерпывающего решения задачи сокращения описания. Кроме того, в задачах диагностики объектов, характеризуемых набором однотипных признаков, представляющих собой временные отсчеты сигналов, целесообразным представляется выделять не отдельные признаки, а группы смежных признаков-отсчетов как информативные показатели и объединять их с помощью некоторых свертки [4, 5]. Поэтому для подобных задач весьма эффективным может быть разложение исходного сигнала на составляющие с помощью Фурье- или вейвлет-преобразований [6].

Задача построения диагностических моделей также может решаться на основе различных подходов [1-3, 7-9], среди которых наиболее оптимальным средством для обеспечения высокой точности, хороших аппроксимационных свойств и логической прозрачности представляются нейро-нечеткие сети [8].

Целью данной работы было создание метода, позволяющего синтезировать диагностические

модели деталей авиадвигателей на основе нейро-нечетких сетей, построенных по вейвлет-аппроксимации диагностического сигнала.

Вейвлет-аппроксимация дискретизированного сигнала

Вейвлет-аппроксимация дискретизированного сигнала x , представленного упорядоченным во времени набором отсчетов $\{x_j\}$, $j = 1, 2, \dots, N$, где N – количество отсчетов, представляет собой разложение сигнала в системе базисных вейвлет-функций:

$$x_j = \sum_g \alpha_g \Psi_g(j, a_g, b_g), \quad j = 1, 2, \dots, N,$$

где g – номер базисной вейвлет-функции Ψ_g , α_g – масштабирующий коэффициент для g -й базисной функции, a_g и b_g – параметры, определяющие смещение и растяжение по временной оси для g -ой базисной функции (как правило, a_g и b_g задают границы интервала для базисной вейвлет-функции Ψ_g) [6].

Задачей построения вейвлет-аппроксимации является нахождение значений коэффициентов α_g , a_g и b_g для функции Ψ_g заданного вида.

Коэффициенты для вейвлет-функций, a_g и b_g можно определить одним из следующих способов.

1. На основе многомерной нелинейной минимизации функционала

$$E = \sum_{j=1}^N \left(x_j - \sum_g \alpha_g \Psi_g(j, a_g, b_g) \right)^2 \rightarrow \min$$

в $(3G)$ -мерном пространстве, образуемом G параметрами управляемых переменных $\langle \alpha_g, a_g, b_g \rangle$, где G – заданное количество базисных функций. Для осуществления поиска значений управляемых переменных целесообразно применять градиентные методы: Левенберга-Марквардта, Ньютона, наискорейшего спуска [9].

Достоинством градиентных методов оптимизации является универсальность процедур поиска относительно возможности использования различных базовых вейвлет-функций.

К недостаткам данного способа следует отнести то, что результаты поиска на основе градиентных методов сильно зависят от выбора начальной точки поиска, процесс поиска является высоко итеративным и медленным по времени, требует больших затрат вычислительных ресурсов ЭВМ и не гарантирует получение оптимального решения, поскольку основан на методах локального поиска, а также требует вычисления производных оптимизируемого функционала.

2. На основе эволюционного поиска [10] путем максимизации фитнес-функции

$$F = \frac{1}{1+E} \rightarrow \max$$

в $(2^{D+1}G)$ - мерном пространстве бинарных управляемых переменных, где D – количество интервалов, на которые разбиваются диапазоны значений параметров вейвлета.

К преимуществам данного способа можно отнести то, что эволюционный поиск является глобальным и теоретически способен получить наилучшее решение, а также не требует вычисления производных оптимизируемого функционала.

К недостаткам данного способа следует отнести то, что он является высоко итеративным, требует больших затрат памяти и вычислительных ресурсов ЭВМ, требует дискретизации значений управляемых переменных, что может привести к потере точности и существенному увеличению размерности пространства поиска.

3. Путем последовательной аппроксимации остатков сигнала на основе предлагаемого метода, заключающегося в выполнении шагов 1-5.

Шаг 1. Задать максимально допустимое количество базисных вейвлет-функций G ($G \ll N$), а также максимально допустимую погрешность $\varepsilon > 0$. В качестве базисной вейвлет функции задать:

$$\psi_g(j, c_g, r_g) = e^{-\left(\frac{j-c}{r}\right)^2},$$

где c_g – центр, а r_g – радиус вейвлет-функции.

Шаг 2. Среди всех экземпляров обучающей выборки найти минимальное и максимальное значения сигналов x_{\min}^s и x_{\max}^s :

$$x_{\min}^s = \min_{\substack{s=1,2,\dots,S \\ j=1,2,\dots,N}} x_j^s, \quad x_{\max}^s = \max_{\substack{s=1,2,\dots,S \\ j=1,2,\dots,N}} x_j^s.$$

Шаг 3. Пронормировать признаки экземпляров обучающей выборки по формуле:

$$x_j^s = \frac{x_j^s - x_{\min}}{x_{\max} - x_{\min}}, \quad s = 1, 2, \dots, S, \quad j = 1, 2, \dots, N.$$

Шаг 4. Определить параметры базисных вейвлет-функций для каждого экземпляра обучающей выборки:

$$x_j^s = \sum_{g=1}^G \alpha_g \psi_g(j, c_g, r_g) + \varepsilon_j^s,$$

$$s = 1, 2, \dots, S, \quad j = 1, 2, \dots, N,$$

где ε^s – погрешность аппроксимации, допускаемая для s -го экземпляра после суммирования не более G базисных функций, ε_j^s – погрешность аппроксимации, допускаемая для j -го отсчета s -го сигнала после суммирования не более G базисных функций.

Шаг 4.1. Установить $s = 1$.

Шаг 4.2. Если $s > S$, тогда перейти на шаг 5, в противном случае – перейти на шаг 4.3.

Шаг 4.3. Установить: $g = 1$.

Шаг 4.4. Выполнить проверку на окончание процесса разложения сигнала.

Шаг 4.4.1. Определить погрешности для отсчетов сигнала:

$$\varepsilon_j^s = x_j^s - \sum_{g=1}^g \alpha_g \psi_g(j, c_g, r_g).$$

Шаг 4.4.2. Определить общую погрешность вейвлет-аппроксимации сигнала ε^s :

$$\varepsilon^s = \sum_{j=1}^N |\varepsilon_j^s| \quad \text{или} \quad \varepsilon^s = \frac{1}{2} \sum_{j=1}^N (\varepsilon_j^s)^2$$

$$\text{или} \quad \varepsilon^s = \frac{1}{N} \sum_{j=1}^N |\varepsilon_j^s| \quad \text{или} \quad \varepsilon^s = \max_{j=1,2,\dots,N} |\varepsilon_j^s|.$$

Шаг 4.4.3. Если $g > G$ или $\varepsilon^s < \varepsilon$, тогда перейти на шаг 4.9.

Шаг 4.5. Найти $x_j^{s \max}$ – максимальное значение для сигнала x^s и его номер j :

$$x_j^{s \max} = \max_{j=1,2,\dots,N} x_j^s.$$

Шаг 4.6. Установить: $\alpha_g = x_j^{s \max}$, $c_g = j$.

Шаг 4.7. Найти расстояние r_g .

Шаг 4.7.1. Установить: $r_g = 1$.

Шаг 4.7.2. Если $r < \min(c_g, N - c_g)$ и

$x_q^s \leq x_j^s \leq x_p^s, q = j - r_g, p = j + r_g$, тогда: принять: $r_g = r_g + 1$, перейти на шаг 4.7.2; в противном случае - принять: $r_g = r_g - 1$.

Шаг 4.7.3. Если $r_g = 0$, тогда принять: $r_g = \frac{1}{6}$.

Шаг 4.8. Принять: $x_j^s = x_j^s - \alpha_g \psi_g(j, c_g, r_g)$, $g = g+1$. Перейти на шаг 4.4.

Шаг 4.9. Установить: $s = s + 1$.

Шаг 4.10. Если погрешность ε^s достигнет значения ε при $g < G$, тогда для всех $g' = g+1, \dots, G$, принять: $\alpha_{g'} = 0, c_{g'} = 0, r_{g'} = 1$.

Шаг 4.11. Перейти на шаг 4.2.

Шаг 5. Останов.

В результате выполнения шагов 1-4 для каждого пронормированного сигнала x^s получим его разложение в системе базисных функций. По найденным значениям параметров базисных функций c_g и r_g можно определить значения границ интервалов a_g и b_g : $a_g = c_g - r_g, b_g = c_g + r_g$.

Синтез нейро-нечеткой модели

Пусть мы имеем обучающую выборку x , состоящую из S экземпляров x^s , где s – номер экземпляра, $s = 1, 2, \dots, S$. Каждый s -й экземпляр будем характеризовать набором значений N признаков x_j^s , где j – номер признака s -го экземпляра, $j = 1, 2, \dots, N$. Кроме того, каждому экземпляру x^s сопоставим целевой признак u^s – номер класса s -го экземпляра.

Разобьем интервал значений каждого признака экземпляров обучающей выборки на интервалы, в которых номер класса остается неизменным. Это даст нам возможность определить, с одной стороны, сколько потребуется разделяющих плоскостей, перпендикулярных оси каждого признака, а с другой стороны, позволит определить левую и правую границы интервалов для классов по оси каждого признака. Количество интервалов, а также значения границ и номера классов интервалов для каждого признака можно найти с помощью метода [1].

В результате выполнения применения метода [1] для обучающей пары $\{x, u\}$ мы получим массив $\{D_j\}$, содержащий для каждого признака количество интервалов, на которые он разбивается, а также массивы $\{A(i, k)\}$, $\{B(i, k)\}$ и $\{K(i, k)\}$, содержащие информацию о границах интервалов и номерах классов, сопоставленных им для всех признаков. На основе этих массивов сформируем массив $\{K(q)\}$, содержащий номера классов для интервалов признаков, упорядоченных в порядке возрастания номеров признаков и номеров интервалов значений признака.

Метод [1] наряду с определением границ интервалов значений признаков позволяет опреде-

лить оценки информативности признаков. В качестве меры информативности признака по отношению к выходному параметру (меры влияния признака на выходной параметр) будем использовать количество интервалов, на которые разбивается диапазон значений признака, таких, что экземпляры, со значением признака, попавшие в один интервал, относятся к одному и тому же классу, а экземпляры смежных интервалов относятся к разным классам (чем меньше количество интервалов, тем больше информативность признака и наоборот). Таким образом, показатели информативности признаков I_j будем определять по формуле:

$$I_j = (\min D_j) / D_j, j = 1, 2, \dots, N.$$

Перед синтезом нейро-нечеткой модели для обеспечения ее простоты и высоких обобщающих и аппроксимационных свойств произведем удаление избыточных блоков определения принадлежности к интервалам значений признаков.

Примем следующее допущение. Интервалы значений признаков x_k и x_q $[A(i, k); B(i, k)]$ и $[A(j, q); B(j, q)]$ эквивалентны тем сильнее, чем больше экземпляров, попавших в k -ый интервал значений i -го признака, попадет в q -ый интервал значений j -го признака и будут иметь при этом одинаковые номера классов.

Коэффициент эквивалентности между k -м интервалом значений i -го признака для s -го экземпляра и q -м интервалом значений j -го признака для g -го экземпляра определим по формуле:

$$n(x_i^s, x_j^g, k, q) = \begin{cases} 0, & \text{если } K(i, k) \neq K(j, q), \\ 0, & \text{если } B(i, k) < x_i^s \text{ или } x_i^s < A(i, k), \\ 0, & \text{если } B(j, q) < x_j^g \text{ или } x_j^g < A(j, q), \\ 1, & \text{если } K(i, k) = K(j, q), \\ & A(i, k) \leq x_i^s \leq B(i, k), \\ & A(j, q) \leq x_j^g \leq B(j, q), \end{cases}$$

$$s = 1, 2, \dots, S; g = 1, 2, \dots, S; i = 1, 2, \dots, N; j = 1, 2, \dots, N; k = 1, 2, \dots, k_i; q = 1, 2, \dots, k_j.$$

Здесь k_i, k_j – количество интервалов для i -го и j -го признаков, соответственно.

Количество экземпляров с одинаковыми номерами классов, попавших одновременно в k -ый интервал значений i -го признака и в q -ый интервал значений j -го признака, определим по формуле:

$$N(i, k, j, q) = \sum_{s=1}^S \sum_{g=1, g \neq s}^S n(x_i^s, x_j^g, k, q),$$

$$i = 1, 2, \dots, N; j = 1, 2, \dots, N;$$

$$k = 1, 2, \dots, k_j; q = 1, 2, \dots, k_j.$$

Пусть $N_{i,k}$ – количество экземпляров обучающей выборки, попавших в k -й интервал значений i -го признака, тогда $e_{i,k,j,q}$ – коэффициент взаимной эквивалентности между k -м интервалом значений i -го признака и q -м интервалом значений j -го признака определим по формуле:

$$e_{i,k,j,q} = \min \left\{ \frac{N(i,k,j,q)}{N_{i,k}}, \frac{N(i,k,j,q)}{N_{j,q}} \right\} = \frac{N(i,k,j,q)}{\min \{N_{i,k}, N_{j,q}\}},$$

$$i = 1, 2, \dots, N; j = 1, 2, \dots, N;$$

$$k = 1, 2, \dots, k_j; q = 1, 2, \dots, k_j.$$

Коэффициент взаимной эквивалентности между i -м и j -м признаками для всех экземпляров выборки определим по формуле:

$$e_{i,j} = \frac{\sum_{k=1}^{k_i} \sum_{q=1}^{k_j} e_{i,k,j,q}}{\max \{k_i, k_j\}}, \quad i = 1, 2, \dots, N; j = 1, 2, \dots, N.$$

Редукцию количества признаков и блоков определения принадлежности значений признаков к интервалам для нейро-нечеткой модели будем осуществлять путем выполнения последовательности шагов 1-7.

Шаг 1. Инициализация. Задать $x = \{x^s_i\}$ и $y = \{y^s_i\}$, $s = 1, 2, \dots, S; i = 1, 2, \dots, N$.

Шаг 2. Вычислить характеристики обучающей выборки.

Шаг 2.1. Найти: $A(i,k), B(i,k), K(i,k), I_i, N_{i,k}, k_j$.

Шаг 2.2. Определить: $N(i,k,j,q), e_{i,k,j,q}, e_{i,j}$.

Шаг 3. Ранжировать признаки в порядке убывания I_i . Установить: $i = N$.

Шаг 4. Если $i > 1$, тогда выполнять шаги 4.1 и 4.2.

Шаг 4.1. Для $\forall j, j \neq i, j = 1, 2, \dots, (i-1)$: если $e_{i,j} = 1$, тогда: удалить x_j , установить $N=N-1$.

Шаг 4.2. Установить: $i = i-1$. Перейти на шаг 4.

Шаг 5. Установить: $i = N$.

Шаг 6. Если $i \geq 1$, тогда выполнить шаги 6.1 и 6.2.

Шаг 6.1. Установить: $k = k_j$.

Шаг 6.2. Если $k \geq 1$, тогда выполнить шаги 6.2.1-6.2.3.

Шаг 6.2.1. Рассчитать:

$$c = \sum_{j=1}^{N-1} \sum_{q=1}^{k_j} e_{i,k,j,q}, e_{i,k,j,q} = 1.$$

Шаг 6.2.2. Если $c \geq 1$, тогда: удалить k -й интервал i -го признака, установить: $k_j = k_j - 1$.

Шаг 6.2.3. Установить: $k = k - 1$. Перейти на шаг

6.2.

Шаг 7. Останов.

После сокращения количества признаков и блоков определения принадлежности значений признаков к интервалам сформируем набор правил вида:

Если $A(i,k) \leq x^s_i \leq B(i,k)$, то $y^s_i = K(i,k)$,

где $s = 1, 2, \dots, S; i = 1, 2, \dots, N; k = 1, 2, \dots, k_j, y^s_i$ – номер класса, к которому принадлежит s -й экземпляр по i -му признаку.

Зададим функции принадлежности для интервалов значений признаков $\mu_{i,k}(x_i)$, где i – номер признака, k – номер интервала значений i -го признака. В качестве функций принадлежности предлагается использовать трапециевидные функции:

$$\mu_{i,k}(x_i) = \begin{cases} 0, & \text{если } x_i \leq 0,5(A(i,k) + B(i,k-1)), \\ \frac{x_i - 0,5(A(i,k) + B(i,k-1))}{0,5(A(i,k) - B(i,k-1))}, & \text{если } 0,5(A(i,k) + B(i,k-1)) \leq x_i < A(i,k), \\ 1, & A(i,k) \leq x_i \leq B(i,k), \\ \frac{0,5(A(i,k+1) + B(i,k)) - x_i}{0,5(A(i,k+1) - B(i,k))}, & \text{если } B(i,k) \leq x_i < 0,5(B(i,k) + A(i,k+1)), \\ 0, & \text{если } 0,5(B(i,k) + A(i,k+1)) \leq x_i. \end{cases}$$

Далее зададим способ нахождения принадлежности $\mu^0(x^s)$ и $\mu^1(x^s)$ распознаваемого экземпляра x^s к классам 0 и 1, соответственно:

$$\mu^0(x^s) = \max \mu_{i,k}(x_i), K(i,k) = 0;$$

$$\mu^1(x^s) = \max \mu_{i,k}(x_i), K(i,k) = 1,$$

$$i = 1, 2, \dots, N;$$

$$k = 1, 2, \dots, k_j.$$

Определим способ дефаззификации:

$$y^s = \begin{cases} 1, & \text{если } \mu^1(x^s) > \mu^0(x^s), \\ 0, & \text{если } \mu^1(x^s) \leq \mu^0(x^s). \end{cases}$$

Предложенный метод позволит синтезировать распознающие модели на основе трехслойной нейро-нечеткой сети.

На входы сети поступают значения признаков распознаваемого экземпляра. Узлы первого слоя сети определяют принадлежности распознаваемого экземпляра к интервалам значений признаков. Узлы второго слоя сети определяют принадлежности распознаваемого экземпляра к классам. Единственный узел третьего слоя осуществляет дефаззификацию.

Нейроны нейро-нечеткой сети, синтезированной

на основе предложенного метода, будут иметь функции постсинаптического потенциала и функции активации, задаваемые формулами:

$$\varphi^{(3,1)}(w^{(3,1)}, x^{(3,1)}) = \sum_{j=1}^2 w_j^{(3,1)} x_j^{(3,1)} + w_0^{(3,1)},$$

$$\psi^{(3,1)}(x) = \begin{cases} 0, & \text{если } x < 0, \\ 1, & \text{если } x \geq 0, \end{cases}$$

$$\varphi_j^{(2,i)}(w_j^{(2,i)}, x_j^{(2,i)}) = \min_j (w_j^{(2,i)}, x_j^{(2,i)}), \quad i = 1, 2,$$

$$\psi^{(2,i)}(x) = \max_j \varphi_j^{(2,i)}(w_j^{(2,i)}, x_j^{(2,i)}), \quad i = 1, 2,$$

где $\psi^{(\eta,i)}(x)$ – функция активации i -го нейрона η -го слоя сети, $\varphi_j^{(\eta,i)}(w_j^{(\eta,i)}, x_j^{(\eta,i)})$ – функция постсинаптического потенциала j -го входа i -го нейрона η -го слоя сети, $w_j^{(\eta,i)}, x_j^{(\eta,i)}$ – наборы весовых коэффициентов и входных значений i -го нейрона η -го слоя сети, соответственно.

Весовые коэффициенты нейронов $w_j^{(\eta,i)}$, где j – номер входа, i – номер нейрона, η – номер слоя, будут определяться по формуле:

$$w_j^{(\eta,i)} = \begin{cases} 0, & \text{если } \eta = 2, i = 1, K(p, q) = 0, j = z(p, q), \\ & p = 1, 2, \dots, N, q = 1, 2, \dots, k_p, \\ 0, & \text{если } \eta = 2, i = 2, K(p, q) = 1, j = z(p, q), \\ & p = 1, 2, \dots, N, q = 1, 2, \dots, k_p, \\ 1, & \text{если } \eta = 2, i = 1, K(p, q) = 1, j = z(p, q), \\ & p = 1, 2, \dots, N, q = 1, 2, \dots, k_p, \\ 1, & \text{если } \eta = 2, i = 2, K(p, q) = 0, j = z(p, q), \\ & p = 1, 2, \dots, N, q = 1, 2, \dots, k_p, \\ 0, & \text{если } \eta = 2, i = 1, 2, j = 0, \\ 0, & \text{если } \eta = 3, i = 1, j = 0, \\ 1, & \text{если } \eta = 3, i = 1, j = 1, \\ -1, & \text{если } \eta = 3, i = 1, j = 2, \end{cases}$$

где $z(p, q) = q + \sum_{v=1}^{p-1} k_v$.

Предложенный метод синтеза нейро-нечетких моделей настраивает параметры функций принадлежности неитеративно в процессе синтеза нейро-нечеткой модели на основе предварительно определенных параметров интервалов значений признаков, в отличие от традиционного подхода [8], когда параметры функций принадлежности настраиваются путем итеративной оптимизации.

Синтез вейвлет-нейро-нечеткой диагностической модели

Объединяя предложенные выше методы представим процесс синтеза вейвлет-нейро-нечеткой диагностической модели как последовательность шагов 1-4.

Шаг 1. Инициализация. Задать обучающую выборку $\langle x = \{x^s\}, y = \{y^s\} \rangle$, где $x^s = \{x_j^s\}$ – s -й сигнал, представленный набором упорядоченных во времени отсчетов x_j^s, y^s – фактический номер класса для s -го экземпляра.

Шаг 2. Построить вейвлет-аппроксимацию для сигнала каждого экземпляра x^s . в системе не более G базисных функций.

Шаг 3. На основе параметров базисных функций вейвлет-аппроксимации сигналов сформировать новую обучающую выборку: $\langle x = \{x^s\}, y = \{y^s\} \rangle$, где $x^s = \{c_g, r_g\}$, $g = 1, 2, \dots, G$.

Шаг 4. Для новой обучающей выборки построить нейро-нечеткую модель зависимости $y(x)$.

Процесс диагностики с использованием построенной вейвлет-нейро-нечеткой модели будет заключаться в выполнении шагов 1-3.

Шаг 1. Задать распознаваемый экземпляр x^* , а также модель зависимости $y(x)$.

Шаг 2. Построить вейвлет аппроксимацию сигнала распознаваемого экземпляра на основе G базисных функций.

Шаг 3. На основе параметров вейвлет-аппроксимации определить по нейро-нечеткой модели $y(x)$ расчетное значение номера класса для распознаваемого экземпляра y^* .

Эксперименты и результаты

Предложенный метод синтеза вейвлет-нейро-нечетких моделей был программно реализован в виде функций на языке пакета MATLAB и является дополнением библиотеки диагностических функций "DiagLab".

Для проверки работоспособности предложенного метода с помощью библиотеки "DiagLab" проводились эксперименты по решению практических задач: диагностики деталей газотурбинных авиадвигателей [1, 4, 5].

Проведенные эксперименты показали, что предложенный метод позволяет синтезировать эффективные, высокоточные распознающие нейро-нечеткие модели.

Результаты проведенных экспериментов позволяют рекомендовать предложенный метод для широкого использования на практике при решении задач технической диагностики.

Список литературы

1. Дубровин В.И., Субботин С.А., Богуслаев А.В., Яценко В.К. Интеллектуальные средства диаг-

- ностики и прогнозирования надежности авиадвигателей: Монография.-Запорожье: ОАО "Мотор-Сич", 2003. – 279 с.
2. Биргер И.А. Техническая диагностика. – М.: Машиностроение, 1978. – 240 с.
 3. Айвазян С.А., Бухштабер В.М., Енюков И.С., Мешалкин Л.Д. Прикладная статистика. Классификация и снижение размерности. – М.: Финансы и статистика, 1989. – 607 с.
 4. Адаменко В.А., Дубровин В.И., Субботин С.А. Диагностика лопаток авиадвигателей по спектрам затухающих колебаний после ударного возбуждения на основе нейронных сетей прямого распространения // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні, 2000. – № 1. – С. 91-96.
 5. Дубровин В.И., Субботин С.А. Выбор информативных признаков при диагностике лопаток ГТД // Новые технологии, методы обработки и упрочнения деталей энергетических установок: Тез. докл. Междунар. конф. "Новые технологии, методы обработки и упрочнения деталей энергетических установок" / Отв. ред. В.К. Яценко. – Запорожье: ЗГТУ, 2000. – С. 25-27.
 6. Дьяконов В.П. Вейвлеты. От теории к практике. – М.: Солон-Р, 2002. – 448 с.
 7. Васильев В.И. Распознающие системы: справочник. – К.: Наукова думка, 1983. – 423 с.
 8. Осовский С. Нейронные сети для обработки информации. – М.: Финансы и статистика, 2004. – 344 с.
 9. Дубровин В.И., Субботин С.О. Методи оптимізації та їх застосування в задачах навчання нейронних мереж: Навчальний посібник.-Запоріжжя: ЗНТУ, 2003. – 136 с.
 10. Koza J.R. Genetic programming. – Massachusetts: MIT, 1998. – 609 p.

Поступила в редакцию 17.05.2006 г.

Запропоновано метод вейвлет-апроксимації дискретизованого діагностичного сигналу і метод синтезу спрощених діагностичних нейро-нечітких моделей за вейвлет-апроксимацією сигналу. Розроблено програмне забезпечення, що реалізує запропоновані методи. Експериментальне дослідження запропонованих методів при вирішенні задачі діагностики деталей авіадвигунів підтвердило їхню практичну застосовність.

The method of wavelet approximation of a discretized diagnostic signal and the method of reduced diagnostic model synthesis on wavelet signal approximation are proposed. The software realizing offered methods is developed. The experimental research of the offered methods in airengine details diagnostics has confirmed their practical applicability.

УДК 669-41:669.14.018.296:621.763

С. Б. Беликов, В. Е. Ольшанецкий, В. В. Киричевский, С. Н. Гребенюк

ФОРМИРОВАНИЕ И СВОЙСТВА ДВУХФАЗНЫХ КОМПОЗИТОВ "ФИБРОВОГО" ТИПА

В работе рассматриваются некоторые вопросы получения и расчета многослойных конструкций (металлокомпозитов "фибрового" типа) на примере пакетной системы Nb-Ti.

Ti.

Пластинчатые двухфазные металлокомпозиты с правильным чередованием разнофазных слоев в пакете (вариант "фибровой" структуры) обладают ярко выраженной анизотропией свойств, что можно с выгодой использовать в качестве конструктивных элементов ответственных изделий (например, жаропрочных деталей с формой тел вращения – конических насадок или непосредственно сопел реактивных двигателей).

В работе [1] описана технология получения многослойной пакетной композиции Nb-Ti, обеспечивающая плотное без зазоров сочленение обоих типов листовых материалов методом контактного сваривания с перекрытием зон оплавления. Эта технология потребовала предварительного создания математических моделей (с использованием робастного проектирования), учитывающих полный набор необходимых факторов влияния на качественные показатели процесса сварки. В результате анализа такого рода моделей, микроструктуры композитных образцов, распределений в фазах элементов, а также данных неразрушающей дефектоскопии были

установлены необходимые режимы формирования качественных пакетных (3-5 слоев) металлокомпозитов системы NbЦУ-ВТ1-0 (рис. 1).

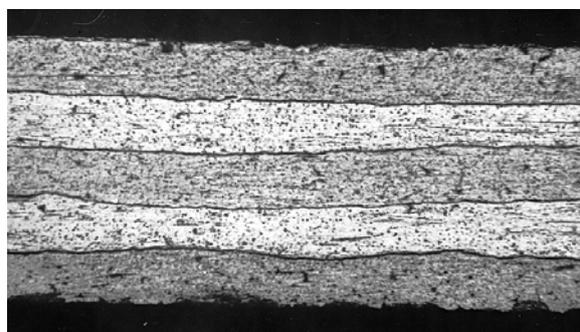
В данной работе предлагается схема расчета напряженного состояния пакетной модельной системы ниобий-титан методом конечных элементов. Необходимость получения такого рода информации представляется полезной и даже необходимой для специалистов, работающих в области создания ракетных двигателей для аэрокосмической области.

Рассмотрим многослойную конструкцию, состоящую из поочередно меняющихся слоев титана и ниобия (рис. 2).

Для расчета конструкции воспользуемся методом конечных элементов. Для моделирования геометрии и упругих свойств многослойной конструкции дискретизацию будем проводить таким образом, чтобы границы конечных элементов совпадали с границами раздела слоев конструкции. Это позволит в зависимости от принадлежности конечного элемента тому или иному слою задавать соответствующие упругие характеристики [2]. Слои между собой будем считать жестко сцепленными.



а



б

Рис. 1. Микроструктура пятислойного композиционного материала системы NbЦУ-ВТ1-0:
а – фрагмент структуры после формирования (образец толщиной 2,3 мм); $\times 110$;
б – структура металлокомпозита после деформирования (плоский образец толщиной 0,4 мм; $\epsilon = 83\%$); $\times 70$

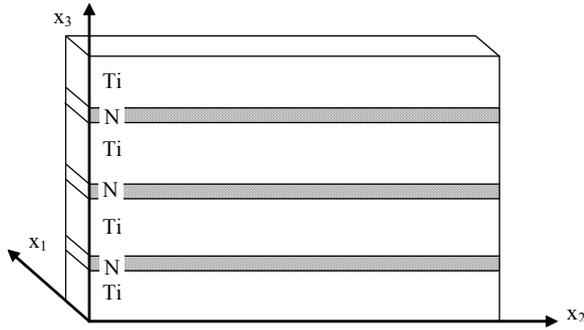


Рис. 2. Схема многослойной конструкции

Рассмотрим процесс построения системы разрешающих уравнений на основе вариационного принципа Лагранжа [3]. Уравнения будем представлять в матричной форме. Для построения матрицы жесткости отдельного конечного элемента (КЭ) задается аппроксимирующая функция для поля перемещений, которая определяет перемещения $\{q\}$ для любой точки внутри КЭ через перемещения узловых точек $\{u\}$ этого же КЭ:

$$\{q\}^\ominus = [N]^\ominus \{u\}^\ominus, \quad (1)$$

где

$$\{q\} = \{u(x, y, z), v(x, y, z), w(x, y, z)\}^T; \quad (2)$$

$$\{u\}^\ominus = \{u_1, u_2, u_3, u_4, \dots, u_m\}; \quad (3)$$

m – число узлов КЭ; $[N]$ – матрица функции формы (аппроксимирующая функция), зависящая от формы КЭ и числа узловых точек КЭ.

Деформации $\{\varepsilon\}$ внутри КЭ определяются через перемещения внутренних точек КЭ следующим образом:

$$\{\varepsilon\}^\ominus = [D]\{q\}^\ominus, \quad (4)$$

где $\{\varepsilon\} = \{\varepsilon_{11}, \varepsilon_{12}, \varepsilon_{13}, \varepsilon_{22}, \varepsilon_{23}, \varepsilon_{33}\}^T$ – компоненты вектора-столбца деформаций; $[D]$ – матрица дифференцирования.

Подставляя выражение (1) в (4), имеем

$$\{\varepsilon\}^\ominus = [D][N]\{u\}^\ominus = [\Phi]^\ominus \{u\}^\ominus. \quad (5)$$

Здесь

$$[\Phi]^\ominus = [D][N]. \quad (6)$$

Матрица $[\Phi]$ представляет собой результат воздействия дифференциального оператора на матрицу функции формы $[N]$.

Если в сплошной среде отсутствуют остаточ-

ные и температурные напряжения, то упругие напряжения $\{\sigma\}$ внутри КЭ выражаются через деформации $\{\varepsilon\}$ в виде

$$\{\sigma\}^\ominus = [C]\{\varepsilon\}^\ominus, \quad (7)$$

где $\{\sigma\} = \{\sigma_{11}, \sigma_{12}, \sigma_{13}, \sigma_{22}, \sigma_{23}, \sigma_{33}\}^T$ – компоненты вектора-столбца напряжений; $[C]$ – матрица упругих постоянных материала.

Полагаем, что объемные узловые усилия отсутствуют в узлах выделенного из сплошной среды КЭ, а действуют узловые поверхностные силы $\{P\}$.

Внешние поверхностные силы действуют в направлениях, соответствующих перемещениям $\{q\}$, и представляются в узле вектором-столбцом

$$\{P\}^\ominus = \{X, Y, Z\}^\ominus,$$

где X, Y, Z – компоненты распределенных сил в узле КЭ.

Статическую эквивалентность между действующими внешними поверхностными силами и возникшими внутренними напряжениями можно определить на основе принципа виртуальных (произвольных) перемещений, путем задания виртуального перемещения и приравнивания внешней и внутренней работ, совершаемых поверхностными силами и напряжениями в направлении этих перемещений.

Принцип виртуальных перемещений обеспечивает выполнение условий равновесия КЭ. Полная потенциальная энергия КЭ Π^\ominus определяется как разность работ внутренних напряжений W^\ominus и внешних сил A^\ominus :

$$\Pi^\ominus = W^\ominus - A^\ominus$$

либо

$$\Pi^\ominus = \frac{1}{2} \iiint_V \{\varepsilon\} \{\sigma\}^T dV - \iint_S \{P\}^T \{u\} dS, \quad (8)$$

где

$$W^\ominus = \frac{1}{2} \iiint_V \{\varepsilon\} \{\sigma\}^T dV, \quad (9)$$

$$A^\ominus = \frac{1}{2} \iint_S \{P\}^T \{u\} dS. \quad (10)$$

Первый интеграл вычисляется по объему V КЭ, второй – по поверхности S КЭ, на которой заданы внешние поверхностные силы.

Равновесие КЭ будет определено, если виртуальные работы равны при произвольных вариациях перемещений, удовлетворяющих граничным условиям. Используем принцип виртуальных перемещений и принцип Лагранжа. Иными словами,

можно сказать, что из всех возможных (виртуальных) вариаций перемещений, а следовательно, деформаций и напряжений, удовлетворяющих граничным условиям, в действительности имеет место то состояние КЭ, для которого вариация полной потенциальной энергии принимает минимальное значение, т.е.

$$\delta\Pi = \delta W - \delta A = \iint_V \delta\{\varepsilon\}\{\sigma\}^T dV - \iint_S \{P\}^T \delta\{q\} dS = 0. \quad (11)$$

Подставляя в (11) выражения (1), (5), (7), имеем

$$\iiint_V [\Phi]^{T\alpha} \delta\{u\}^T [C][\Phi]^\alpha \{u\}^\alpha dV - \iint_S \{P\}^T [N] \delta\{u\} dS = 0 \quad (12)$$

либо

$$\delta\{u\} \left[\iiint_V [\Phi]^{T\alpha} [C][\Phi]^\alpha \{u\}^\alpha dV - \iint_S \{P\}^T [N] dS \right] = 0. \quad (13)$$

Так как вариация перемещений не равна нулю, имеем

$$\iiint_V [\Phi]^{T\alpha} [C][\Phi]^\alpha \{u\}^\alpha dV - \iint_S \{P\}^T [N] dS = 0. \quad (14)$$

Выражение (14) перепишем в виде

$$[K]^\alpha \{u\}^\alpha = \{P\}^\alpha. \quad (15)$$

Здесь

$$[K]^\alpha = \iiint_V [\Phi]^{T\alpha} [C][\Phi]^\alpha dV \quad (16)$$

является матрицей жесткости КЭ;

$$\{P\}^\alpha = \iint_S \{P\}^T [N] dS \text{ – вектор узловых нагрузок КЭ;}$$

$$\{u\}^\alpha \text{ – вектор узловых перемещений КЭ.}$$

Проведем расчет конструкции при различных условиях нагружения конструкции (рис. 3) с помощью программного комплекса "МИРЕЛА+" [4], в котором реализована данная методика.

Размеры конструкции: длина – $a = 1$ м, ширина – $b = 0,5$ м, толщина – $t = 0,1$ м, толщина слоя титана – $h_1 = 0,1175$ м, толщина слоя ниобия – $h_2 = 0,01$ м. Упругие постоянные материалов: модуль упругости титана – $E_1 = 116$ ГПа, коэффициент Пуассона титана – $\nu_1 = 0,32$, модуль упругости ниобия – $E_2 = 103$ ГПа, коэффициент Пуассона ниобия – $\nu_2 = 0,3$. Нагрузка: для $q = 20$ ГПа.

На рисунках 4-6, 9 показано напряженно-деформированное состояние конструкции для схемы I, а на рисунках 7, 8, 10 – для схемы II.

Таким образом, определено напряженно-деформированное состояние многослойной конструкции на основе титана и ниобия при различных схемах нагружения.

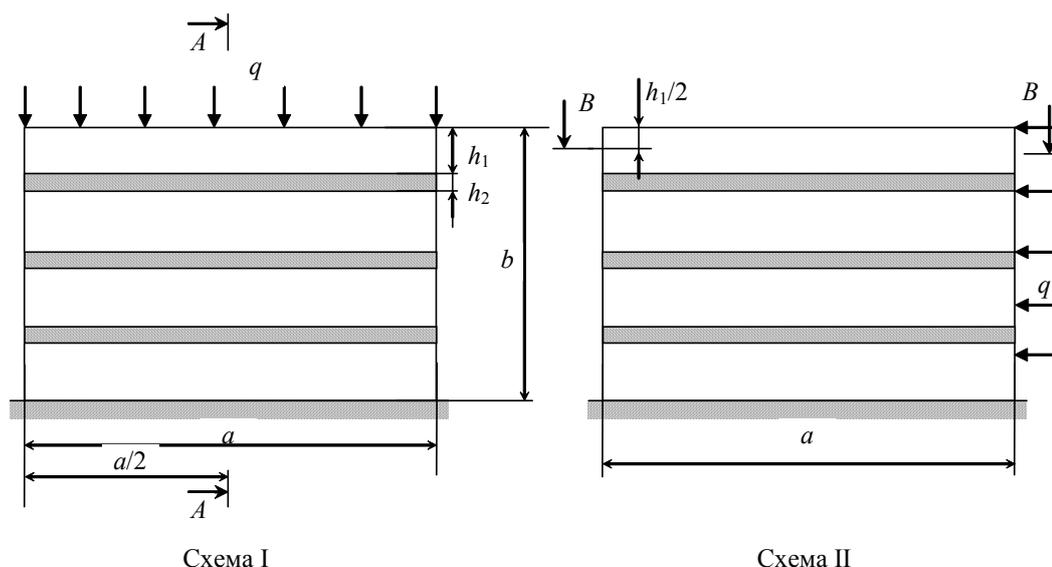


Рис. 3. Расчетная схема

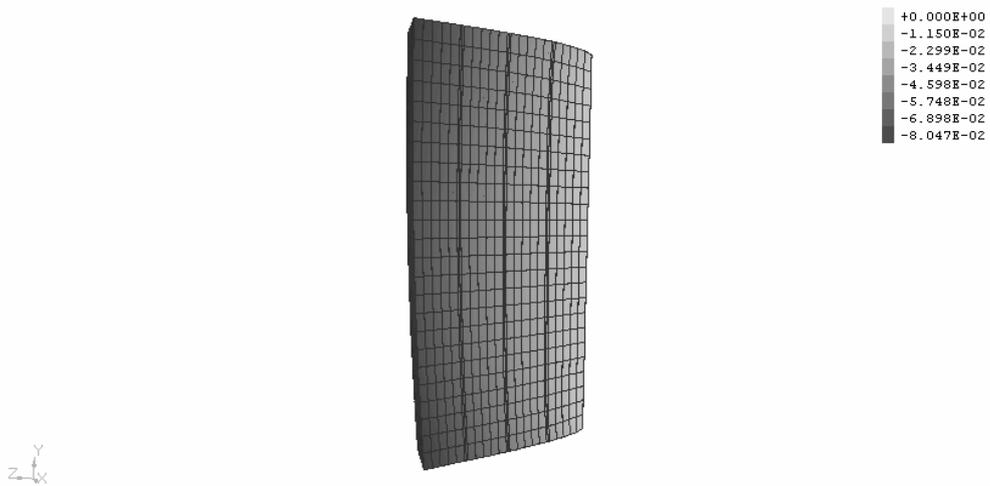


Рис. 4. Распределение прогибов u_3 (Схема I)

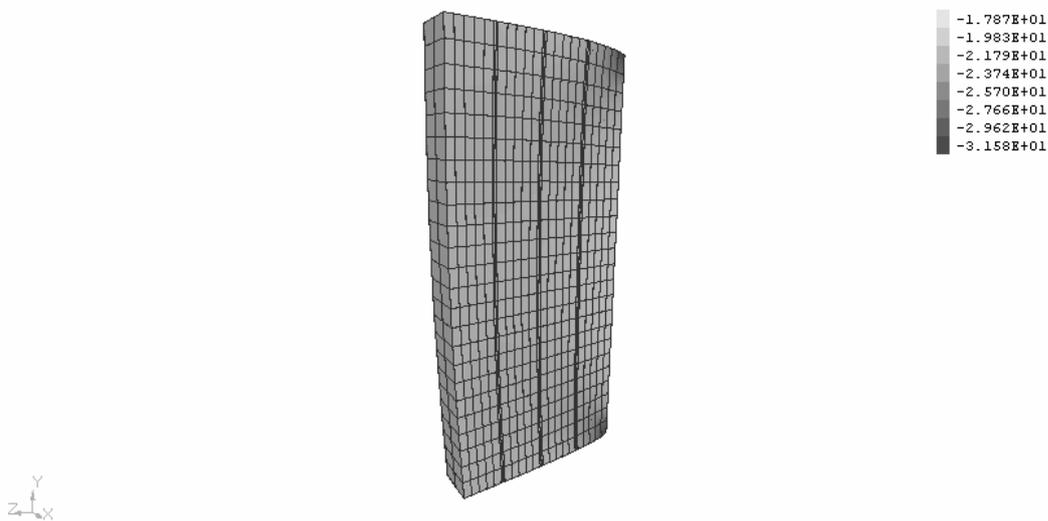


Рис. 5. Распределение нормальных напряжений σ_{33} (Схема I)

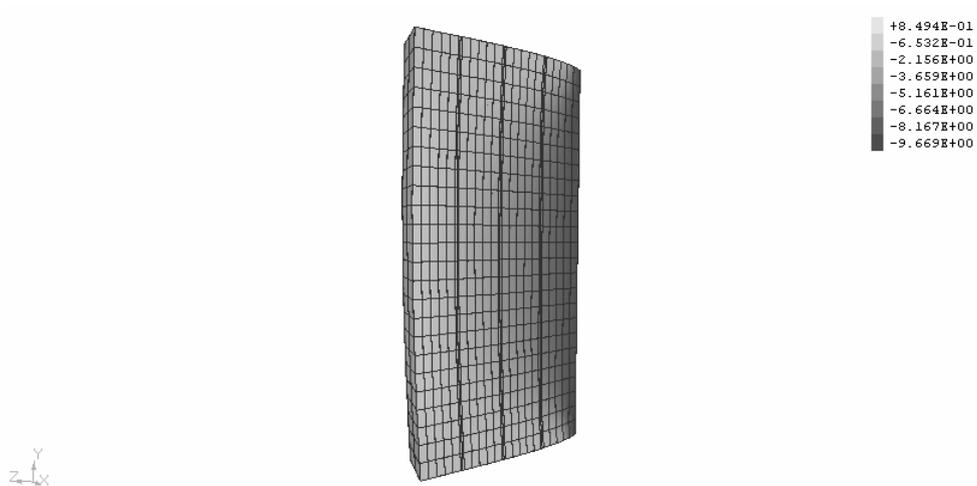


Рис. 6. Распределение нормальных напряжений σ_{22} (Схема I)

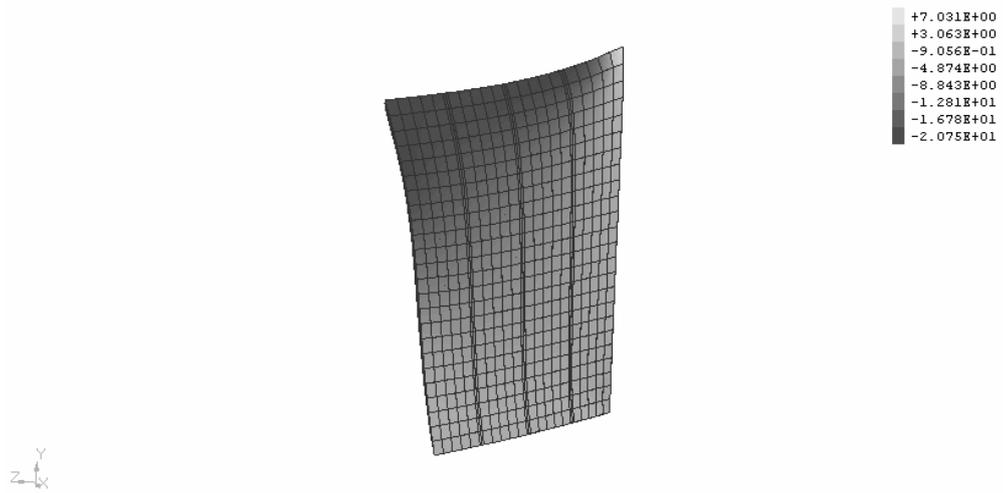


Рис. 7. Распределение нормальных напряжений σ_{22} (Схема II)

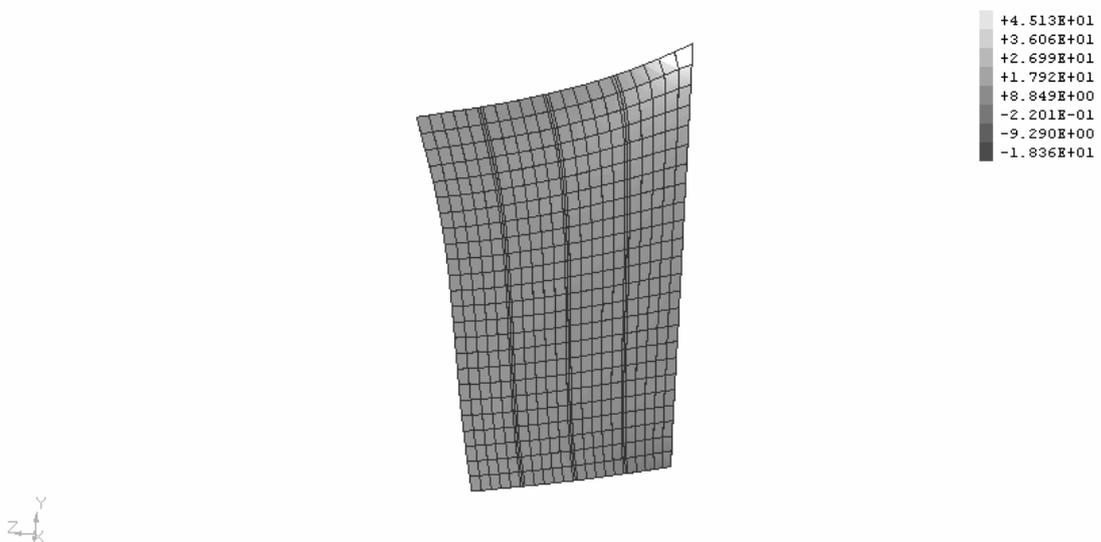


Рис. 8. Распределение нормальных напряжений σ_{33} (Схема II)

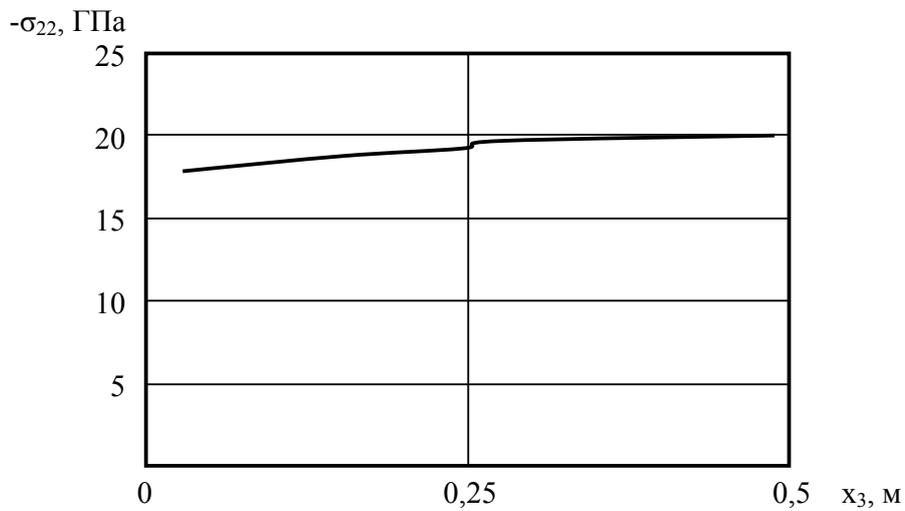


Рис. 9. Распределение напряжений в сечении А-А

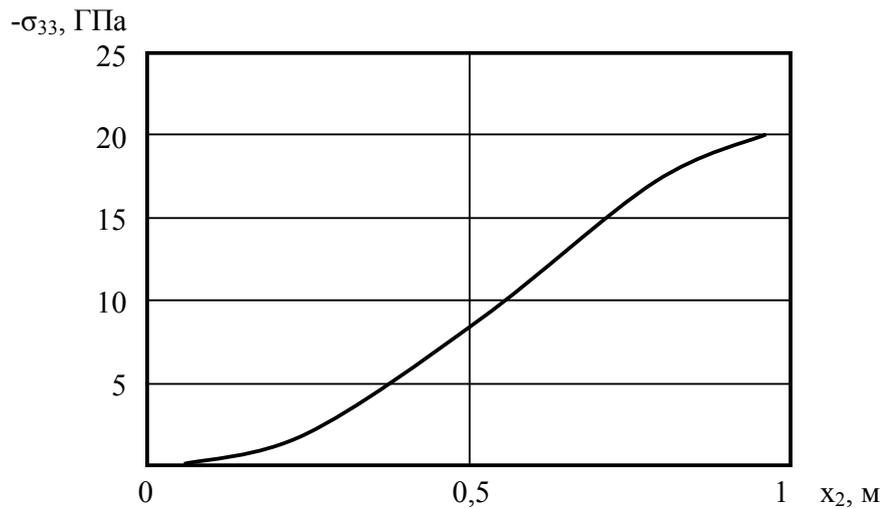


Рис. 10. Распределение напряжений в сечении В-В

Список литературы

1. Ольшанецкий В.Е., Лавренко А.С., Винниченко В.С., Коробко А.В. Высокотемпературные металлокомпозиты для тонкостенных оболочек / Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні, 2005.— №1. — С. 81-86.
2. Сегерлинд Л. Применение метода конечных элементов. — М.: Мир, 1979. — 392 с.
3. Киричевский В.В. Метод конечных элементов в механике эластомеров. — К.: Наук. думка, 2002. — 655 с.
4. Метод конечных элементов в вычислительном комплексе "МИРЕЛА+" / Киричевский В.В., Дохняк Б.М., Козуб Ю.Г., Гоменюк С.И., Киричевский В.В., Гребенюк С.Н. — К.: Наук. думка, 2005. — 403 с.

Поступила в редакцию 07.06.2006 г.

В роботі розглядаються деякі питання отримання та розрахунку багат шарових конструкцій (металокompозитів "фібрового" типу) на прикладі пакетної системи Nb-Ti.

Some questions of receipt and calculation of multi-layered constructions (metal composites of "fibre" type) are examined on the example of the package of Nb-Ti.

УДК 669.018.291:620.178.3

И. П. Волчок, А. А. Митяев

СОПРОТИВЛЕНИЕ ВТОРИЧНЫХ СИЛУМИНОВ УСТАЛОСТНОМУ РАЗРУШЕНИЮ ПРИ ВЫСОКИХ ЧАСТОТАХ НАГРУЖЕНИЯ

Описаны условия испытаний и приведены результаты исследований долговечности и сопротивления алюминиевых сплавов усталостному разрушению при циклическом нагружении с частотами нагружения 0,3; 8,8; 18 и 44 кГц.

Введение

В настоящее время очень остро стоит проблема снижения металлоемкости и массы различных узлов и деталей оборудования всех отраслей промышленности при одновременном сохранении удельной прочности и повышении коррозионно-механической стойкости. Данная задача решается за счет использования алюминиевых сплавов, сочетающих в себе достаточно высокие прочностные свойства и малую плотность. В то же время, с ростом потребления алюминиевых сплавов происходит накопление значительных количеств их лома и отходов производства, которые требуют повторной переработки – рециклинга. На сегодняшний день в развитых странах каждый третий килограмм потребленного алюминия получен путем рециклинга. В Украине за 2004 год было произведено порядка 110 тыс. тонн первичного алюминия и его сплавов и 90 тыс. тонн вторичных сплавов.

Наиболее крупными потребителями алюминия в мире и, соответственно, поставщиками его скрапа и лома являются: машиностроение, транспорт, строительная и пищевая промышленность (табл. 1).

Так как сфера потребления алюминиевых сплавов весьма широка и они используются для изготовления деталей ответственного назначения, работающих в широком диапазоне частот и нагрузок, очень важно, чтобы вторичные сплавы, изготовленные путем рециклинга, имели свойства, соответствующие уровню первичных.

В связи с этим разработка методов испытаний на усталость в широком диапазоне частот позволяет моделировать обширный спектр реальных условий эксплуатации деталей, прогнозировать сопротивление усталостному разрушению разных конструкционных материалов, а также значительно сократить время проведения исследований.

Результаты исследований и их обсуждение

Для установления частотной зависимости усталостной долговечности материалов и элементов конструкций от циклического нагружения были проведены испытания с частотами нагружения 0,3; 8,8; 18 и 44 кГц. Испытания проводились на комплексах, разработанных и реализованных Белорусским государственным технологическим университетом. Основными активными элементами комплексов являлись магнитоэлектрические установки, которые работали в режиме автоколебаний. Исследования проводились на термообработанных образцах, которые были изготовлены из вторичного сплава АК8МЗ (8,20 % Si; 2,65 % Cu; 0,98 % Fe; 0,87 % Zn), полученного с использованием разных технологических схем.

Согласно заводской технологии плавление металла осуществлялось под покровным флюсом 33 % KCl, 67 % NaCl с последующей обработкой рафинирующим флюсом: 15 % KCl, 45 % NaCl, 40 % AlF₃. По экспериментальной технологии сплав дополнительно был обработан модификатором [2], в количе-

Таблица 1 – Образование скрапа при производстве и применении изделий из алюминия [1]

Отрасль	Изделие	Жизненный цикл, лет	Образование скрапа в производстве, %	Коэффициент сбора лома изделий, %	Соотношение деформируемых и литейных сплавов
Транспорт	Пассажирский самолет	25-30	100-122	85-90	90/10
	Автомобиль	12-15	25-43	50-85	20/80
Строительство	Оконная рама	40-50	11-18	85-95	100/0
Пищевая промышленность	Банка для напитков	0,2-0,5	30-33	20-91	100/0
	Фольга	0,2-1,0	10-20	10-30	100/0
Машиностроение	Бытовая техника	7-10	40-70	50-85	50/50

стве 0,05 % от массы расплава.

Термическая обработка образцов проводилась по режиму Т5 (закалка + искусственное старение). После термообработки, с целью снятия поверхностного дефектного слоя, образцы подвергали электрополированию с использованием электролита состава: H_2SO_4 – 86 мл, H_3PO_4 – 86 мл, CrO_3 – 6 г, H_2O – 11 мл. Режим электрополирования был следующим: напряжение – 20 В, плотность тока – 1 мА/мм², температура электролита - 298 °К, время обработки – 7 мин. После данной обработки шероховатость поверхности образцов не превышала $R_a = 0,32$ мкм.

Форма и размеры образцов для испытаний при высоких частотах нагружений представлены на рис. 1. Общая длина L экспериментальных образцов зависела от частоты продольных циклических колебаний и составляла 98; 80,5; 51,5 и 40 мм соответственно для частот 0,3; 8,8; 18 и 44 кГц.

Испытания на усталость силуминов, полученных по различным технологическим вариантам, проводили в соответствии с требованиями ГОСТ 25.502-79 [3]. Согласно [3] основными критериями разрушения при определении пределов выносливости и построении кривых усталости являются полное разрушение или появление макротрещин заданного размера. Построение кривых усталости и определение пределов выносливости производили для вероятности разрушения 50 % [3].

ГОСТ 25.502-79 для легких сплавов и других металлов, ординаты кривых усталости которых по всей длине непрерывно уменьшаются с ростом числа циклов, устанавливает базу испытаний для определения пределов выносливости – $100 \cdot 10^6$ циклов. В то же время для сравнительных испытаний база для определения пределов выносливости составляет $10 \cdot 10^6$ циклов [3]. Результаты экспериментов изображали в виде кривых усталости в полулогарифмических координатах (σ_a ; $\lg N$) (рис. 2).

Как показали результаты исследований, практически 80 % периода времени нагружения образцов характеризовались стабильной частотой колебаний. Стабильность резонансных характеристик системы в этот период свидетельствовала, что в течение

данного срока в материале происходило постепенное накопление искажений структуры и зарождение микротрещин, однако суммарное их влияние на усталостные характеристики было невелико. В течение следующего, значительно более короткого промежутка времени, происходило активное развитие и слияние микротрещин в одну или несколько магистральных. По мере развития микро- и макроскопических трещин усталости, происходило изменение геометрических параметров, характеризующих поперечное сечение, что приводило к уменьшению площади неповрежденной части и момента сопротивления, а также снижению жесткости испытываемого образца. В результате этих явлений наблюдалось резкое падение частоты колебаний, что свидетельствовало о начале усталостного разрушения образца.

При сравнении усталостных характеристик вторичного сплава АК8МЗ, который был получен с использованием экспериментальной и заводской (традиционной) технологий, установлено, что показатели циклической прочности экспериментального сплава были значительно более высокими во всем диапазоне исследованных частот (см. рис. 2). Так в диапазоне частот 0,3; 8,8; 18 и 44 кГц повышение предела выносливости составило 32.....36, 28.....40, 26.....48 и 28.....40 % соответственно. Одновременно с этим, долговечность экспериментального сплава возросла в 3,75.....5 раз при частоте 0,3 кГц, в 4.....7 раз при частоте 8,8 кГц, а также в 5.....15 и 8,6.....15 раз на частотах 18 и 44 кГц соответственно. Объяснить это можно состоянием микроструктуры сплавов. Фазы, присутствующие в исследуемых сплавах, имели практически одинаковые значения параметров формы ($\lambda = 1 \dots 3$), однако в экспериментальном сплаве их дисперсность и равномерность распределения в матрице были значительно выше.

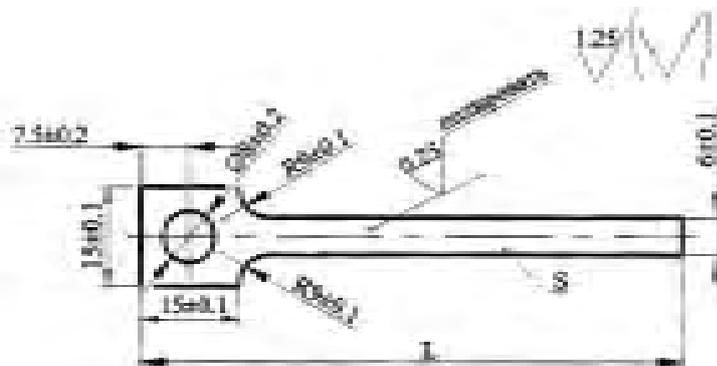


Рис. 1. Основные геометрические параметры образцов

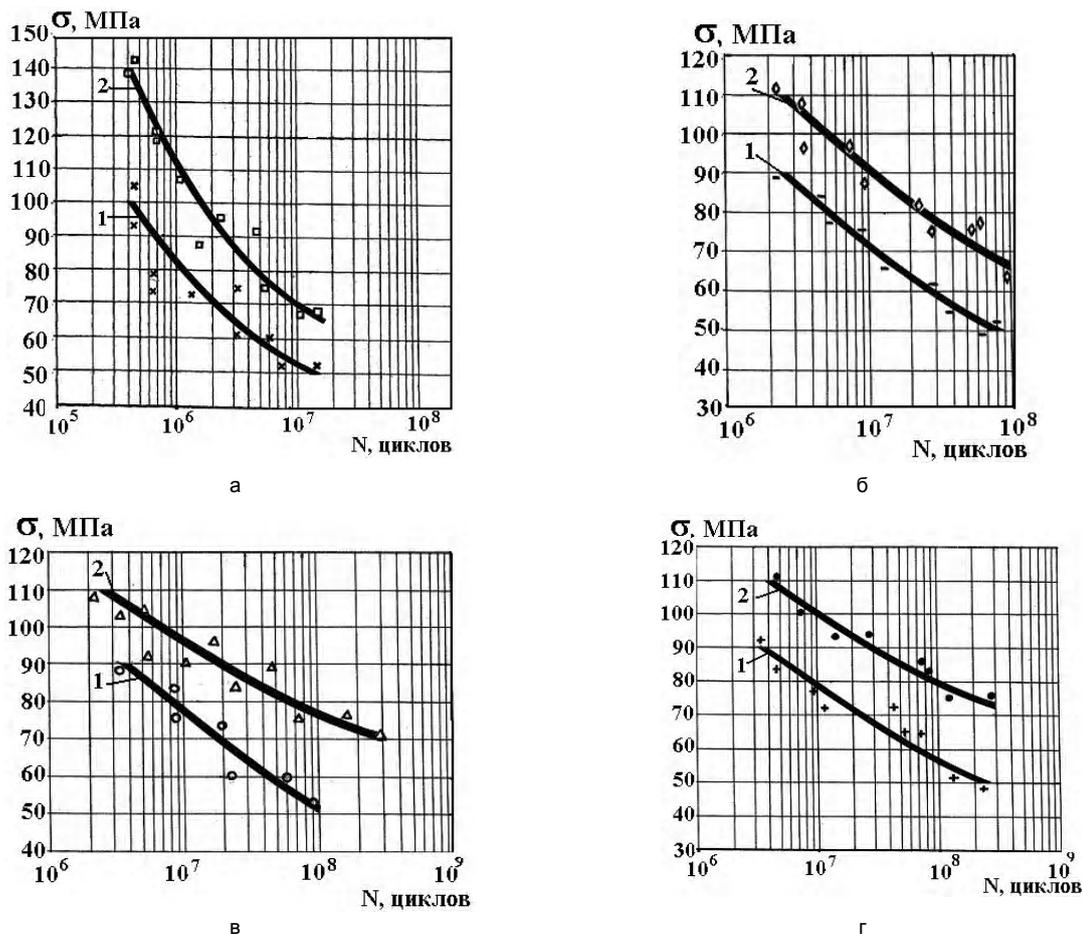


Рис. 2. Сравнительные усталостные характеристики вторичного сплава АК8МЗ при испытаниях на частотах 0,3 кГц (а), 8,8 кГц (б), 18 кГц (в) и 44 кГц (г): 1 – традиционная технология производства; 2 – экспериментальная

Как видно из экспериментальных данных для сплава АК8МЗ, полученного по традиционной технологии, увеличение частоты не изменяло форму кривых усталости (см. рис. 2). Кривые усталости для разных частот располагались эквидистантно с близкими углами наклона и отчетливо наблюдалось увеличение усталостной долговечности с ростом частоты нагружения. Это повышение носило выраженный монотонный характер для широкого диапазона баз испытаний от $6 \cdot 10^5$ до $2 \cdot 10^8$ циклов (см. рис. 2).

Для экспериментального сплава кривые усталости наглядно демонстрировали повышение долговечности с увеличением частоты нагружения (см. рис. 2). С возрастанием частоты сокращалось время нахождения образца под максимальной нагрузкой. При этом степень упрочнения сплава АК8МЗ снижалась, так как пластическая деформация всегда запаздывает относительно прилагаемых нагрузок и, поэтому, максимальное упрочнение, связанное с процессами разрушения, наблюдалось после значительно большего числа циклов. Уже после зарождения трещин в образцах, сопротивляемость материала определялась скоростью продвижения

вершины трещины в теле образца. При повышении частоты и, следовательно, скорости нагружения, продолжительность локального деформационного воздействия в вершине трещины сокращались, что, в свою очередь, уменьшало деформированный объем, обеспечивающий продвижение трещины. Таким образом повышалась сопротивляемость разрушению и долговечность. Полученные результаты хорошо согласуются с данными исследований [4].

Исследование поверхностей, по которым происходило распространение усталостных трещин (рис. 3), производили с использованием сканирующего микроскопа "JSM-5610LV" JEOL фирмы (Япония), на образцах обеих технологий выплавки, разрушенных при частотах нагружения 0,3 кГц и 18 кГц. При частоте 0,3 кГц ресурс долговечности сплава, полученного по традиционной технологии, в среднем был в 4,5 раза ниже, чем у экспериментального. Микрофрактографическая картина свидетельствовала о неравномерном продвижении трещины (см. рис. 3, а). Наличие большого количества гладких и ровных участков указывало на активное продвижение трещины по границам раздела

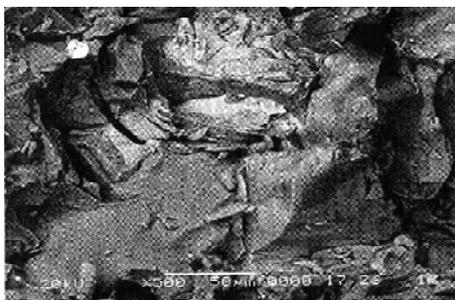
"матрица – интерметаллидное включение". Это обусловлено тем, что интерметаллидные включения типа β (Al_5SiFe), W ($Al_5Cu_2Mg_8Si_6$), N (Al_7FeCu_2), S (Al_2CuMg), π ($Al_8FeMg_3Si_6$) и другие, имеют слабые когерентные связи с матрицей и обладают высокой хрупкостью, а также, имея достаточно большие размеры способствуют продвижению трещины на значительные расстояния при малом количестве циклов. Наличие большого количества вторичных микротрещин (см. рис. 3 а,в) подтверждает факт высокой хрупкости включений и низкого запаса пластичности матрицы на границе контакта вследствие искажения кристаллического строения матрицы и высокого уровня внутренних напряжений в этих зонах.

Фрактограмма поверхности распространения усталостной трещины в экспериментальном сплаве при частоте 0,3 кГц свидетельствовала о равномерном протекании процесса, который определялся более упорядоченной и мелкодисперсной структурой, компактной формой интерметаллидных фаз с малым параметром формы и, как следствие, большим запасом пластичности матрицы, о чем можно судить по отсутствию вторичных микротрещин (см. рис. 3, б). При этом шаг продвижения трещины за каждый цикл нагружения был значительно более коротким (см. рис. 3, б).

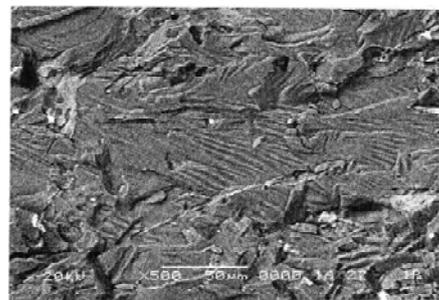
Микрофрактографические картины поверхностей образцов, разрушенных при частоте нагруже-

ния 18 кГц, подтвердили, что в сплаве традиционной выплавки расстояние между гребнями было значительно большим, что свидетельствовало о более высокой скорости продвижения усталостной трещины и определяло более низкую долговечность данного сплава (см. рис. 3, в). Также можно наблюдать, что интерметаллидные включения в данном сплаве не являлись серьезными препятствиями на пути движения трещины (см. рис. 3, в). В тоже время в экспериментальном металле скорость и расстояние продвижения трещины за цикл были существенно меньшими, а многочисленные равномерно распределенные включения компактной формы служили препятствиями на пути фронта трещины (см. рис. 3, г). Как следствие, долговечность экспериментального сплава при частоте нагружения 18 кГц в среднем была в 10 раз более высокой (см. рис. 2).

Сравнение фрактограмм разрушения сплава при разных частотах нагружения показало, что с увеличением частоты шаг усталостных бороздок, характеризующих расстояние на которое продвигается усталостная трещина за цикл, сокращается (см. рис 3, б; г).



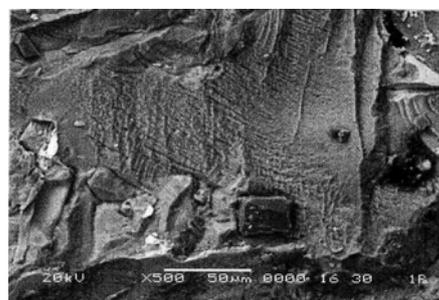
а



б



в



г

Рис. 3. Фрактограммы усталостного разрушения вторичного сплава АК8МЗ при частоте 0,3 кГц (а; б) и 18 кГц (в; г): а, в – традиционная технология; б, г – экспериментальная

Более высокие показатели циклической прочности экспериментального сплава АК8МЗ определялись структурой и уровнем механических свойств. Традиционная технология обеспечила предел прочности на уровне 117 МПа, относительное удлинение – 1,0 %, ударную вязкость – 0,05 МДж/м², в то время как у экспериментального сплава: предел прочности – 170 МПа, относительное удлинение – 1,4 % ударную вязкость – 0,062 МДж/м². Структура экспериментального сплава содержала более мелкодисперсные и равномерно распределенные включения кремнистой и комплексных фаз в сравнении со структурой сплава, который был получен по традиционной технологии. Также пористость экспериментального сплава соответствовала 1 баллу по ГОСТ 1583-89, в то время как заводской сплав соответствовал 2 баллу.

Результаты исследований циклической прочности вторичного сплава АК8МЗ в зависимости от частоты нагружения были сравнены с результатами испытаний на усталость сплава Д16 в отожженном состоянии (рис. 4), который нашел широкое применение в авиации и транспортном машиностроении при изготовлении ответственных элементов несущих конструкций и деталей обшивки. База сравнительных испытаний по определению пределов выносливости составляла $10 \cdot 10^6$ циклов [3]. Сплав Д16 (3,85 % Cu; 1,6 % Mg; 0,72 % Mn; 0,5 % Fe; 0,33 % Si) обладал следующим уровнем механических свойств: $\sigma_e = 255$ МПа, $\sigma_m = 138$ МПа, $\delta = 6$ %, $\psi = 34$ %.

Исследования показали, что увеличение частоты нагружения не изменяло форму кривых (см. рис. 4). Для сплава АК8МЗ разных технологий производства они располагались практически эквидистантно с близкими углами наклона кривых в исследуемом диапазоне. Для всех сплавов наблюдалось монотонное увеличение усталостной долговечности при повышении частоты колебаний. Сравнение характеристик циклической прочности экспериментального вторичного сплава АК8МЗ и Д16 показало, что наибольшая разница в показателях сохраняется в диапазоне частот 0,3.....8,8 кГц (см. рис. 4). При этом следует отметить, что она возрастает с уменьшением частоты нагружения и практически отсутствует в диапазоне 8,8.....44 кГц.

Выводы

Результаты исследований свидетельствуют о

Описано умови випробувань і наведено результати досліджень довговічності та опору алюмінієвих сплавів втомному руйнуванню при циклічному навантаженні з частотами навантаження 0,3; 8,8; 18 та 44 кГц.

Test specifications and results of researches of durability and resistance of aluminium alloys to fatigue failure at cyclic loading with frequencies 0,3; 8,8; 18 and 44 kHz are described.

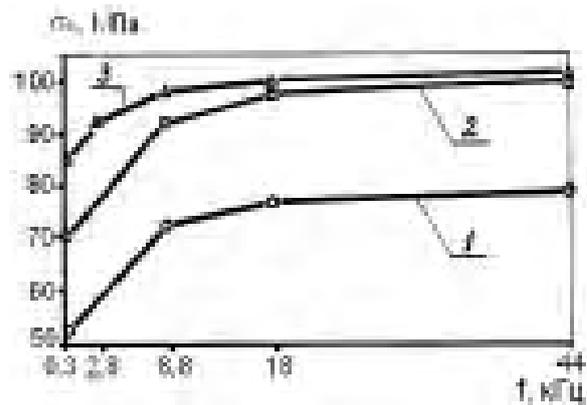


Рис. 4. Изменение пределов выносливости сплавов от частоты нагружения: 1 – сплав АК8МЗ (традиционная технология получения); 2 – сплав АК8МЗ (экспериментальная технология); 3 – сплав Д16 ($T = 643$ °К, 6 часов, охлаждение с печью)

том, что вторичные алюминиевые сплавы, полученные из 100 % лома и отходов производства, обладают высокими потенциальными возможностями в увеличении показателей усталостной долговечности и повышении циклической прочности. В настоящее время данный вопрос изучен недостаточно, его развитие является актуальным и требует дополнительных исследований.

Список литературы

1. Макаров Г.С. Российский рынок вторичного алюминия //Рынок вторичных металлов. – 2004. – № 5/25. – С. 70-73.
2. Пат. 57584А Украина, МКИ С22С1/06. Модификатор для алюминиевых сплавов /И.П. Волчок, А.А. Митяев (Украина). – № 2002108343; Заявл. 22.10.2002; Опубл. 16.06.2003. Бюл. № 6.
3. ГОСТ 25.502 – 79. Методы механических испытаний металлов. Методы испытаний на усталость. – М.: Изд-во стандартов, 1980. – 32с.
4. Школьник Л.М. Методика усталостных испытаний. Справочник. – М.: Металлургия, 1978. – 304 с.

Поступила в редакцию 20.04.2006 г.

УДК 620.172.2

В. І. Витвицький, В. І. Ткачов, М. П. Бережницька, Р. В. Чепіль

СТРУКТУРНО-МЕХАНІЧНИЙ ПІДХІД ДО ВИЗНАЧЕННЯ
ВЛАСТИВОСТЕЙ КОРОЗІЙНОСТІЙКИХ СТАЛЕЙ

Запропоновано коефіцієнт стабільності аустеніту A_γ для корозійностійких сталей, який дозволяє кількісно оцінити їх фазово-структурний стан за хімічним складом. Його розраховують на основі хром- і нікельєквівалентів. Використовуючи A_γ одержано кореляції між механічними характеристиками сталей σ_B , $\sigma_{0,2}$, δ , ψ .

Проблема та її аналіз

Адекватна оцінка ресурсу машин і вузлів – передумова підвищення ефективності їх використання у промисловості, переходу на вищі робочі параметри, зменшення металоемності та впровадження нових технологічних процесів. Основою прогнозу є кількісні співвідношення, які пов'язують склад сплавів, структуру та властивості. Їх визначення та застосування на практиці – одне з актуальних пріоритетних завдань матеріалознавства. Розробка нових металічних матеріалів і технологічних процесів сьогодні здійснюється вартісними емпіричними методами. Існуючі ж кількісні залежності обмежені вузькими діапазонами змін хімічних складів, структур та властивостей. Серед корозійностійких матеріалів такі кореляції встановлено лише для низькоміцних аустенітних сталей [1]. Основним недоліком відомих підходів є відсутність об'єднуючого кількісного показника, який би враховував за хімічним складом фазно-структурний стан матеріалів у широкому діапазоні змін.

Мета досліджень – розробити кількісний показник сукупності елементів хімічного складу на прикладі корозійностійких хромистих і хромонікелевих сталей і сплавів різної міцності, який би характеризував фазно-структурний стан матеріалу, та оцінити можливість його застосування для визначення зв'язку між характеристиками міцності і пластичності.

Матеріали, методика та результати досліджень

Визначення фазно-структурного показника. Основним вихідним чинником, що формує деформаційну поведінку та службові характеристики (границі міцності σ_B та текучості $\sigma_{0,2}$, пластичність δ , ψ) конкретного матеріалу, є структура з о.ц.к. чи г.ц.к. ґратками. Для потрібних Fe-Cr-Ni сплавів її встановлюють за відповідною діаграмою стану (рис. 1), яка визначає фазовий стан залежно від вмісту хрому та нікелю. В сплавах з більшою кількістю легувальних елементів замість Ni та Cr за Шеффлером і Шнайдером використовують хром- та нікельєквіваленти (CrE та NiE), які підраховують за відомими

співвідношеннями [1]:

$$\text{CrE} = [\text{Cr}] + 2[\text{Si}] + 1,5[\text{Mo}] + 5[\text{V}] + 5,5[\text{Al}] + 1,75[\text{Nb}] + 1,5[\text{Ti}] + 0,75[\text{W}]; \quad (1)$$

$$\text{NiE} = [\text{Ni}] + [\text{Co}] + 0,5[\text{Mn}] + 0,3[\text{Cu}] + 25[\text{N}] + 30[\text{C}]. \quad (2)$$

У квадратних дужках вміст елементів у масових відсотках. За цими співвідношеннями вплив 14 елементів зведено до двох еквівалентів (CrE та NiE). Використовуючи їх, визначали фазно-структурний показник. Вважали, що розташування фазової кривої на рис. 1 не залежить від заміни Cr та Ni на CrE та NiE і описується параболою:

$$(\text{NiE})_B = 0,0512 (\text{CrE})^2 - 1,843 (\text{CrE}) + 28,6. \quad (3)$$

Фазовий стан (і, як наслідок, механізм деформування, а відтак, і властивості) матеріалу залежить від розташування точки з його координатами відносно концентраційної кривої, що розмежовує γ - та α -області. Для конкретного сплаву з певним хімічним складом за співвідношеннями (1), (2) визначали дійсні хромові та нікелеві еквіваленти. Після цього

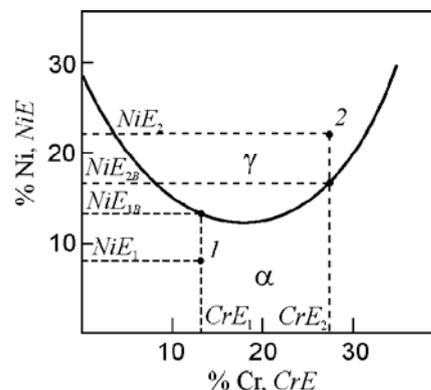


Рис. 1. Зміна фазового стану в потрібних сплавах Fe-Cr-Ni залежно від вмісту Cr(CrE) та Ni(NiE) (γ – аустеніт; α – ферит або перехідні структури). Точки 1 та 2 – приклади визначення NiE_{1B} та NiE_{2B} у сплавах з координатами CrE; NiE ; Cr_2E ; Ni_2E . Парабола відповідає значенням NiE, мінімально достатнім для одержання 100 % аустеніту

за рівнянням (3) підраховували базовий нікелевий еквівалент $(NiE)_B$, який відповідає конкретному значенню хромового еквіваленту на параболі, і порівнювали його з дійсним нікелевим еквівалентом сплаву. Запропоновано характеризувати матеріал коефіцієнтом стабільності аустеніту $A_\gamma = (NiE)/(NiE)_B$, який показує, на скільки дійсний еквівалент вищий або нижчий за базовий. За змістом коефіцієнт A_γ – кількісна міра надлишку або нестачі аустенітотвірних елементів у даному матеріалі для виникнення 100 % аустеніту і за діаграмою (рис. 1) пов'язує концентрацію основних легувальних елементів з фазно-структурним станом матеріалу. Під навантаженнями фазно-структурний стан сталей (кількісно A_γ) визначає механізм деформування і, як наслідок, співвідношення між деформаційними, силовими та часовими характеристиками опірності. У феритних сталей $A_\gamma = 0,152 \dots 0,44$; мартенситних – $0,45 \dots 0,71$; у перехідних – $0,72 \dots 0,96$. Якщо $A_\gamma = 1$, матеріали мають мінімально достатній для утворення 100 % аустеніту хімічний склад. Це сталі з деформаційно нестабільним аустенітом. У структурах зі стабільним аустенітом $A_\gamma \geq 1,1$.

Міцність і пластичність. Механічні властивості сталей ($\sigma_b, \sigma_{0,2}, \delta, \psi$) визначали, статично розтягуючи п'ятикратні гладкі зразки діаметром 5 мм при 293К зі сталою швидкістю руху активного захвату 0,1 мм/хв на установці УМЕ-10ТМ. Загальний інтервал досліджуваних значень становив: $\sigma_{0,2} = 200 \dots 1100$ МПа; $\sigma_b = 380 \dots 1340$ МПа; $\delta = 12 \dots 72\%$; $\psi = 24 \dots 83\%$ (табл. 1). Сталі 1Х13; 2Х13; 1Х12Н2ВМФБА; 15Х16Н2М; 1Х18Н10Т і 04Х11Н43М2Т подано після різних термічних обро-

бок. Розглядаючи залежність між міцністю та границею текучості сталей, можна відзначити, що вона є якісною: матеріали майже з однаковою границею текучості ($\sigma_{0,2}$) можуть мати різні σ_b і A_γ (рис. 2, а). Це унеможлиблює їх кількісну оцінку. Вводячи показник стабільності аустеніту A_γ до кола основних характеристик сталей, можна впорядкувати матеріали і одержати відповідні кількісні залежності. Тут шуканий вираз виглядатиме так: $A_\gamma^m a^n = f(A_\gamma^k b^p)$, де a, b – показники механічних властивостей. Функцію f визначають графічно в координатах $y = A_\gamma^m a^n$; $x = A_\gamma^k b^p$. Ітерацією m, n, k та p координати та криву оптимізували так, щоб коефіцієнт кореляції рівняння апроксимації $R > 0,95$. Результат апроксимації вважали прийнятним, коли розбіжність між фактичними і розрахованими значеннями не перевищувала похибки експериментальних результатів. Для побудови залежності між показниками міцності використовували координати $y = A_\gamma^m \sigma_b^n$, $x = A_\gamma^k \sigma_{0,2}^p$. Після описаних процедур та розрахунків будували графічні залежності $\sqrt{A_\gamma \sigma_b} - \sqrt{A_\gamma \sigma_{0,2}}$ (рис. 2, б), на підставі яких одержали чотири рівняння апроксимації (табл. 2), кожне з них – для певного інтервалу значень $\sigma_{0,2}$.

I група найменшої міцності $200 \text{ МПа} \leq \sigma_{0,2} \leq 330 \text{ МПа}$ – матеріали в гомогенному стані однофазного розчину заміщення з A_γ від 0,152 до 2,52: Х5СrNi18-12; 00Х19Н23В2Т; Х2СrNiМо18-12; 08Х18Н10 (з 0,022% N); 1Х18Н10Т; 08Х17Т; 03Х21Н32М3Б (гартвана).

II група – $380 \text{ МПа} \leq \sigma_{0,2} \leq 600 \text{ МПа}$ – матеріали, леговані елементами заміщення та зміцнені

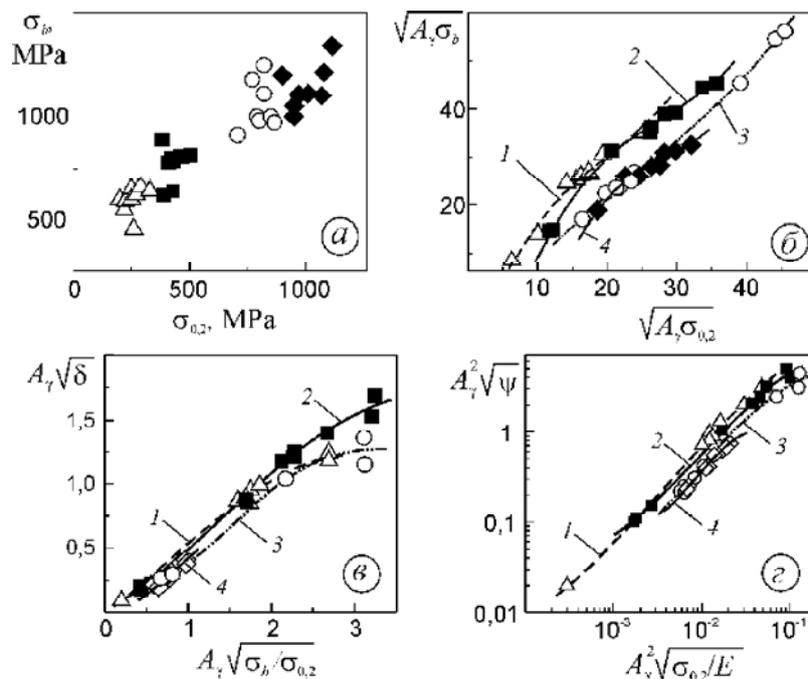


Рис. 2. Залежності між показниками міцності та пластичності сталей з урахуванням A_γ (б-г) і без урахування (а). Цифри 1-4 – групи міцності

Таблиця 1 – Досліджувані матеріали та їх характеристики

№ п/п	Матеріал, температура (К) та час (хв) термічної обробки, середовище гартування	Експериментальні дані				A_7	Структура	Джерело	Розрахункові дані		
		σ_b	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ				σ_b	δ	ψ
		МПа		%							
1	08X17T, 1053, вода	460	260	37	66	0,153	Φ		404	37	72
2	1X13 (II)	620	390	25,8	67,3	0,349	Φ	[2]	573	27	71
3	1X13 (I), 1273, (120); п.; 1033 (120); п.	638	429	35	77	0,349	Φ	[2]	701	29	77
4	X25H6M	620	380	28	57	0,439	Φ		676	32	62
5	1X17H2Ш, 1263, (120); олива; 823 (120); вода	912	707	16,9	55	0,549	$M+\Phi$	[2]	840	19	48
6	2X13, 1323	1000	850	17	65	0,553	M	[3]	1025	18	59
7	2X13, 1323, 843	1215	1080	16	68	0,553	M	[3]	1287	13	63
8	15X16H2M, 1313, 933	980	800	18	41	0,566	M	[3]	962	17	55
9	15X16H2M, 1313, 843	1200	900	12	50	0,566	$M+K$	[3]	1063	18	54
10	1X12H2BMФ, 1293, 1033	970	865	18,5	59,5	0,635	$M+K$		1051	16	63
11	1X12H2BMФБА, 1293, 933	1105	970	17,5	59	0,71	$M+K+I$	[3]	1125	16	60
12	1X12H2BMФБА, 1293, 873	1340	1115	14,5	64,5	0,71	$M+K+I$		1244	17	71
13	20X14H3M2Б, 1383, олива, 923 (120); п.	1000	790	17	65	0,722	$A+M+K$		961	17	60
14	02X11H11MФ, 1223, (15) 523	1000	950	17	75	0,799	$A_{min}+M+I_{min}$		1075	16	64
15	02X10H9T2M2	1110	1010	20	64	0,871	$A+M$	[2]	1092	18	68
16	03X12H9MT, 1273, (60) 823	1050	950	17	60	0,933	$A+M+I_{min}$		1025	19	61
17	03X10H8K4MФД	1100	1070	18	65	0,961	$A+M+I$		1104	18	62
18	X5CrNi, 18–12, 1323, вода (типу 05X19H10)	600	200	72	50	1,004	$A+M_o$	[4]	520	83	53
19	1X18H10T, 1423, 1023 (600)	650	250	71	53,6	1,051	$A+M_o$	[2]	638	72	65
20	1X18H10T, 1323, вода	660	290	67	62	1,060	$A+M_o$		723	64	75
21	08X18H10 0,022% N, 1323, вода	590	224	78	74	1,078	$A+M_o$	[5]	577	73	59
22	03X13AG19, 1273, вода	890	381	63	74,5	1,110	A		848	66	68
23	X2CrNiMo, 18–12 (типу 08X18H14M2) 1323 вода	600	250	68	83	1,202	A	[4]	626	65	64
24	08X18H10 0,26% N, 1323, вода	785	433	56	70	1,573	A	[5]	837	53	74
25	06X12Г20АН5, 1273, вода	800	420	54	62	1,642	A		809	55	70
26	00X19H23B2Г, 1323, вода	550	220	48	50	1,700	A		526	50	51
27	06X27H16Г6А, 1323, вода	810	470	52	66	1,737	A		851	50	75
28	04X12H36Ю8ГВ, 1023 (120); 923 (240)	1110	820	31	51	1,862	$A+I$		1115	31	50
29	03X21H32M3Б, 1613 (120)	640	330	41	70	1,931	A		642	39	72
30	06X20H16AG6, 1323, вода	780	410	52	75	1,938	A		750	54	62
31	06X14Г20АН10М, 1273, вода	810	460	48	70	2,445	A		767	44	50
32	03X11H43M2T, 1323 (120); ох. п.; 1003; (900); 963 (60)	1180	770	21	24	2,520	$A+I$		1153	41	34
33	04X11H43M2T, т/о №32+1473, ох. до 1273, (120), п.	815	505	37	38	2,520	$A+I_{min}$		838	25	51
34	04X11H43M2T, т/о №32+1473, ох. до 1273, (120); 1023 (480), 923 (480), п.	1250	820	29	49	2,520	$A+I$		1270	25	35

A – аустеніт, Φ – ферит, M – мартенсит, M_o – мартенсит деформації; K – карбіди; I – інтерметаліди; п. – повітря; ох. – охолодження

розчинним азотом як елементом втілення: сталі 1X13 (після високого відпуску); X25H6M; 03X13AG19; 06X12Г20АН5; 06X27Н16Г6А; 06X14Г20АН10М; 08X18Н10 (з 0,26 % N) та гартований сплав 03X11Н43М2Т.

Матеріали в гетерогенному (багатофазному) стані ввійшли у такі дві групи високої міцності:

III група – 770 МПа $\leq \sigma_{0,2} \leq$ 890 МПа – економнолеговані корозійностійкі Fe-Ni сплави з помірним (10÷20 %) вмістом зміцнювальних фаз 04X12Н36Ю8ТВ; 04X11Н43М2Т після старіння та перестарювання; 03X21Н32М3Б; сталі з карбідним та інтерметалідним зміцненням 2X13, 20X14Н3М2Б; 1X17Н2Ш, 1X12Н2ВМФ; 15X16Н2М;

IV група – 900 МПа $\leq \sigma_{0,2}$ – комплекснолеговані сталі 2X13, 1X12Н2ВМФБА (дві термообробки) та маловуглецеві мартенситностаркі 02X11Н11МФ, 03X10Н8К4МФД; 03X12Н9МТ; 02X10Н9Т2М2.

Слід відзначити, що найбільші середні відхилення розрахункових значень σ_b від експериментальних є для першої групи матеріалів найнижчої міцності (7,3 %), а для сплавів конструктивно роботоздатних наступних трьох груп міцності похибка менша 4...6 % (табл. 2).

Аналіз експериментальних даних свідчить, що зі зростанням резерву міцності матеріалу збільшується і δ . Відомо, що коефіцієнт зміцнення визначають співвідношенням $\sigma_b / \sigma_{0,2}$ або $1 - \sigma_{0,2} / \sigma_b$ [1-3]. Тут для матеріалів кожної групи залежність між коефіцієнтом зміцнення та відносним видовженням апроксимували окремою кривою в координатах $A_\gamma \sqrt{\delta} - A_\gamma \sqrt{\sigma_b / \sigma_{0,2}}$ (рис. 2, в; табл. 2). Для відносного звуження – в координатах $A_\gamma^2 \sqrt{\psi} - A_\gamma^2 \sqrt{\sigma_{0,2} / E}$ ($E = 2 \cdot 10^5$ МПа) (рис. 2, г; табл. 2).

Аналіз результатів досліджень

Встановлено, що одного показника A_γ γ -фазової активності елементів хімічного складу достатньо для одержання кореляцій з $R > 0,95$ між механічними властивостями сплавів у діапазоні 200 МПа $\leq \sigma_{0,2} \leq$ 1115 МПа. Залежно від термічної обробки матеріали можуть знаходитись у складі різних груп міцності. Зокрема, в гартованому стані сплав 04X11Н43М2Т – у другій групі, після старіння – в третій. Термообробка змінює структуру і переводить сталі 15X16Н2М; 2X13; 1X12НВ2МФ з третьої групи в четверту. Аналогічно впливає легування. Сталь 08X18Н10 з 0,022% N входить у першу групу міцності, з 0,26% N – у другу. Переміщення матеріалів з групи у групу супроводжується відповідною зміною залежностей між властивостями згідно з рівняннями табл. 2.

Результат може бути корисним для неруйнівного контролю матеріалів, які змінюють властивості під час експлуатації. Описана методика на підставі лише однієї характеристики міцності (наприклад, вимірюючи твердість, а за нею визначаючи σ_b) та місцевим хімічним складом дає змогу розраховувати решту механічних параметрів на ділянках гетерогенності без суттєвих порушень цілісності металу. Цей підхід може бути корисним для підвищення надійності оцінок ресурсу конструкційних матеріалів у широкому спектрі умов експлуатації, де роль структурного фактора визначальна: за різних видів навантаження, температур, у рідких та газових середовищах (в т.ч. за високих тисків), за наявності концентраторів напружень тощо. Встановлення кількісних співвідношень між хімічним складом корозійностійких сталей (показником фазно-структурного стану) та їх властивостями у широкому діапазоні змін дозволить закласти методологіч-

Таблиця 2 – Результати апроксимації графічних залежностей між показниками міцності та пластичності корозійностійких сталей, які враховують A_γ

Група міцності	Параметр, що визначається рівнянням апроксимації	Коефіцієнт кореляції	Середня похибка, %
I II III IV	σ_b ; $y = \sqrt{A_\gamma \sigma_b}$; $x = \sqrt{A_\gamma \sigma_{0,2}}$ $y = -7,9091 + 2,7649x - 0,0419x^2$; $y = -36,82036 + 6,3743x - 0,20032x^2 + 0,00243x^3$; $y = -10,50464 + 2,29781x - 0,0466x^2 + 6,27 \cdot 10^{-4}x^3$; $y = -93,33867 + 11,77788x - 0,39621x^2 + 0,00473x^3$;	$R = 0,9925$ $R = 0,9974$ $R = 0,9918$ $R = 0,9818$	7,3 5,7 3,6 4,8
I II III IV	δ ; $y = A_\gamma \sqrt{\delta}$; $x = A_\gamma \sqrt{\sigma_b / \sigma_{0,2}}$; $y = 0,0016 + 0,4216x + 0,1507x^2 - 0,0523x^3$; $y = 0,0067 + 0,345x + 0,1718x^2 - 0,0385x^3$; $y = 0,223 - 0,2666x + 0,5366x^2 - 0,1106x^3$; $y = 0,0015 + 0,2249x + 0,1917x^2$.	$R = 0,9955$ $R = 0,9974$ $R = 0,9938$ $R = 0,9582$	5,4 8,7 8,3 14,7
I II III IV	ψ ; $y = A_\gamma^2 \sqrt{\psi}$; $x = A_\gamma^2 \sqrt{\sigma_{0,2} / E}$; $y = 0,3233 - 1,1932 \lg x - 0,99506(\lg x)^2 - 0,14006(\lg x)^3$; $y = 0,55021 - 0,91735 \lg x - 0,97544(\lg x)^2 - 0,16003(\lg x)^3$; $y = 0,8529 - 0,0638 \lg x - 0,47625(\lg x)^2 - 0,06397(\lg x)^3$; $y = -23,0781 - 37,3783 \lg x - 19,8295(\lg x)^2 - 3,39705(\lg x)^3$;	$R = 0,9986$ $R = 0,9984$ $R = 0,9965$ $R = 0,9960$	12,8 13,2 17,8 6,7

ну базу системного проектування опірних матеріалів та покрить.

Висновки

1. Запропоновано кількісно враховувати фазно-структурний стан корозійностійких хромистих та хромонікелевих сталей коефіцієнтом стабільності аустеніту (A_{γ}).

2. За коефіцієнтом A_{γ} , використовуючи експериментальні значення $\sigma_{0,2}$ в інтервалі $200 \text{ МПа} \leq \sigma_{0,2} \leq 1115 \text{ МПа}$ і хімічний склад сталей, можна визначати σ_b , δ , ψ . Кожна залежність відповідає певному інтервалу змін $\sigma_{0,2}$.

Список литературы

1. Пикеринг Ф. Б. Физическое металловедение и разработка сталей / Пер. с англ. – М.: Металлургия, 1982. – 183 с.
2. Трощенко В. Т. Деформирование и разрушение металлов при многоцикловом нагружении. – К.: Наук. думка, 1981. – 344 с.
3. Каличак Т. Н. Исследование некоторых физико-механических и электрохимических свойств мартенситных нержавеющей сталей: Автореф.

дис. на ... канд. техн. наук. – К.: Киев. орд. труд. красного знамени ин-т инж. гражд. авиац., 1971. – 21 с.

4. Даль В., Бельхе П. Диаграмма деформирования / Статическая прочность и механика разрушения стали // Под ред. В. Даля и В. Антона. – М.: Металлургия, 1986. – С. 51-133.
5. Приданцев М. Е., Талов Н. П., Левин Ф. Л. Высокопрочные аустенитные стали. – М.: Металлургия, 1969. – 247 с.

Поступила в редакцию 26.05.2006 г.

Предложен коэффициент стабильности аустенита A_{γ} для коррозионно-стойких сталей, который позволяет количественно оценить их фазно-структурное состояние по химическому составу. Его определяют на основе хром- и никель эквивалентов. Используя A_{γ} получены корреляции между механическими характеристиками сталей σ_b , $\sigma_{0,2}$, δ , ψ .

Stability factor of austenite A_{γ} for corrosion resistant steels is proposed. It allows to estimate quantitatively their phase-structural state by chemical composition. Composition is evaluated on the base of chromium- and nickel equivalents. Correlation between steel mechanical characteristics σ_b , $\sigma_{0,2}$, δ and ψ are received using factor A_{γ} .

УДК 669.295

В. С. Голтвяниця, Е. І. Цивірко, С. К. Голтвяниця

ЛИВАРНІ ДЕФЕКТИ ВИЛИВКІВ З ТИТАНОВОГО СПЛАВУ Ti-36Al

Вивчено вплив різних методів переплаву (електронно-променевого, електро-дугового у атмосфері аргону та вакуумно-дугового) на утворення ливарних дефектів у виливках зі сплаву Ti-36Al. Встановлено, що якісні катоди для нанесення плівок та зносостійких покриттів на деталі енергетичних установок одержано вакуумно-дуговим переплавом.

Литі катоди зі сплаву Ti-36Al використовуються у вакуумних установках типу "Булат-3", "Булат-20", "Пуск", ННВ-6.1, ННВ-6.2, ННВ-6.6 для нанесення плівок та зносостійких покриттів на деталі енергетичних установок. Погана якість матеріалу катоду призводить до нестабільного процесу роботи вказаних установок, порушення вакууму та каплеутворення. У зв'язку з цим одержання в катодах щільної макроструктури без ливарних дефектів, низького вмісту неметалевих домішок (O_2 , N_2 , H_2 , C) є важливим та актуальним в процесах якісної конденсації металу з плазми при іонному бомбардуванні (метод КІБ) [1].

Відомі вакуумно-індукційні, електронно-променеві, електро-дугові, вакуумно-дугові, електрошлакові методи плавки титанових сплавів [2, 3, 4, 5]. Однак, для сплаву Ti-36Al досі не виявлена оптимальна технологія переплаву та отримання якісних виливків.

В даній роботі вивчався вплив різних методів переплаву (електронно-променевого, електро-дугового у атмосфері аргону та вакуумно-дугового) на утворення ливарних дефектів у виливках зі сплаву Ti-36Al.

Литі катоди вагою 2 кг і 6 кг, діаметром 85 мм, висотою 80 мм і 260 мм; вагою 0,9 кг, діаметром 67 мм, висотою 65 мм; вагою 0,8 кг, верхнім діаметром 70 мм, нижнім діаметром 60 мм та висотою 60 мм одержували відповідно трьома методами виплавки – електронно-променевим, вакуумно-дуговим та електро-дуговим у атмосфері аргону.

Вакуумно-дуговим переплавом сплав плавляли у лабораторній вакуумно-дуговій печі при силі стру-

му близько 2000-2500 А, напрузі 40-50 В. Перед початком плавки вакуумуванням в камері печі досягали залишкового тиску 0,12 Па. Наплавлення виливків шляхом розплавлення витратного електрода вели у мідний циліндричний водоохолоджувальний кристалізатор. Витратний електрод виготовляли з губчатого титану марки ТГ 110М ГОСТ 17746-79 з твердістю 110 НВ та крупністю 5-10 мм та алюмінію марки А8 (табл. 2) ГОСТ 11070-74 у вигляді гранул розміром 8-12 мм. При цьому доля губчатого титану складала – 64 %, алюмінію – 36 %.

Електро-дуговим переплавом сплав плавляли у лабораторній електро-дуговій печі при силі струму близько 400 А, напрузі 50-60 В і температурі 1800 °С. Перед початком плавки вакуумуванням в камері печі досягали залишкового тиску 0,12 Па, після чого камера заповнювалась аргоном до тиску 50 кПа. Наплавлення виливків вели у мідну конічну водоохолоджувальну виливницю. Зливки виготовляли шляхом послідовного розплавлення спресованих шихтових брикетів діаметром 20 мм, що подавалися спеціальним дозатором. Склад шихтових брикетів був таким же, як і витратних електродів для вакуумно-дугового переплаву (табл. 1, табл. 2).

Електронно-променевим переплавом на установці ЛМТ шихту розплавляли у вакуумі $1,35 \cdot 10^{-5}$ Па, при силі струму 5 А, напрузі 20-30 кВ і перегрівали до температури 1800 °С, а далі заливали у графітовий кокіль діаметром 100 мм та висотою 450 мм. Склад шихти був таким же, як і витратних електродів для вакуумно-дугового переплаву (табл. 1, табл. 2).

Таблиця 1 – Склад губчатого титану марки ТГ 110М за ГОСТ 17746-79, % (за масою)

Ti	Fe	Si	Ni	C	Cl	N	O
99,74-99,67	0,05-0,09	0,01-0,02	0,04	0,02-0,03	< 0,08	< 0,02	0,04-0,05

Таблиця 2 – Склад алюмінію А8 за ГОСТ 11070-74, % (за масою)

Al	Fe	Si	Zn	Cu	Mn	Ti
Основа	< 0,1	< 0,1	< 0,03	< 0,01	< 0,009	< 0,02

Рентгенівським просвічуванням вивчали суцільність виливків. При цьому встановили, що електронно-променевий метод одержання виливків привів до утворення внутрішніх раковин (рис. 1, рис. 2, а, б) та осьової дірчастості (рис. 1). Одночасно виявлено безліч газових раковин у центральній частині виливка (рис. 1, рис. 2, а, б).

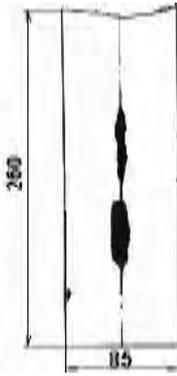
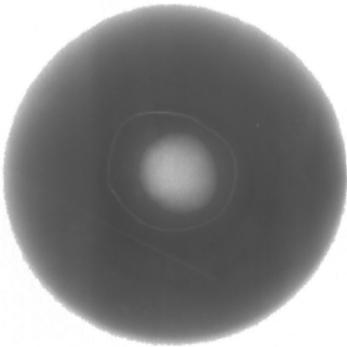
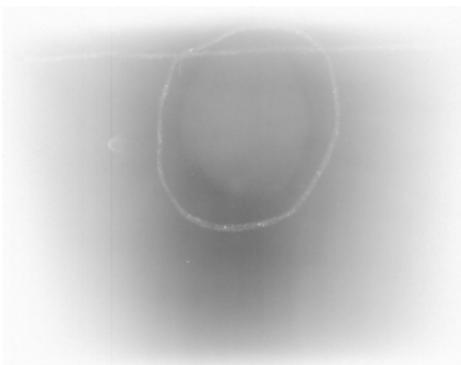


Рис. 1. Раковини та осьова дірчастість у виливку, отриманого електронно-променевим переплавом, $\times 0,1$



а



б

Рис. 2. Результати рентгенівського просвічування виливка, отриманого електронно-променевим переплавом, $\times 0,8$: а – вид зверху; б – вид збоку

Вивчали вплив величини залишкового тиску у плавильній камері на щільність виливка. Зі збільшенням тиску погіршуються умови дегазації розплаву в тиглі. По всьому об'єму виливка, отриманого електро-дуговим переплавом у атмосфері аргону, виявлені газозусадкові раковини і пори, які в більшості випадків мали сферичну форму (рис. 3) й швидше за все виникали внаслідок виділення водню, розчиненого у рідкому металі, в зонах зниженого тиску в металі: кавітаційних пустотах та зародках усадкових порожнин.

Виливок, отриманий плавкою витратного електроду у вакуумі, мав газові та усадкові пори у короні (рис. 4), яку потім відрізали при виготовленні кінцевої деталі.



Рис. 3. Газозусадкові раковини і пори у виливку, отриманого електро-дуговим переплавом у атмосфері аргону



Рис. 4. Газові та усадкові пори у виливку, отриманого плавкою витратного електроду у вакуумно-дуговій печі, $\times 0,8$

Таким чином, отримання якісних катодів для іонно-плазмового нанесення покриттів серед всіх розглянутих методів можливе тільки вакуумно-дуговим переплавом.

Список літератури

1. Барвинок В.А. Управление напряженным состоянием и свойства плазменных покрытий. – М.: Машиностроение, 1990. – 384 с.
2. Латаш Ю.В., Шейко И.В., Бернадский В.Н. Индукционный переплав в секционном кристаллизаторе, возможности и перспективы применения его для переплава титановых отходов. // Проблемы специальной электрометаллургии. – Киев. – 1986. – № 2 (6).
3. Грубер Г. Плавка металлов электронным лучом. – М.: Изд-во иностр. лит., 1963.– 69 с.
4. Клайтс П.Г., Билл Р.А. Выплавка слитков и фасонных отливок методом индукционно-шлаковой плавки // Электрошлаковый переплав. – Киев: Наук. думка, 1977. – С. 185-190.
5. Бибииков Е. Л., Глазунов С.Г., Неуструев А. А. Титановые сплавы. Производство фасонных отливок из титановых сплавов. – М.: Metallurgia, 1983. – 296 с.

Поступила в редакцию 24.05.2006 г.

Изучено влияние различных методов переплава (электронно-лучевого, электро-дугового в атмосфере аргона и вакуумно-дугового) на образование литейных дефектов в отливках из сплава Ti-36Al. Установлено, что качественные катоды для нанесения плёнок и износостойких покрытий на детали энергетических установок получены вакуумно-дуговым переплавом.

Influence of different remelting methods (electron-beam, electro-arc in argon atmosphere and vacuum-arc) on casting defects formation in cast products from Ti-36Al alloy was studied. Qualitative cathodes for film and wearproof coatings application on power generating system parts, which were received by vacuum-arc remelting, were determined.

УДК 621.431.75

Г. И. Пейчев, А. К. Шурин, Л. И. Ивченко, В. Е. Замковой, Н. В. Андрейченко

ИЗНОСОСТОЙКИЕ СПЛАВЫ ДЛЯ КОНТАКТНЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ ДЕТАЛЕЙ ГТД

На основе предложенных критериев создания износостойких материалов для упрочнения и восстановления контактных поверхностей деталей горячей части ГТД разработаны эвтектические жаропрочные сплавы, обладающие высоким сопротивлением изнашиванию в экстремальных условиях.

Высокие требования к надежности и ресурсу ГТД, а также снижению затрат на их ремонт вызывают необходимость создания износостойких жаропрочных сплавов и антифрикционных покрытий, предназначенных для деталей трибоузлов горячей части двигателя. Разработка материалов для таких деталей осложняется жесткими условиями их эксплуатации: высокими циклически меняющимися температурами, динамическим характером изменения нагрузочных режимов, агрессивностью высокоскоростного газового потока, состоящего из продуктов сгорания топлива. Вместе с тем трение и износ материалов, работающих в этих условиях, исследованы недостаточно.

Критериями выбора материалов для деталей трибосистем горячего тракта ГТД могут служить: высокая жаропрочность, способность сопротивляться действию малоцикловых усталостных деформаций, стойкость к окислению со способностью образовывать тонкие плотно сцепленные с основой пленки, структурную стабильность, совместимость наносимого износостойкого материала с жаропрочной основой, технологичность. Поскольку двигатель на переходных режимах (запуск, опробование, взлет, набор высоты, снижение, посадка, руление на стоянку) имеет максимальную неравномерность температурного поля на контактных поверхностях деталей, то названные выше требования к износостойким материалам следует дополнить таким критерием оценки работоспособности, как равноизносность в рабочем интервале температур.

Поставленные требования могут быть выполнены путем разработки сплавов с металлической матрицей, содержащей кристаллы упрочнителя, которые благодаря микроармирующему эффекту, обеспечивают в литом состоянии достижение высоких прочностных характеристик. В этом плане перспективными являются наплавочные сплавы, совмещающие в себе свойства металлов (электро- и теплопроводность, пластичность и др.) и неметаллов (жаростойкость, коррозионная стойкость, высокая твердость). Для восстановления наплавочной изношенных поверхностей деталей был разработан сплав на железной основе ХТН-23 [2, 3], а

для упрочнения новых деталей более поздних модификаций двигателей, характеризующихся более жесткими режимами нагружения как по температуре, так и по нагрузке в контакте, разработаны сплавы на кобальтовой основе ХТН-37 и ХТН-61.

В основу разработки износостойкого сплава ХТН-23 для восстановления деталей ГТУ был положен известный принцип гетерогенных антифрикционных материалов, заключающийся в создании структуры с относительно мягкой матрицей и включением кристаллов твердой фазы. В качестве матрицы была выбрана нержавеющая сталь Х18Н9Т (аустенитный твердый раствор хрома и никеля в железе), легированная для придания жаростойкости дополнительно алюминием и кремнием. Упрочнителем служил хромистый диборид титана $Ti(CrB)_2$, обладающий наиболее высокими твердостью, жаростойкостью и антифрикционностью среди известных боридов и карбидов. Разработка состава сплава базировалась на исследовании фазовых равновесий системы Fe-Cr-Ni-Ti-B-Al-Si в области богатых железом сплавов при соотношениях Ti:Cr:B, близких к $Ti_{0,2}Cr_{0,8}B_2$, и концентрациях алюминия до 5 % и кремния до 4 %. Сплав содержит 12-13 % (объемных) кристаллов упрочняющей фазы $Ti(CrB)_2$, что сообщает сплаву высокую износостойкость в условиях контактного взаимодействия при различных температурных режимах и удельных давлениях. Компоненты подобраны таким образом, что при кристаллизации сплава из жидкого состояния обеспечивается получение матричной и упрочняющей фаз с заданным химическим составом и с заданными свойствами. В процессе кристаллизации диборида титана из расплава, содержащего большое количество хрома, последний замещает в дибориде часть титана. В результате образуются кристаллы хромистого диборида титана $(Ti, Cr)B$, обладающие большой твердостью ($H_{\mu} = 38000$ МПа). При эвтектической кристаллизации этого сплава формируется структура, удовлетворяющая требованиям композиционного упрочнения матрицы, а именно структура, состоящая из тонких и длинных пластин упрочняющей фазы, достаточно равномерно распределенных в объеме металлической матрицы и образующих замкнутый каркас

(рис. 1). Такая структура обеспечивает достижение в литом сплаве высоких значений прочности и износостойкости как при комнатных, так и при повышенных температурах. Сохранение длительной прочности и износостойкости при повышенных температурах достигается таким подбором компонентов, который обеспечивает высокотемпературную стабильность структуры благодаря термодинамической совместимости матричной и упрочняющей фаз.



×1000

Рис. 1. Структура эвтектического сплава системы 12X18H10T-TiCrB₂

Разработанный сплав по износостойкости на порядок выше жаропрочных сплавов ЖСБК и ХН77ТЮР.

Для упрочнения бандажных полок лопаток турбины авиационных двигателей применяются напайки пластин износостойкого материала, что позволяет продлить межремонтный ресурс работы лопаток. Кроме того ремонт будет заключаться не в замене лопаток, а только в замене износостойких напайки новыми. Для этих целей на ряде двигателей использовался сплав ВЖЛ-2. Однако, как показали результаты стендовых испытаний и результаты длительной эксплуатации, лопатки с этим износостойким материалом не могут эксплуатироваться с ресурсом более 1000 часов из-за большой выработки последнего при температурах выше 900 °С, а также низкой температуры начала плавления (1220 °С), в то время как применение на лопатках новых сплавов требует более высоких высокотемпературных технологических нагревов (~1270 °С). Поэтому совместно с институтом металлов НАН Украины, ЗМКБ "Прогресс" и ЗНТУ были созданы сплавы [4], превосходящие по износостойкости сплав ВЖЛ-2.

Высокую износостойкость, как известно, имеют

сплавы, у которых высокопрочная фаза достаточно равномерно распределена в относительно пластичной основе. Такие структуры можно получить при кристаллизации эвтектик. Основой разрабатываемых сплавов выбран кобальт, как элемент, образующий эвтектику с карбидами тугоплавких соединений. Упрочняющей фазой выбраны карбиды титана и ниобия как менее дефицитные, образующие более стабильные карбиды, чем молибден и вольфрам, менее активные при литье по сравнению с цирконием.

В результате анализа данных о фазовых равновесиях системы Co-Ti-Nb-C [5] и предварительными испытаниями по методике [6] был предложен сплав ХТН-37. Дальнейшая его доработка проведена по 12 вариантам с различным содержанием элементов.

Оптимизацию сплавов проводили сравнением вариантов по износостойкости, температуре начала плавления, структуре, фазовому составу, стабильности структуры и состава при отжиге 950 °С, по твердости и совокупности свойств. Интенсивность изнашивания сплавов в зависимости от химического состава приведена на рис. 2. В качестве оптимального был выбран следующий состав сплава (в масс %): Co-54,5; Mo-2; W-3; C-2,5; Ti-5; Nb-9; Al-1; Cr- 23. Сплав имеет заэвтектическую структуру с первичными зёрнами карбида (Ti, Nb)C и эвтектикой Co+(Ti, Nb)C (рис. 3). Сплав двухфазный, одна фаза матричная (твёрдый раствор на основе кобальта), вторая – карбидная.

Испытания трибологических характеристик сплава ХТН – 37 оптимального состава в условиях, близких к эксплуатационным по составу газовой среды, температурам и нагрузкам, показали его более высокую износостойкость по сравнению со сплавом ВЖЛ2. Следует обратить внимание на то, что интенсивность изнашивания сплава ХТН-37 при температуре 500 °С и $P_{\text{до}} = 20$ МПа в 5,6 раза меньше, чем у ВЖЛ-2. Кроме того, в отличие от ВЖЛ-2 для сплава ХТН-37 практически выдерживается принцип равноизносности во всем диапазоне температур. Более стабильным в сравнении с ВЖЛ-2 является и коэффициент трения (табл. 1), который определялся при динамическом контактом нагружении на установке ДКН2 [6] при нагрузке в контакте $P = 546$ Н и амплитуде колебаний $A_k = 1,5$ мм.

Таблица 1 – Коэффициент трения сплавов ХТН–37 и ВЖЛ2

Сплав	Коэффициент трения		
	Температура испытаний, °С		
	20	500	800
ХТН-37	0,80	0,40	0,11
ВЖЛ-2	0,75	1,10	0,17

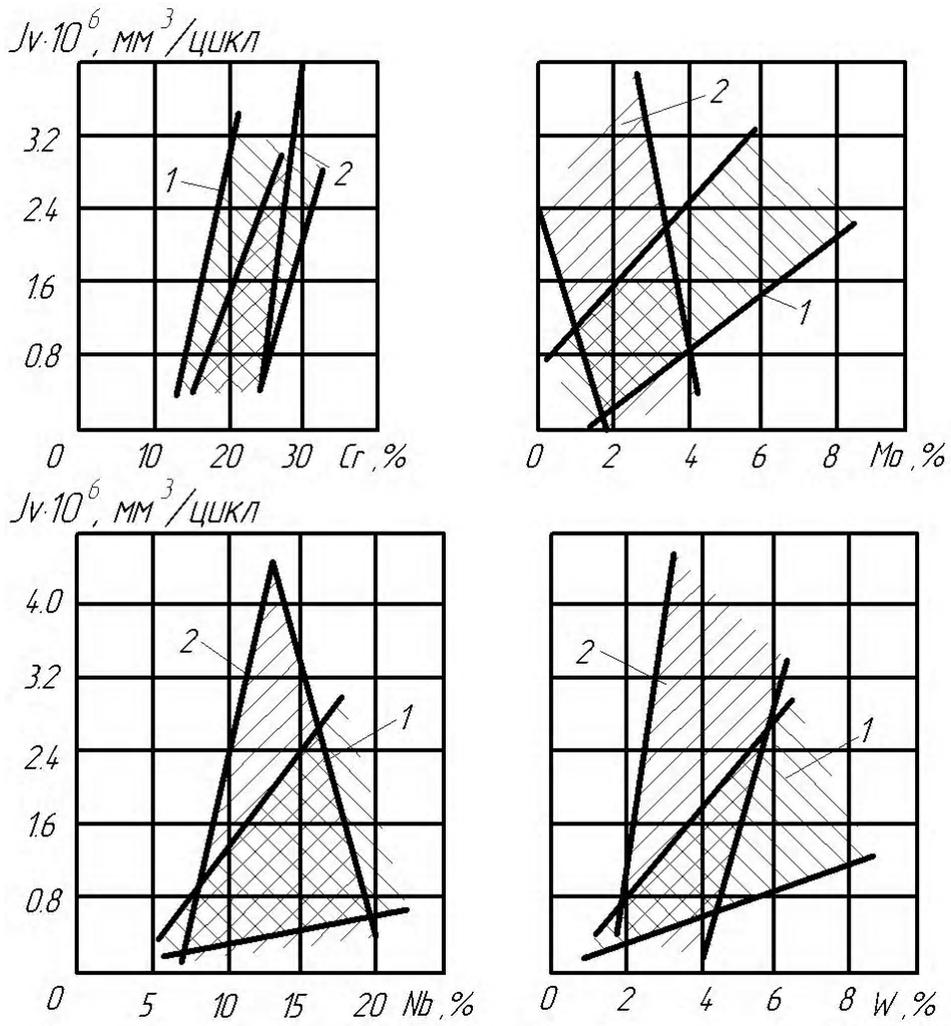


Рис. 2. Интенсивность изнашивания сплавов ХТН в зависимости от химсостава: 1 – 20 °С; 2 – 1000 °С

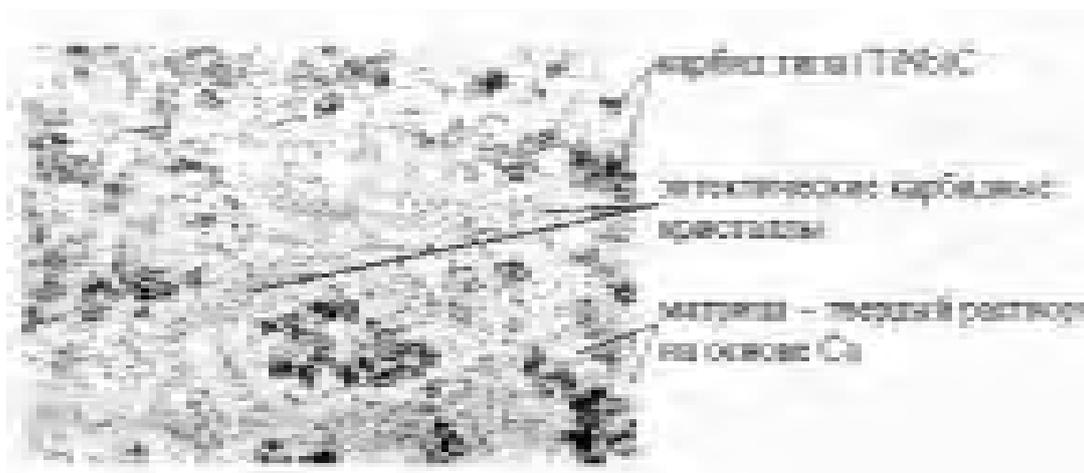


Рис. 3. Структурные составляющие сплава ХТН-37

Сплав ХТН-37 прошел промышленные испытания на гарантийный ресурс 2000, 4000 часов и был принят в производство. Из него изготавливались пластинки в соответствии с конфигурацией контактных полок рабочих лопаток турбины (рис. 4) и припаивались высокотемпературными припоями ВПр24 и ВПр36 вакуумной пайкой.

Как известно, на характеристики работоспособ-

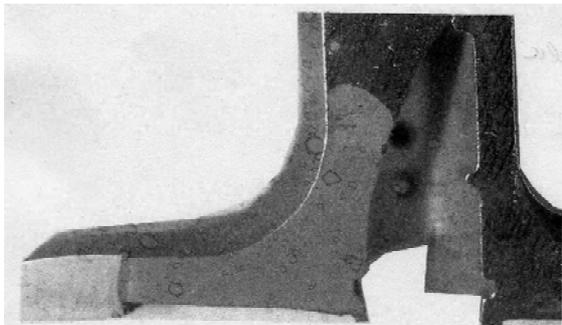


Рис.4. Бандажная полка рабочей лопатки турбины с напаянной пластинкой

ности износостойкого материала, его физико-механические свойства существенно влияют технологические факторы, такие как способ получения заготовки, способ нанесения покрытия. Правильно выбранная технология получения литой заготовки обеспечивает заданный химсостав, минимальный уровень остаточных напряжений, бездефектную структуру. На свойства сплава ХТН-37 большое отрицательное влияние оказывает потеря титана, ниобия и углерода, поскольку в состав сплава задается строго определенное количество этих элементов. Кроме того в процессе плавки в результате взаимодействия расплава с огнеупорной футеровкой тигля могут образоваться оксиды и оксикариды, способствующие появлению плен и ухудшению литейных свойств сплава.

Для получения сплава с более высокими трибологическими характеристиками были исследованы шесть вариантов сплава, в которых уменьшение содержания титана компенсировалось увеличением карбидообразующего элемента ниобия. Эти сплавы заэвтектические по структуре с фазами типа $(Nb, Ti)C$ или NbC , однако в некоторых вариантах образуется и третья фаза $Cr_{23}C_6$ и участки более легкоплавкой эвтектики.

Испытания износостойкости этих сплавов при давлении в контакте $P_{\text{ко}} = 47$ МПа, амплитуде взаимного перемещения образцов $A_n = 0,169$ мм и при температурах 20, 500, 900 и 1000 °С показали, что наибольшей износостойкостью обладает сплав ХТН-61. Его структура показана на рис. 5. Интенсивность изнашивания ХТН-61 (рис. 6) ~ в 4 раза ниже по сравнению со сплавом ВЖЛ-2.



Рис. 5. Микроструктура сплава ХТН-61

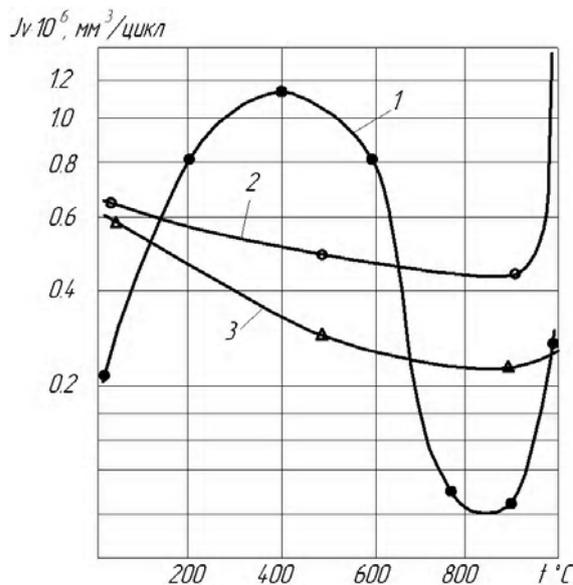


Рис. 6. Интенсивность изнашивания сплавов ВЖЛ-2 (1), ХТН-37 (2), ХТН-61(3) в зависимости от температуры

Сплавы ХТН-37 и ХТН-61 сертифицированы и защищены патентом. Лопатки турбины двигателя Д-18Т с упрочненными бандажными полками пластинами из этих сплавов имеют наработки в эксплуатации около 6000 часов.

Поскольку сплавы ХТН достаточно хорошо наплавляются без образования сварочных трещин и других дефектов, то был освоен метод восстановления изношенных поверхностей аргонодуговой наплавкой с присадочным материалом ХТН в виде литых прутков.

Проведенными исследованиями закономерностей изнашивания жаропрочных сплавов показано, что сплавы системы $Co-TiC-NbC$ с заэвтектической структурой обладают наиболее высокой износостойкостью в условиях сухого трения, динамического контактного нагружения, высокоскоростного газового потока продуктов сгорания топлива и циклически меняющихся температур. Лопатки с упрочнением контактных поверхностей сплавом ХТН-61 используются во многих изделиях, разработанных ГП "Ивченко-Прогресс", имеют высокую надежность в эксплуатации при длительной работе.

Список литературы

1. Исследования наплавочных сплавов на основе тугоплавких соединений / Под ред. А.М. Озерова. – Волгоград: 1970. – 64с.
2. Шурин А.К., Панарин В.Е., Киндрачук М.В., Лабунец В.Ф., Ивченко Л.И. Новый эвтектический наплавочный сплав // Теоретические и технологические основы наплавки. Наплавленный металл. – К.: 1977. – С.162-165.
3. А.с. 674458 СССР МКИ^б с38/54. Сплав на основе железа/ А.К. Шурин, В.Е. Панарин, Л.И. Ивченко, В.С. Попов (СССР). – N25В099/22-02; Заявлено 10.02.78; опубл. 22.03.79, Т – 3 с.
4. Патент України ІА 8240А, с22с19/07. Сплав на основі кобальта/ А.К. Шурин, Г.П. Дмитрієва, Т.В. Черепова, Н.В. Андрейченко, Л.Й. Івченко – N93006979, опубл. 29.03.96, Бюл. №1.
5. Черепова Т.С. Фазовые равновесия в сплавах кобальта с карбидами и разработка износостойкого при высоких температурах материала. Автореферат дис. канд. техн. наук 05.16.01/ Ин-т металлофизики АН Украины. – К.: 1994. – 16с.
6. Івченко Л.Й., Андрієнко А.Г. Метод трибологічних випробувань за умов циклічного силового і температурного навантаження / Металознавство та обробка металів, 1996. – №3. – С. 62-65.

Поступила в редакцію 02.06.2006 г.

На основі запропонованих критеріїв створення зносостійких матеріалів для зміцнення та відновлення контактних поверхонь гарячої частини ГТД, розроблено евтектичні жароміцні сплави, які мають високий опір зношуванню за екстремальних умов.

On the basis of the offered criteria of creation of wearproof materials for work-hardening and renewal of contact surfaces of details of hot part of GTE the heatproof alloys of eutecticums, possessing high resistance a wear in extreme terms, are developed.

УДК 669.5

Н. Е. Калинина, В. П. Белоярцева, О. А. Кавац

МОДИФИЦИРОВАНИЕ ЛИТЕЙНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПОРОШКОВЫМИ КОМПОЗИЦИЯМИ

Приведено влияние дисперсных тугоплавких модификаторов на структуру и свойства литейных алюминиевых сплавов. Разработана технология модифицирования алюминиевых сплавов системы Al-Si-Mg порошковым модификатором карбида кремния.

Введение

Разработка новых узлов ракетно-космической техники ставит задачи повышения конструкционной прочности и коррозионной стойкости литейных алюминиевых сплавов. В украинских ракетополетителях применяют силумины системы алюминий-кремний, в частности, сплавы АЛ2, АЛ4 и АЛ4С, химические составы которых приведены в табл. 1. Из сплавов АЛ2 и АЛ4С отливают ответственные детали, входящие в состав турбокомпрессорного агрегата ракетного двигателя. Зарубежными аналогами отечественных силуминов служат сплавы 354, С355 системы Al-Si-Cu-Mg, сплавы 359 системы Al-Si-Mg и А357 системы Al-Si-Mg-Be, которые применяются для литья корпусов электронных блоков и систем наведения ракет.

Результаты исследований

Повышения механических и литейных характеристик алюминиевых сплавов можно достичь введением элементов-модификаторов. Модификаторы литейных алюминиевых сплавов разделяют на две принципиально различные группы. К первой группе относятся вещества, которые создают в расплаве высокодисперсную взвесь в виде интерметаллидов, являющихся подложкой для образующихся кристаллов. Ко второй группе модификаторов относятся поверхностно-активные вещества, действие которых сводится к адсорбции на гранях растущих кристаллов и тем самым – торможению их роста [1].

К модификаторам первого рода для алюминиевых сплавов относятся элементы Ti, Zr, В, Sb, входящие в состав исследованных сплавов в количестве до 1 % масс. Ведутся исследования по использованию в качестве модификаторов первого рода таких тугоплавких металлов, как Sc, Hf, Ta, V. Модификаторами второго рода являются натрий,

калий и их соли, которые находят широкое применение в промышленности. К перспективным направлениям относится использование в качестве модификаторов второго рода таких элементов, как Rb, Sr, Te, Se.

Новые направления в модифицировании литейных алюминиевых сплавов ведутся в области применения порошковых модификаторов. Применение таких модификаторов облегчает технологический процесс, является экологически безопасным, приводит к более равномерному распределению введенных частиц по сечению отливки, что повышает прочностные свойства и характеристики пластичности сплавов.

Следует отметить результаты исследований Г.Г. Крушенко [2]. В состав сплава АЛ2 вводили порошковый модификатор карбид бора B_4C . В результате достигнуто повышение пластичности с 2,9 до 10,5 % при увеличении прочности с 220,7 до 225,6 МПа. При этом средний размер макрозерна уменьшился от 4,4 до 0,65 мкм².

Механические свойства доэвтектических силуминов в основном зависят от формы эвтектического кремния и многокомпонентных эвтектик, которые имеют форму «китайских иероглифов». В работе [3] приведены результаты модифицирования сплавов системы Al-Si-Cu-Mg-Zn частицами нитридов титана TiN размером менее 0,5 мкм. Исследование микроструктуры показало, что нитрид титана располагается в алюминиевой матрице, по границам зёрен, вблизи пластин кремния и внутри железосодержащих фаз. Механизм влияния дисперсных частиц TiN на формирование структуры доэвтектических силуминов при кристаллизации состоит в том, что основная их масса выталкивается фронтом кристаллизации в жидкую фазу и принимает участие в измельчении эвтектических составляющих сплава. Расчёты показали, что при исполь-

Таблица 1 – Химический состав

Марка сплава	Массовая доля элементов, %							
	Al	Si	Mg	Mn	Cu	Zn	Sb	Fe
АЛ2	Основа	10-13	0,1	0,5	0,6	0,3	–	1,0
АЛ4		8,0-10,5	0,17-0,35	0,2-0,5	0,3	0,3	–	1,0
АЛ4С		8,0-10,5	0,17-0,35	0,2-0,5	0,3	0,3	0,10-0,25	0,9

зовании частиц нитрида титана размером 0,1-0,3 мкм и при их содержании в металле около 0,015 % мас. распределение частиц составила 0,1 мкм⁻³.

В публикации [4] рассмотрено модифицирование сплава АК7 дисперсными тугоплавкими частицами нитридов кремния Si₃N₄, в результате чего достигаются следующие механические свойства: $\sigma_B = 350-370$ МПа; $\delta = 3,2-3,4$ %; $HB = 1180-1190$ МПа. При введении в сплав АК7 частиц нитридов титана в количестве 0,01-0,02 % мас. временное сопротивление разрыву повышается на 12,5-28 %, относительное удлинение возрастает в 1,3-2,4 раза по сравнению с немодифицированным состоянием. После модифицирования сплава АЛ4 дисперсными частицами нитрида титана прочность сплава возросла с 171 до 213 МПа, а относительное удлинение – от 3 до 6,1 %.

Качество литейных композиций и возможность их получения зависят от ряда параметров, а именно: смачиваемости дисперсной фазы расплавом, природы дисперсных частиц, температуры дисперсной среды, режимов перемешивания металлического расплава при вводе частиц. Хорошая смачиваемость дисперсной фазы достигается, в частности, за счёт ввода поверхностно-активных металлических добавок. В данной работе изучено влияние добавок кремния, магния, сурьмы, цинка и меди на усвоение частиц карбида кремния SiC фракции до 1 мкм жидким алюминием марки А7. Порошок SiC вводили в расплав путём механического замешивания при температуре расплава 760±10 °С. Количество вводимого SiC составляло 0,5 % от массы жидкого алюминия.

Сурьма несколько ухудшает усвоение вводимых частиц SiC. Улучшают же усвоение элементы, дающие с алюминием сплавы эвтектического состава (Si, Zn, Cu). Такое влияние, по-видимому, связано не столько с поверхностным натяжением расплава, сколько со смачиваемостью частиц SiC расплавом.

На ГППО "Южный машиностроительный завод" проведена серия опытных плавов алюминиевых сплавов АЛ2, АЛ4 и АЛ4С, в которые вводили порошковые модификаторы. Выплавку проводили в индукционной печи САН-0,5 с разливкой в кокили из нержавеющей стали. Микроструктура сплава АЛ4С до модифицирования состоит из грубых дендритов α -твёрдого раствора алюминия и эвтектики $\alpha(Al)+Si$. Модифицирование карбидом кремния SiC

позволило существенно измельчить дендриты α -твёрдого раствора и повысить дисперсность эвтектики (рис. 1 и рис.2).

Механические свойства сплавов АЛ2 и АЛ4С до и после модифицирования представлены в табл. 2.

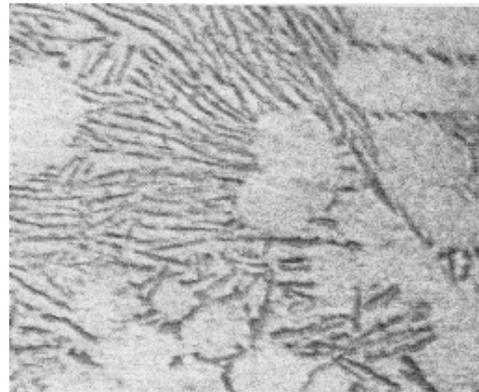


Рис. 1. Микроструктура сплава АЛ4С до модифицирования, $\times 150$



Рис. 2. Микроструктура сплава АЛ4С после модифицирования SiC, $\times 150$

Таблица 2 – Механические свойства

Марка сплава	Способ литья	Вид термической обработки	σ_B , МПа	σ_T , МПа	δ , %	HB
АЛ2	Кокиль	Т2	147	117	3,0	500
АЛ2, модифицированный SiC	Кокиль		157	123	3,5	520
АЛ4С	Кокиль	Т6	235	180	3,0	700
АЛ4С, модифицированный SiC	Кокиль		247	194	3,4	720

В данной работе изучено влияние температуры на степень усвоения тугоплавких частиц TiC и SiC. Установлено, что степень усвоения порошковых частиц расплавом АЛ4С резко изменяется с температурой. Во всех случаях наблюдали максимум усвоения при определённой для данного сплава температуре. Так, максимум усвоения частиц TiC достигнут при температуре расплава 700.....720 °С, при 680 °С усвоение падает. При повышении температуры до 780.....790 °С усвоение TiC падает в 3.....5 раз и продолжает уменьшаться при дальнейшем повышении температуры. Аналогичная зависимость усвоения от температуры расплава получена для SiC, которая имеет максимум при 770 °С. Характерной особенностью всех зависимостей является резкое падение усвоения при входе в двухфазную область интервала кристаллизации.

Равномерное распределение дисперсных частиц карбида кремния в расплаве обеспечивается перемешиванием. С увеличением времени перемешивания степень усвоения дисперсных частиц ухудшается. Это свидетельствует о том, что первоначально усвоенные расплавом частицы в дальнейшем частично выводятся из расплава. Предположительно указанное явление можно объяснить действием центробежных сил, оттесняющих инородные дисперсные частицы, в данном случае SiC, к стенкам тигля, а затем выводящих их на поверхность расплава. Поэтому во время проведения плавки перемешивание не велось непрерывно, а периодически возобновлялось перед отбором порций металла из печи.

На механические свойства силуминов существенно влияют размеры частиц вводимого модификатора. Механическая прочность литейных сплавов АЛ2, АЛ4 и АЛ4С линейно возрастает по мере уменьшения размеров частиц порошковых модификаторов.

В результате проведенных теоретических и эк-

спериментальных исследований разработаны технологические режимы получения качественных литейных алюминиевых сплавов, модифицированных порошковыми тугоплавкими частицами.

Выводы

Исследования показали, что при вводе дисперсных частиц карбида кремния в алюминиевые сплавы АЛ2, АЛ4, АЛ4С происходит модифицирование структуры силуминов, измельчается и принимает более компактную форму первичный и эвтектический кремний, уменьшается размер зерна α -твёрдого раствора алюминия, что ведёт к повышению прочностных характеристик модифицированных сплавов на 5-7 %.

Список литературы

1. Фридляндер И.Н. Металловедение алюминия и его сплавов. – М.: Metallurgy, 1983. – 522 с.
2. Крушенко Г.Г. Модифицирование алюминиево-кремниевых сплавов порошкообразными добавками // Материалы II Всесоюзной научной конференции "Закономерности формирования структуры сплавов эвтектического типа". – Днепропетровск, 1982. – С. 137-138.
3. Михаленков К.В. Формирование структуры алюминия, содержащего дисперсные частицы нитрида титана // Процессы литья. – 2001. – №1. – С. 40-47.
4. Чернега Д.Ф. Влияние дисперсных тугоплавких частиц в расплаве на кристаллизацию алюминия и силумина // Литейное производство, 2002. – №12. – С. 6-8.

Поступила в редакцию 6.05.2006 г.

Приведено вплив дисперсних тугоплавких модифікаторів на структуру та властивості ливарних алюмінієвих сплавів. Розроблена технологія модифікування алюмінієвих сплавів системи Al-Si-Mg порошковим модифікатором карбіда кремнію.

The influence of fine refractory modifiers on structure and properties of foundry aluminum alloys is given. The technology of modifying of aluminum alloys of system Al-Si-Mg by the powder modifier carbide of silicon is developed.

УДК 621

В. Л. Дзюба, К. А. Корсунов, В. С. Гаврыш, Е. А. Ашихмина

МЕТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ПЛАЗМЕННОГО ПОКРЫТИЯ (СПЛАВ ЭИ-435) НА ДЕТАЛЯХ АВИАДВИГАТЕЛЕЙ

В статье приведены технологические режимы нанесения покрытия, а также описание структуры покрытия из жаростойкого сплава ЭИ-435, нанесенного на кольцо рабочего колеса компрессора вертолетного двигателя плазменным методом.

Во время работы вертолета его газотурбинные двигатели постоянно подвергаются воздействию сред, вызывающих эрозию, таких, как песок, грязь и вулканический пепел, которые находятся в воздухе во взвешенном состоянии. Их воздействие усиливается во время взлета и посадки, а особенно при работе двигателя в тропическом или морском климатах. В связи с этим при поступлении двигателя в ремонт после его разборки часто обнаруживают на его деталях дефекты общего характера: риски, забоины, вмятины, местную коррозию, эрозионный износ поверхностей, а также повреждение защитных и уплотнительных покрытий. Для решения проблемы по уменьшению эксплуатационных дефектов на различных деталях авиадвигателей, причиной которых является эрозия, проводятся мероприятия, направленные на снижение коррозионных поражений и эрозионного износа и включающие как разработку новых материалов деталей, так и разработку новых защитных покрытий.

При дефектации деталей обнаруживается сильный износ по поверхности внутреннего диаметра колец рабочих колес компрессора авиадвигателя (материал – титановый сплав – ОТ4-1). По-видимому, изнашивание происходит за счет попадания мелких частиц между лопатками компрессора и внутренней поверхности колец во время работы двигателя (рис. 1, а). Как показывают статистические данные, кольца подлежат восстановлению при истечении межремонтного ресурса двигателя, а также при его эксплуатации в тропическом или морском климате, где идет повышенный износ деталей. Согласно имеющимся техническим требованиям на восстановление поверхности внутреннего диаметра кольца рабочего колеса должны устраняться сколы, вырывы, а также открытая пористость [1] и несоответствие геометрических размеров колец техническим условиям на них (рис. 1, б).

Технология напыления

Для восстановления колец был выбран способ плазменного напыления. Технология плазменного напыления покрытий включает следующие операции:

- подготовка детали, включающая в себя расточку колец по внутреннему диаметру и обезжиривание в нефрасе (рис. 2);
- подготовка материала для напыления, включающая в себя травление проволоки в растворе соляной кислоты, обезжиривание ее нефрасом и намотка на катушку;
- нанесение покрытия, включающее нагрев детали (для лучшей адгезии покрытия с основным материалом) перед напылением плазменной струей без загрузки до температуры 100- 150 °С и плазменное напыление покрытия на деталь;
- окончательный контроль, включающий визуальный осмотр и проверку свойств покрытия.



а



б

Рис. 1. Кольца рабочих колес компрессора вертолетного двигателя: а – внешний вид колец; б – изношенная поверхность кольца; 1 – сколы; 2 – пористость



Рис. 2. Кольца рабочих колес вертолетного двигателя:
а – поверхность расточенного под напыление кольца;
б – восстановленная поверхность кольца; в – вид сбоку;
1 – напыленный слой на кольце

Плазменное восстановление колец производят на промышленной установке УПУ-3Д проволокой диаметром 1 мм из жаростойкого сплава ЭИ-435.

Для нанесения покрытия экспериментально был установлен следующий режим напыления жаростойкого сплава на кольца:

- расстояние от сопла плазмотрона до обрабатываемой поверхности: 105 мм;
- скорость подачи проволоки: 1,0-1,1 м/мин;
- угол атаки струи: $(90 \pm 3)^\circ$;
- скорость вращения детали: 8 об/мин;
- сила тока: 350 А;
- напряжение 60 В;
- расход аргона: 1,04 г/с;
- время нанесения покрытия: 12,5 мин.

Полученная толщина слоя покрытия составляла 0,8-0,9 мм и была измерена путем замера толщины детали штангенциркулем до и после напыления. Визуальный осмотр показал, что покрытие без трещин и пор (см. рис. 2).

Макроанализ шлифов

Для исследования структуры полученного покрытия из восстановленного кольца были изготовлены шлифы и протравлены раствором Васильева

[2].

Металлографический анализ макроструктуры напыленного плазменного покрытия производился на металлографическом микроскопе МИМ-7 при увеличении 170. Жаростойкий сплав ЭИ-435 (марка по ГОСТу: ХН78Т) относится к никель-хромистому сплаву (нихрому) на базе γ -твердого раствора с добавками легирующих элементов (титана – 0,15-0,35 %, алюминия – 0,15 % и железа – около 6 %). Систему никель-хром (никель-хромистый сплав) относят к эвтектическим с температурой плавления эвтектики 1445 °С при 20 % Cr в сплаве. При отверждении жидкая фаза сплава ЭИ-435 переходит в γ -твердый раствор [3].

Фотографии полученной макроструктуры покрытия (материал – ЭИ-435) и основы шлифа (титановый сплав – ОТ4-1) – участок напыленного кольца рабочего колеса компрессора, представлены на рис. 3, 4.

На фото видно, что трещин, растрескиваний или отслоений между слоями покрытия и по границе раздела "покрытие-основа" не имеется. Это соответствует одному из главных технических требований на данную деталь, а также говорит о качественной очистке поверхности перед напылением детали. Дефектов в виде пор, раковин и других несплошностей на границах слоев покрытия и границе "покрытие-основа" (см. рис. 3, 4) не обнаружено. Частицы напыляемой проволоки достаточно прогрелись и расплавились при напылении на поверхность детали.

Покрытие нанесено послойно, четко выделяются последовательно нанесенные слои примерно



Рис. 3. Макроструктура покрытия из сплава ЭИ-435 (видны слои покрытия – волны; шлиф протравлен раствором Васильева)



Рис. 4. Граница "покрытие-основа" 1 – покрытие из жаростойкого сплава ЭИ-435; 2 – основа из титанового сплава ОТ4-1

одинаковой толщины. Расположение волокон материала покрытия наблюдается в виде волн, повторяющих поверхность основного материала.

Выводы

Структура полученного покрытия сочетает в себе оптимальные качества твердости и пластичности материала, минимальное охрупчивание, а также отсутствие макродефектов (трещины, поры, расслоения) материала покрытия, что удовлетворяет основным техническим требованиям на деталь. Таким образом, полученные результаты можно рекомендовать для использования в промышленных условиях при плазменном восстановлении деталей жаростойкими сплавами.

Список литературы

1. Руководство по капитальному ремонту двигателя ТВЗ-117. – Запорожье: Изд-во ОАО "Мотор Сич", 1998.
2. Выпуск №960. Методическое руководство по анализам и испытаниям авиационных материалов и деталей. – М.: НИИ эксплуатации и ремонта авиационной техники ВВС, 1960. – 450 с.
3. Химушин Ф.Ф. Нержавеющие и окалиностойкие стали и сплавы. – М.: Metallurgizdat, 1962. – 1327 с.

Поступила в редакцию 31.05.2006 г.

У статті наведені технологічні режими нанесення покриття, а також опис структури покриття з жаростійкого сплаву EI-435, нанесеного на кільце робочого колеса компресора гелікоптерного двигуна плазмовим методом.

The technological regimes of coating are presented, structure of the plasma coating of alloy EI-435 on the ring of work wheel of the compressor of helicopter engine are described.

УДК 539.3

Б. С. Карпинос, В. Г. Барило, М. Ю. Ведищева, А. В. Коровин

НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ МАТЕРИАЛА ВБЛИЗИ ВКЛЮЧЕНИЙ РАЗЛИЧНОЙ ПРИРОДЫ

На основании анализа напряженно-деформированного состояния тела с включением установлены общие закономерности изменения напряжений в теле при диффузии и кристаллизации дефектов.

Введение

Современные конструкционные материалы, используемые для изготовления наиболее механически напряженных деталей авиационно-космической техники, энергетического оборудования, представляют собой, в основном, сложные легированные стали и сплавы. В последнее время для решения актуальных задач авиации, космонавтики и энергетики также применяются различные композиционные материалы. Характерной особенностью материалов является их неоднородность, несплошность, физическая и химическая нестабильность. Это имеет место и при создании материалов, и в процессе их технологической обработки и дальнейшей эксплуатации. Неоднородность и нестабильность проявляются как на макро, так и на микро уровнях. Диффузия элементов, фазовые переходы, полиморфные превращения, образование дислокаций, возникновение окислов, карбидов, различных физико-химических включений приводит к изменению всего комплекса механических, теплофизических и химических характеристик и, таким образом, к изменению локального и общего напряженно-деформированного состояния детали. Это обстоятельство, в свою очередь, может увеличивать или, наоборот, уменьшать интенсивность накопления повреждений в материале, способствовать его упрочнению или разупрочнению. Исследованию влияния наличия в материале включений различной природы, разных размеров и формы на его механические свойства, а также на его напряженно-деформированное и тепловое состояние посвящено много работ [1, 2, 3.] и др. В данной работе решена задача о напряженно-деформированном состоянии, возникающем в конструкционных авиационных материалах на основе железа, алюминия, магния и титана при наличии в них включений в виде разных химических элементов периодической системы Д.И. Менделеева. Рассмотрены закономерности изменения напряжений в материале при диффузии элементов и при его создании. Результаты получены при ряде предположений и допущений. В частности, использовались концептуальные положения механики сплошной среды, напряжения определялись в упругой постановке,

связь между включением и телом принималась абсолютно жесткая, форма включения принималась в виде шара, тело – как неограниченное, материал и включение химически инертны и др. Естественно, наличие такого количества предположений позволяет получить в основном качественные данные. Более достоверные сведения и соответствующие количественные оценки могут быть получены с привлечением более сложных моделей сред, использования современных конечно-элементных методов расчета напряженно-деформированного состояния разномодульных тел, выполнения численных экспериментов.

Постановка и решение задачи

Рассмотрим задачу о напряженном состоянии материала вблизи единичного шаровидного включения. Предварительно выполним анализ зависимостей различных физических характеристик химических элементов от их порядкового номера системы Д.И. Менделеева, а именно, их атомных объемов, модулей упругости, коэффициентов теплового расширения, температур плавления.

Эти макрохарактеристики интегрально отражают силы межатомного взаимодействия, а также индивидуальные особенности строения кристаллической решетки элемента. Различие объемов кристаллических структур является основной причиной возникновения напряжений в материале вблизи включения и в самом включении. Рассчитанные на основании справочных данных [4, 5, 6] значения величин атомных объемов элементов

$$v^* = \frac{A}{\rho},$$

где A – атомная масса элемента, ρ – его плотность, могут колебаться в широких пределах (рис. 1). Для большинства элементов $v^* = (5 \dots 25) \cdot 10^{-3} \text{ м}^3/\text{кг-атом}$.

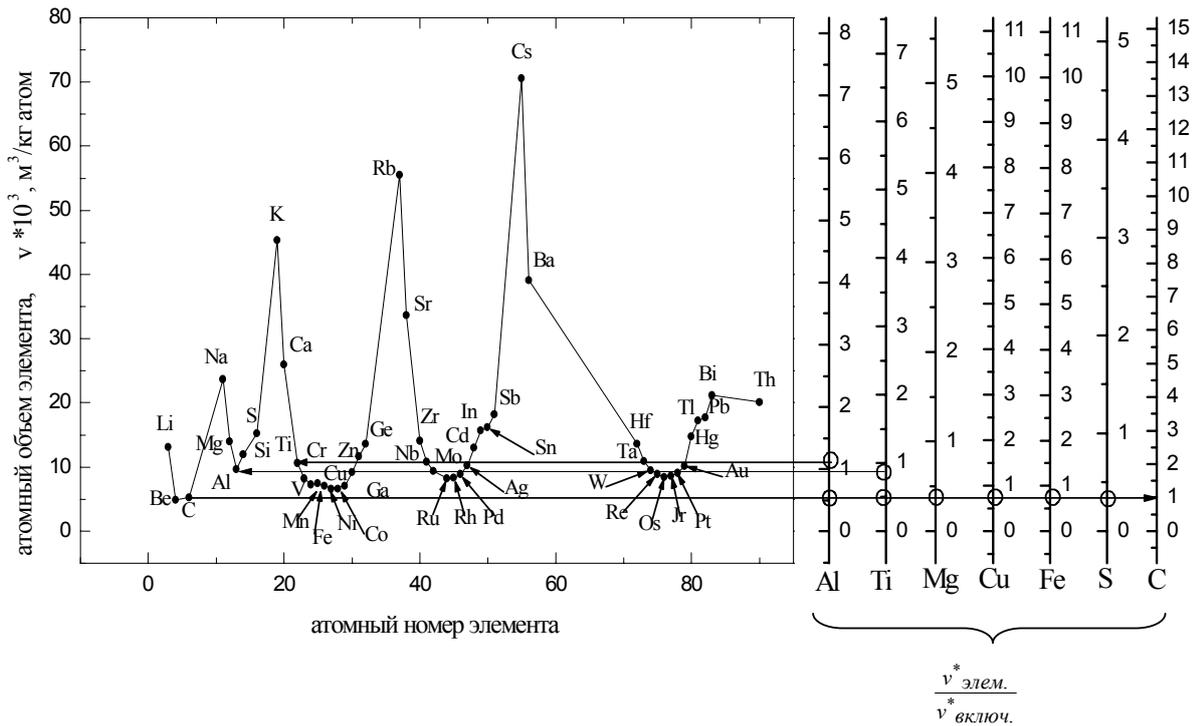


Рис.1. Зависимость атомного объема элемента от его порядкового номера в периодической системе Д. И. Менделеева

Прослеживается периодический характер зависимости атомного объема элемента от его порядкового номера. Для элементов, являющихся основой конструкционных авиационных материалов, атомный объем лежит в диапазоне $v^* = (8 \dots 15) \cdot 10^{-3} \text{ м}^3/\text{кг} \cdot \text{атом}$.

Зависимость, представленная на рис. 1, является инвариантной к элементам. Поэтому ее можно использовать для определения отношений атомного объема элемента и включений в виде различных элементов. С этой целью на рис. 1 представлено несколько шкал, масштабирующих эту зависимость.

Аналогичные закономерности наблюдаются и для других характеристик, а именно, для модуля упругости, коэффициента линейного расширения, температуры плавления (рис.2). При построении зависимостей (рис. 2) использовались результаты исследований [4-6].

Итак, задано неограниченное изотропное тело, с упругими характеристиками E_1 и μ_1 . Внутри тела имеется шаровидная полость радиусом R_1 (рис. 3, а). В эту полость помещается шаровидное включение радиусом R_2 (рис. 3, б). Включение имеет упругие характеристики E_2 и μ_2 . Данная задача является частным случаем классической задачи Ляме о напряженно-деформированном состоянии составного шара.

Ее решение дает следующие выражения для определения в теле радиальных $\sigma_{r(1)}$ и окружных $\sigma_{\theta(1)}$ напряжений, а также напряжений во включе-

нии $\sigma_{r(2)} = \sigma_{\theta(2)}$.

$$\sigma_{r(1)} = -B \frac{1}{r^3} \frac{2E_1}{1 + \mu_1},$$

$$\sigma_{\theta(1)} = -B \frac{1}{r^3} \frac{E_1}{1 + \mu_1},$$

$$\sigma_{r(2)} = \sigma_{\theta(2)} = A \frac{E_2}{1 - 2\mu_2},$$

где значения $A = \frac{R_3 - R_2}{R_3}$, $B = (R_3 - R_1)R_3^2$,

$$R_3 = \frac{R_2 \left(\frac{E_2}{1 - 2\mu_2} \right) + R_1 \frac{2E_1}{1 + \mu_1}}{\frac{E_2}{1 - 2\mu_2} + \frac{2E_1}{1 + \mu_1}}$$

определяются из ус-

ловия совместности деформаций.

Напряженно-деформированное состояние материала вблизи включения существенно неоднородно. Уже на однократном расстоянии от поверхности включения, т.е. при $r = 2R_1$ напряжения уменьшаются практически на порядок. Во включении, наоборот, напряженно-деформированное состояние однородно.

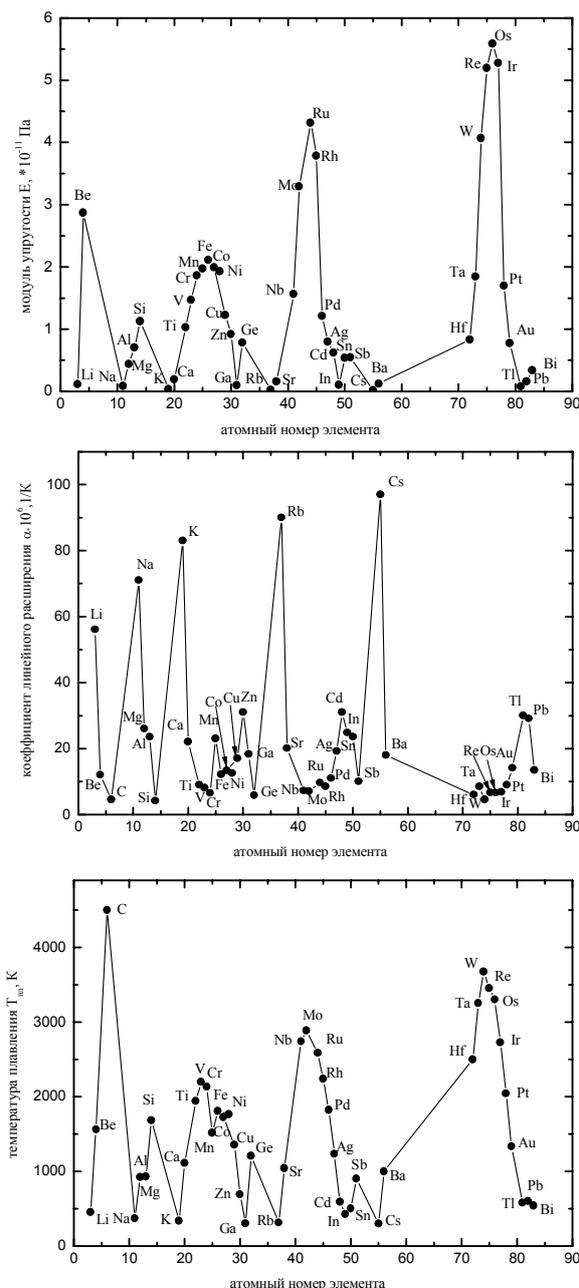


Рис. 2. Зависимости модуля упругости, коэффициента линейного расширения, температуры плавления элемента от порядкового номера в периодической системе

Если образование включения происходит вследствие процессов диффузии или кристаллизации, то радиусы полости R_1 и включения R_2 между собой связаны. При диффузии принималось, что атомы включения полностью замещают атомы материала тела, т.е. связь между радиусами имела вид

$$\frac{R_1}{R_2} = 3 \sqrt{\frac{v_{\text{элемент}}^*}{v_{\text{включ.}}^*}}$$

При кристаллизации материала принималось, что при температуре плавления материала $T_{\text{пл}}$ объемы полости и включения при их дальнейшем охлаждении до комнатной температуры $T = 293$ К описывается выражением

$$\frac{R_1}{R_2} = 3 \sqrt{\frac{1 - 3\alpha_{\text{элемент}}(T_{\text{пл}} - 293)}{1 - 3\alpha_{\text{включ.}}(T_{\text{пл}} - 293)}}$$

Значения компонент напряжений $\sigma_{r(1)}$, $\sigma_{\theta(1)}$ рассчитаны для тел из элементов Fe, Al, Ni, Mg, Cu, Cr, Ni, Mn и др., представляющих основу и легирующие добавки современных авиационных конструкционных материалов. В качестве примера на рис.4, а и 4, б приведены значения радиальных напряжений, возникающих на поверхности полости в теле из железа при заполнении этой полости разными элементами.

Также как и для механических характеристик, зависимости напряжений от порядкового номера элемента имеют периодический характер. Напряжения за счет диффузии на порядок превышают соответствующие напряжения за счет кристаллизации. В обоих случаях напряжения достигают больших значений и превышают предел пропорциональности и текучести материала. Они могут быть растягивающими и сжимающими. Большинство включений за счет диффузии элементов (Si, Ti, Nb, V, Mn, Mo, Al, Mg и др.) вызывают в железе сжимающие радиальные и растягивающие окружные напряжения и, таким образом, способствуют его разупрочнению. Элементы Co, Ni, Cu, наоборот, способствуют упрочнению материала.

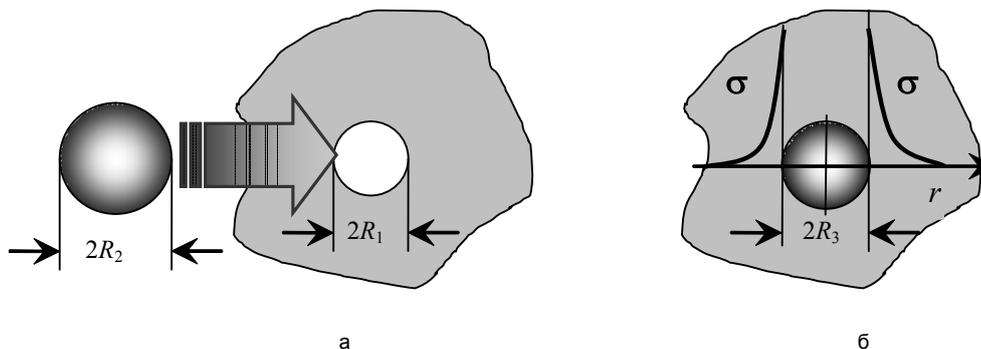


Рис. 3. Схема задачи

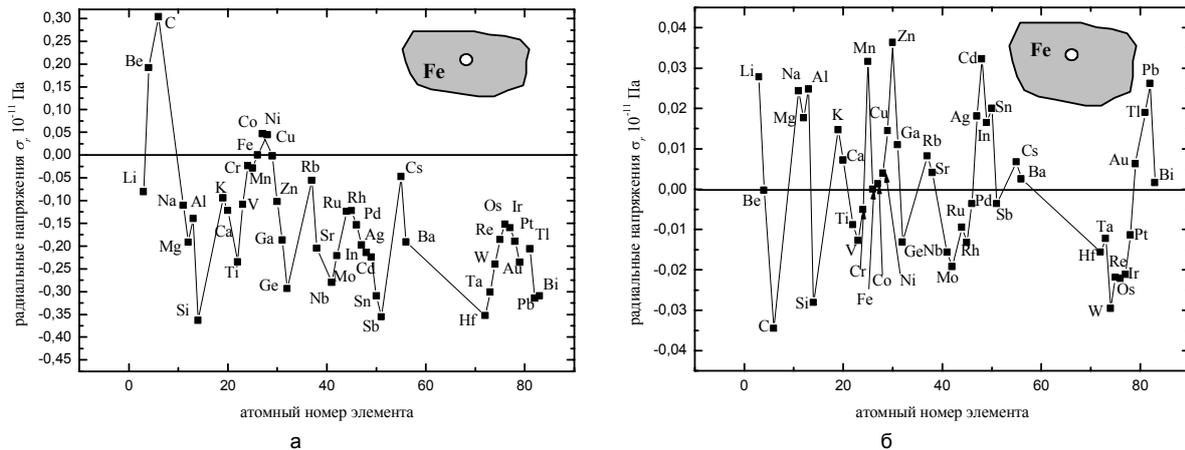


Рис. 4. Изменение радиальных напряжений на поверхности полости в теле из Fe: а – при диффузии различных элементов, б – при их кристаллизации

При кристаллизации дефектов приблизительно одна половина элементов вызывает сжимающие радиальные и растягивающие окружающие напряжения (C, Si, Ti, Cr, Mo и др.), другая (Mg, Al, Mn, Cu и др.) – приводит к обратному эффекту.

Обобщение результатов расчетов для материалов на основе Fe, Mg, Ti, Al приведено на рис. 5. Результаты представлены в координатах: относительные радиальные напряжения $\sigma_r^* = \sigma_r \frac{3(1-2\mu_1)}{E_1}$

; отношение атомных объемов

$$\frac{v_{вкл}^*}{v_{эл}^*} = \left(\frac{A}{\rho}\right)_{вкл} / \left(\frac{A}{\rho}\right)_{эл}; \text{ отношение объемов включения и элемента при их охлаждении}$$

$$\frac{v_{вкл}}{v_{эл}} = \frac{1-3\alpha_{вкл}(T_{пл}-293)}{1-3\alpha_{эл}(T_{пл}-293)}.$$

Наблюдаются знакопеременные индивидуальные зависимости с максимумами или минимума-

ми. Наиболее близко друг к другу они расположены в области небольших изменений отношения

объемов $\frac{v_{вкл}^*}{v_{эл}^*} \approx 1$, где кривые имеют практически

линейный характер. Именно эта область вызывает практический интерес. Снижение абсолютных значений напряжений при увеличении или уменьшении отношения объемов, объясняется невысокой температурой плавления включения и соответственно небольшим ее модулем упругости.

В заключение отметим, что приведенные в работе данные следует рассматривать в основном как качественные, дающие представление о напряженном состоянии вблизи включения. Они полезны для сравнительной оценки влияния того или иного включения на процессы упрочнения или разупрочнения конструкционного материала.

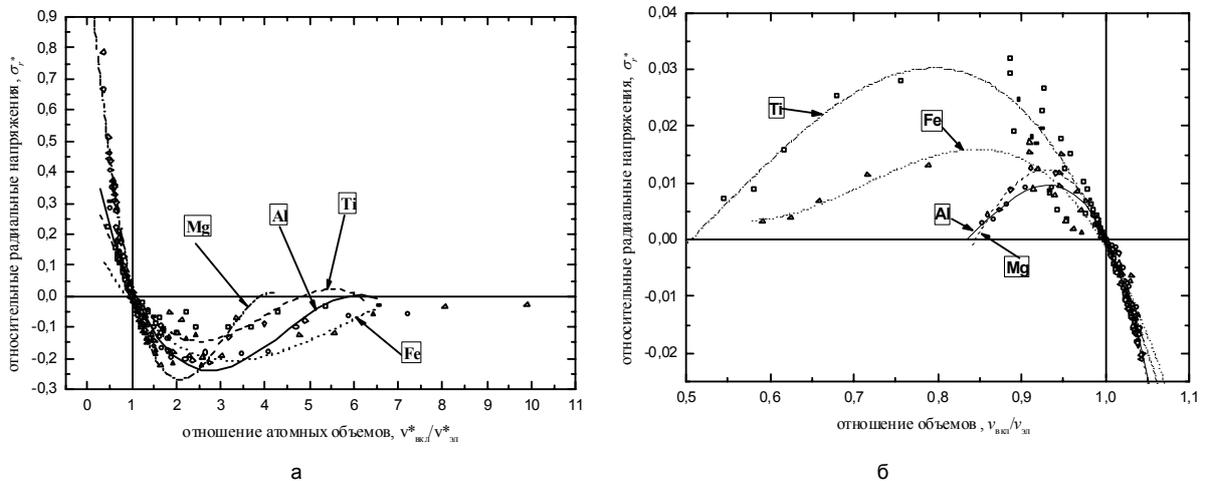


Рис. 5. Изменение относительных радиальных напряжений на поверхности полости тел из Fe, Mg, Ti, Al: а – при диффузии различных элементов, б – при их кристаллизации

Выводы

1. В материале вблизи включения за счет диффузии или кристаллизации возникают напряжения, превышающие предел текучести материала.

2. Установлена зависимость напряжений в материале вблизи дефекта от физико-механических характеристик дефекта.

Список литературы

1. Бурак Я.И., Нагирный Т.С., Грицына О.Р., Червинка К.А. Поверхностные напряжения в слое. Влияние температуры и примесей на прочность // Проблемы прочности. – 2000. – №6. – С. 35-43.
2. Грицына О.Р., Нагирный Т.С. Вплив домішок на міцність розтягнутого шару // Фіз.-хім. Механі-

- ка матеріалів. – 2000. – №4. – С. 87-90.
3. Шермергер Т.Д. Теория упругости микроненормальных сред. – Москва: Наука, 1977. – 494 с.
4. Физико-химические свойства элементов. Справочник. Под ред. Самсонова Г.В. – К: Наук.-думка, 1965. – 810 с.
5. Францевич И.Н., Воронов Ф.Ф., Бакута С.А. Упругие постоянные и модули упругости металлов и неметаллов. Справочник. – К: Наук.-думка, 1982. – 288 с.
6. Смитлз К.Д. Металлы. Справочник. – Москва: Металлургия, 1980. – 446 с.

Поступила в редакцию 26.05.2006 г.

На основі розрахунків та аналізу напружено-деформованого стану тіла з включенням встановлено загальні закономірності змінення напружень в тілі при дифузії та кристалізації дефектів

On the basis of the analysis stress-strain state of a body with inclusion the general laws of change of stresses in a body under diffusion and crystallization of defects are established.

УДК 669.295:621.785

П. Е. Марковский, П. Н. Краинец, В. К. Пищак

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ СКОРОСТНОГО НАГРЕВА ПОВЕРХНОСТИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ С ЦЕЛЬЮ ПОВЫШЕНИЯ ИХ ПРЕДЕЛА ВЫНОСЛИВОСТИ

Рассмотрена возможность повышения предела выносливости в титановых сплавах ВТ1-0, ВТ16, ВТ22 путем создания упрочненного приповерхностного слоя методом наклепа поверхности ультразвуковой ударной обработкой и дальнейшего индукционного нагрева.

Введение

Для повышения усталостных характеристик конструкционных материалов обычно используют термомеханическую обработку поверхности. Идея термомеханической обработки состоит в создании особой структуры в приповерхностном слое изделий, которая способствует упрочнению поверхности и повышению предела усталости. Существует целый ряд методов создания упрочненного поверхностного слоя, которые заключаются в предварительном наклепе поверхности и последующем нагреве.

В последнее время большое внимание уделяется скоростной термообработке металлов и сплавов. Скоростной нагрев металлов позволяет создать уникальную упрочняющую микроструктуру и уменьшить стоимость обработки [1, 2]. Однако, из-за сложности структурных превращений в титановых сплавах при скоростном нагреве, использование скоростной термообработки с целью поверхностного упрочнения промышленных изделий из титановых сплавов встречает целый ряд трудностей. Для устранения этих трудностей необходимы дальнейшие более детальные научные исследования [3, 4].

Материал и методика эксперимента

В работе был проведен поиск оптимального режима термомеханической обработки поверхности титановых сплавов ВТ1-0, ВТ16 и ВТ22 для повышения предела выносливости этих сплавов. За основу был принят режим поверхностной обработки металлов по схеме "стабилизирующий отжиг + наклеп поверхности + скоростной нагрев".

Для выбора оптимальной температуры стабилизирующего отжига, отжиг образцов проводили в вакууме 10^{-5} Па при различных температурах. Одну серию образцов отжигали до температуры полиморфного превращения (800 °С 1 час), другую серию образцов отжигали после температуры превращения (900 °С 30 мин).

Наклеп поверхности проводили двумя способами. С помощью стандартной дробеструйной обработки (ДО) и ультразвуковой ударной обработки

(УЗУО) [5]. Степень упрочнения после наклепа определяли методом измерения микротвердости на приборе ПМТ-3. По данным измерения микротвердости, деформационное упрочнение поверхности (наклеп) поверхностного слоя оценивали через определение степени наклепа $K_{HV} = HV_t - HV_{min} / HV_{min}$, где HV_t – текущее значение микротвердости при измерении в глубину от поверхности, HV_{min} – микротвердость не наклепанного металла из середины образца [6].

Скоростной отжиг деформированной поверхности образцов проводили с помощью индукционного нагрева. Проведенные расчеты [7] показали, что для скоростного индукционного нагрева титановых сплавов на глубину до 1 мм необходим генератор с частотой 300-500 кГц, а его мощность, необходимая для нагревания до температур 500-700 °С, должна быть от 0,8 до 2,5 кВт. С повышением мощности в этих пределах время нагрева сокращается, соответственно, от 30 до 10 с.

С целью определения оптимальной температуры скоростного отжига образцы, которые прошли обработку по схеме "стабилизирующий отжиг (800 или 900 °С) + наклеп поверхности (УЗУО или ДО)", отжигали с помощью индукционного нагрева при температурах 500, 600 и 700 °С.

Одновременно с определением K_{HV} в упрочненном приповерхностном слое исследовали деформационную и дислокационную структуру, что давало возможность установить корреляцию между механическими и структурными изменениями в приповерхностном слое. Структурные изменения определяли с помощью металлографии, электронной микроскопии и рентгенографии.

Результаты исследований и их обсуждение

Сравнительный анализ величины K_{HV} в образцах титановых сплавов, после обработки поверхности по схеме "стабилизирующий отжиг (800 или 900 °С) + наклеп поверхности (УЗУО или ДО) + индукционный нагрев (500, 600, 700 °С)", позволил сделать вывод о том, что наибольшая величина K_{HV} наблюдается после обработки по схеме: "стабилизирующий отжиг 800 °С 1ч. + наклеп поверхности

методом УЗУО + индукционный нагрев до 600 °С".

Параллельно проведенные исследования деформационной структуры в наклепанном приповерхностном слое показали определенную корреляцию между механическими и структурными изменениями в этом слое. Металлографические исследования установили, что следы пластической деформации можно наблюдать до глубины примерно 0,8-1,0 мм, но основное падение микротвердости происходит в приповерхностном слое 0,2-0,3 мм. Металлографическим методом в деформационной структуре было обнаружено большое количество двойников, которые распределены по зерну неравномерно, что, возможно, связано с определенной кристаллографической ориентацией ГПУ альфа-фазы. Можно сделать вывод, что индукционный нагрев был проведен до температур, которые были ниже температуры начала рекристаллизации. В то же время индукционный нагрев привел к определенному упорядочению дислокационной структуры.

Из тех же образцов, на которых проводили измерение деформационного упрочнения поверхностного слоя, изготавливали фольги для электронно-микроскопических исследований структуры в приповерхностном слое. После УЗУО обработки в приповерхностном слое наблюдали образование значительной плотности дислокаций. После индукционного нагрева происходило перераспределение дислокаций в виде ячеистой структуры.

Степень деформационного упрочнения поверхностного слоя сравнивали со степенью насыщения поверхностного слоя дислокациями, которую качественно оценивали методом рентгеноструктурного анализа. С помощью рентгеновского метода измеряли изменение полуширины дифракционных линий от поверхности в глубину сплава по мере удаления поверхностного слоя методом химического травления. Измерение полуширины $B/2$ дифракционных линий дает возможность качественно оценивать упрочнение приповерхностного слоя за счет накопления дислокаций. Оказалось, что величина $B/2$ на поверхности значительно больше, чем в середине образца. Эти данные согласуются с результатами электронно-микроскопических исследований, что свидетельствует о том, что в приповерхностном слое имеется большая плотность дислокаций. Если сравнить эти данные с результатами измерения микротвердости (K_{HV}), то заметно, что по данным $B/2$ упрочненный слой наблюдается до глубины 0,10-0,15 мм, в то время, как по данным K_{HV} наклеп поверхности происходит до глубины 0,2-0,3 мм.

В $\alpha+\beta$ титановых сплавах (BT16 и BT22) проводили измерение $B/2$ дифракционных линий отдельно от α и β - фаз. Интересно, что $B/2$ линии от β - фазы в этих сплавах на поверхности имеет примерно в два раза большее значение $B/2$, чем от

линии α -фазы. Это может свидетельствовать о том, что β -фаза упрочняется значительно больше чем α -фаза потому, что содержит большую плотность дислокаций.

Испытания на усталость проводили на образцах галтельного типа по схеме: изгиб с кручением. Испытания проводили последовательно после каждого этапа обработки по режиму: "отжиг 800 °С 1 ч. + УЗУО + индукционный нагрев до 600 °С".

Результаты испытаний сплава BT1-0 приведены на рис. 1. Заметна определенная корреляция между параметрами структурных исследований и пределом усталости. Наибольшее значение предела усталости наблюдается в образцах, которые прошли полную обработку по режиму "отжиг 800 °С 1 ч. + УЗУО + индукционный нагрев до 600 °С", что соответствует наибольшему значению K_{HV} и соответствующей микроструктуре после такого же режима обработки. По сравнению с образцами, испытанными в состоянии исходной структуры, предел выносливости после окончательной обработки вырос на 50 %.

Результаты усталостных испытаний сплава BT16 не такие выразительные, как для сплава BT1-0. Данные исследований величины s_a имеют большой разброс, что приводит к большим затруднениям при определении предела выносливости. Особенно это касается испытаний на усталость сплава BT16 после обработки по схеме "исходное состояние+ УЗУО". Возможной причиной неоднозначного результата усталостных испытаний сплава BT16 может быть плохое качество поверхности образцов после УЗУО. По этой причине в схему обработки была введена операция механического шлифования поверхности: "исходное состояние + УЗУО+ механическое шлифование поверхности" и "исходное состоянии + УЗУО + индукционный на-

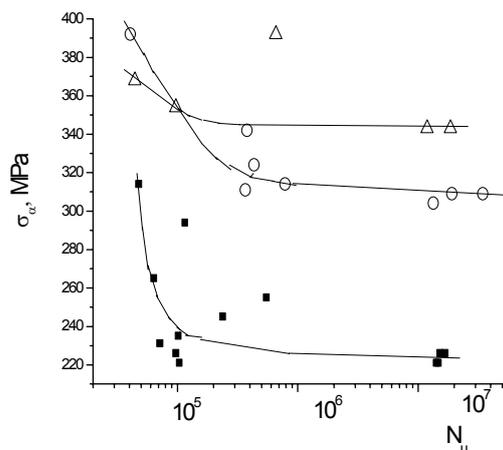


Рис. 1. Изменение предела выносливости σ_a в зависимости от режима поверхностного упрочнения сплава BT1-0: ■ — отжиг 800 °С 1ч; ◯ — отжиг 800 °С 1ч + УЗУО; △ — отжиг 800 °С 1ч + УЗУО+ индукционный нагрев 600 °С

грев + механическое шлифование поверхности". Данные величин предела выносливости сплава BT16 после разных режимов обработки поверхности приведены на рис. 2. Видно, что добавление операции шлифования поверхности несколько изменило величину предела выносливости сплава. Она способствовала небольшому повышению предела выносливости после обработки по схеме: "исходный отжиг + УЗУО+ Инд. нагрев 600 °С + шлифование поверхности" (5,6 %) и более значительно повысила (14,6%) предел выносливости после обработки по режиму: "исходный отжиг+ УЗУО + шлифование поверхности". Таким образом, обработка поверхности шлифованием способствует повышению усталостных характеристик, особенно, если шлифование осуществляется после наклепа (УЗУО).

Сплавы такого класса как сплав BT22 обычно хорошо упрочняются, если учесть свойственное им деформационное старение. Необходимо принять во внимание также тот положительный опыт, который был накоплен при изучении поверхностного упрочнения в других $\alpha+\beta$ титановых сплавах. Схема режима поверхностной обработки этого сплава была выбрана с учетом этих обстоятельств. Таким режимом является обработка сплава BT22 по схеме: "закалка из β области + ультразвуковая ударная обработка (УЗУО) + индукционный нагрев + старение" с добавлением операции шлифования поверхности. Первоначально, были проведены испытания на усталость по схеме: "закалка + УЗУО + индукционный нагрев 700 °С + старение 600 °С 8 ч + шлифование". Такой режим обработки не дал положительного эффекта. Предел выносливости был таким же, как у образцов после закалки. Другой режим обработки проводился по схеме: "закалка + УЗУО + индукционный нагрев 600 °С+ старение 550 °С 8 ч + шлифование". Результаты этих усталостных испытаний приведены на рис. 3.

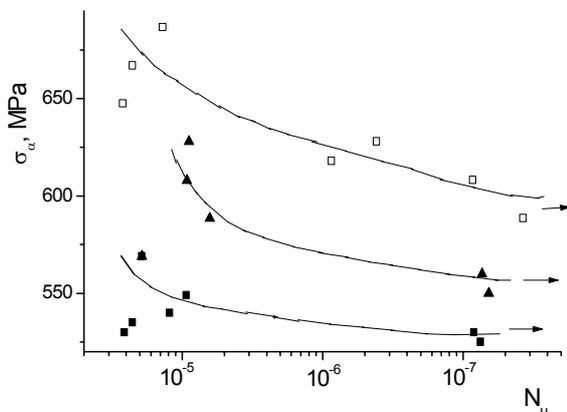


Рис. 2. Сплав BT16:
 ■ – после отжига 800 °С; □ – отжиг 800 °С + УЗУО + шлифование; ▲ – отжиг 800 °С + УЗУО + индукционный нагрев 600 °С+шлифование поверхности

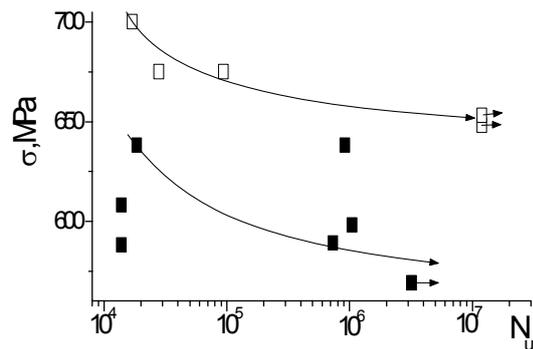


Рис. 3. Результаты испытания сплава BT22, обработанного по схеме:
 ■ – "закалка +УЗУО +ИН 700 °С+ старение 600 °С 8 ч + шлифование", □ – "закалка +УЗУО +ИН 600 °С + старение 550 °С 8 ч + шлифование"

Таким образом, последний режим поверхностной обработки сплава BT22 способствовал повышению предела выносливости на 12 %.

На рис. 4 приведена фотография поперечного сечения образца сплава BT22 после усталостных испытаний. Видно, что на поверхности образца есть прослойка со структурой, которая значительно отличается от структуры середины образца.



Рис. 4. Фотография поперечного сечения поверхности образца сплава BT22 после усталостных испытаний

Выводы

1. Режим термомеханического поверхностного упрочнения титанового сплава BT1-0 с использованием ультразвуковой ударной обработки и скоростного индукционного нагрева по схеме: "стабилизирующий отжиг 800 °С 1 ч. в вакууме $\sim 10^{-5}$ + деформирование поверхности (УЗУО) + скоростной индукционный нагрев поверхности 600 °С" приводит к повышению предела выносливости сплава на 50 %.

2. Предел выносливости сплава BT16 повышается на 14,7 % после поверхностного упрочнения сплава по схеме: "отжиг 800 °С 1г+УЗУО+шлифование". Обработка поверхности сплава по схеме: "отжиг 800 °С 1 ч + УЗУО + индукционный нагрев 600 °С + шлифование" способствует повышению предела выносливости только на 5,6 %.

3. Поверхностное упрочнение титанового сплава BT22 по режиму "закалка + УЗУО + индукционный нагрев 600 °С + старение 550 °С 8 ч + шлифование" позволяет повысить предел выносливости сплава на 12 %.

Список литературы

1. Semiatin S.L., Sukonnik I.M. Proc. of 7th International Symposium on Physical Simulation of Casting, Hot Rolling and Welding, ISPS, 21-23 Jan., 1997.
2. Гриднев В.Н., Ошкадеров С.П., О.М.Ивасишин О.М., Физические основы скоростного термоупрочнения сплавов. – Киев: Наук. думка: 1986.
3. Wagner L. Materials Sci. and Eng., 1999. – A263. – pp. 210-216.
4. Wagner L., Gregory J.K., Second ASM Heat Treatment and Surface Engineering Conference in Europe, June 1-3, 1993, in Dortmund, Germany. – pp. 34-45.
5. Gust W., Prokopenko G.I., Kozlov A.V., Mordyuk B.N., Abramov V.O., ФХММ, 1999. – №5. – С. 71-74.
6. Сулима А.М., Евстигнеев М.И., Качество поверхностного слоя и усталостная прочность деталей из жаропрочных и титановых сплавов (Москва: Машиностроение: 1974).
7. Марковский П.Е., Мордюк Б.Н., Крайнец П.Н., Пищак В.К., ФХММ, 2006. (в печати).

Поступила в редакцию 27.04.2006 г.

Розглянуто можливість підвищення границі витривалості у титанових сплавах BT1-0, BT16, BT22 шляхом утворення зміцненого поверхневого шару методом наклепу поверхні ультразвуковою ударною обробкою та подальшого індукційного нагріву.

Perspectives of surface hardening by ultrasonic impact treatment with subsequent induction heating for improvement of fatigue strength of titanium alloys BT1-0, BT16 and BT22 are considered.

УДК 669.056.9

Radek Norbert, Jurji Shalapko

MANUFACTURE OF HETEROGENEOUS SURFACES BY ELECTRO SPARK DEPOSITION AND LASER BEAM

Cu-Mo coating on the carbon steel 45 deposited by electro-spark method with following laser beam processing are tested. The analysis involved measuring the macrogeometry and microhardness of selected areas after laser treatment. The coatings were deposited by means of the ELFA-541 and they were laser treated with the Nd:YAG, the laser parameters being variable

Introduction

Researchers concerned with tribological processes, especially boundary interaction of solid surfaces, are increasingly employing models of heterogeneous surfaces [1]. Surfaces described as heterogeneous consist of areas that differ from one another in geometrical, physicochemical or physicochemical properties. The heterogeneity of surfaces is frequently due to the application of more than one technology, and can be constituted by:

- shaped surface features such as grooves, pits or channels resulting from milling, eroding, etching, laser-beam forming, etc.;

- areas with different physicochemical and physicochemical properties, e.g. areas with diversified hardness and mechanical strength accomplished by local surfacing or selective surface hardening (e.g. electron-beam machining, laser-beam forming or thermochemical treatment);

- areas with diversified surface microgeometry, e.g. areas eroded at the points of focus (laser treatment or electro-spark deposition), or areas with formed surface microgeometry, for instance, in terms of desired microroughness directivity or load capacity (laser and ESD technologies).

Heterogeneous surfaces can be obtained by different methods, laser treatment of electro-spark deposited coatings being one of them [2÷6].

Materials and objectives

The testing process consisted of two stages: first, Cu-Mo coatings were electro-spark deposited on standard steel samples (45 steel); then, they were modified with a laser beam. The electro-spark deposition of Cu-Mo wires with a diameter of 1 mm was performed by means of an ELFA-541, a modernized device made by a Bulgarian manufacturer. The subsequent laser treatment was performed with the aid of a BLS 720 laser system employing the Nd:YAG type laser operating in the pulse mode.

The parameters of the electro-spark deposition established during the experiment include:

- current intensity $I = 16\text{ A}$ (for Cu $I = 8\text{ A}$),
- table shift rate $V = 0.5\text{ mm/s}$,

- rotational speed of the head with electrode $n = 4200\text{ rev/min}$,

- number of coating passes $L = 2$ (for Cu $L = 1$),

- capacity of the condenser system $C = 0.47\text{ mF}$,

- pulse duration $T_i = 8\text{ ms}$,

- interpulse period $T_p = 32\text{ ms}$,

- frequency $f = 25\text{ kHz}$.

The investigations aimed at:

- observing the surface state by means of a stereoscopic microscope,

- analyzing the surface macrogeometry,

- measuring the microhardness with the Vickers method.

Discussion of results

The state of the heterogeneous Cu-Mo coatings electro-spark deposited on steel samples and then eroded with a laser beam were observed with the aid of an OLYMPUS SZ-STU2 stereoscopic microscope. The erosion was performed with the point pulsed-laser technique using the Nd: YAG type of laser under the following conditions:

- laser spot diameter, $d = 0.7\text{ mm}$,

- laser power, $P = 10\text{ W}; 20\text{ W}; 30\text{ W}; 40\text{ W}; 50\text{ W}; 100\text{ W}; 150\text{ W}$,

- beam shift rate, $V = 1200\text{ mm/min}$,

- nozzle-sample distance, $h = 1\text{ mm}$,

- pulse duration, $t_1 = 0.8\text{ ms}, 0.8\text{ ms}, 1.2\text{ ms}, 1.48\text{ ms}, 1.8\text{ ms}, 5.5\text{ ms}, 8\text{ ms}$,

- frequency, $f = 8\text{ Hz}$.

As can be seen from Figs. 1 and 2, the effect of the laser erosion action is in the form of craters. The cavity depth depends mainly on the laser power density and the pulse duration.

Coatings with such geometry have various tribological applications. By rubbing the surface selectively, it is possible to produce cavities inside which hydrodynamic forces can be generated during fluid film lubrication. Moreover, the hard areas around the cavities are capable of bearing normal loads.

The investigations of the effects of the laser erosion involved measuring the diameters and depths of the cavities obtained at different laser powers. The results of the measurement performed with a PG-2/200 form surfer are presented in the form of graphs in Figs. 3 and 4. Studying the graphs, one notices that the higher the power of the laser beam, the greater the diameter and depth of the cavities. An exception is the cavity depth

produced at 150 W. The value is smaller than that obtained at 100 W (Fig.4). This might have been due to a considerable pulse duration ($t_1 = 8$ ms), the laser power being 150 W. However, if $P = 100$ W, the pulse duration t_1 was 5.5 ms. In the case of lasers operating in the pulse mode, the power is averaged in time; thus, if the pulse durations are long, the laser beam is less effective.



Fig. 1. Stereoscopic photograph of a Cu-Mo coating laser-eroded at 100 W ($\times 57$ magnification)



Fig. 2. Stereoscopic photograph of a Cu-Mo coating laser-eroded at 20 W ($\times 57$ magnification)

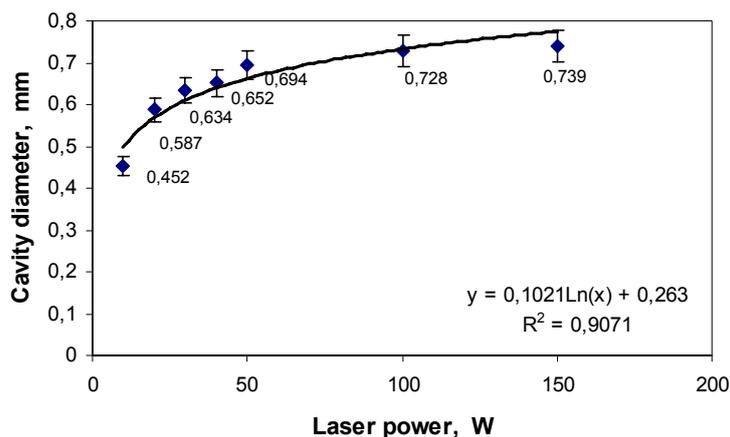


Fig. 3. Interdependence of cavity diameter and laser power

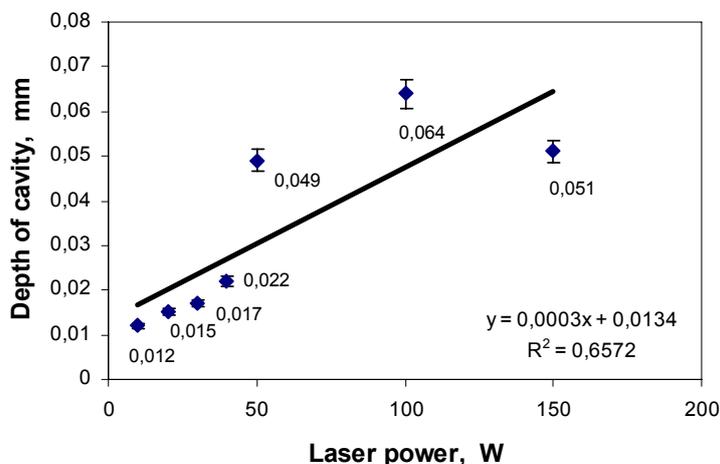


Fig. 4. Interdependence of cavity depth and laser power

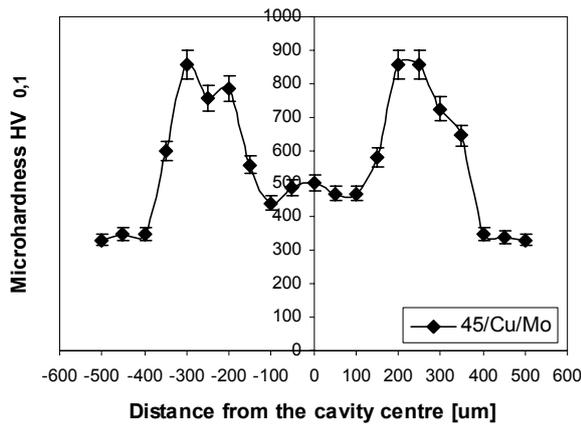


Fig. 5. Distribution of microhardness on the surface of a laser-treated Cu-Mo coating

At the next stage, the Vickers microhardness test was conducted with a Chruszczow indenter at a load of 100 G. The measurements concerned Cu-Mo coatings laser-eroded at 20 W. The distribution of microhardness is shown in Fig. 5. It was established that there was an increase in microhardness at the points of laser machining, the increase being strictly related to the changes in the coating structure, and therefore, to the method of laser treatment. The surface hardening at the points of laser interaction and in the heat-affected zone (HAZ) follows the phase changes occurring in the material first heated and then immediately cooled.

The microhardness of the substrate (i.e. 45 steel) was, on average, 300 HV_{0.1}. That of the ESD coatings amounted to about 430 HV_{0.1}. The laser treatment of the ESD coatings caused an increase in microhardness to approximately 850-880 HV_{0.1}. In the heat-affected zone, the microhardness fluctuated around 580-630 HV_{0.1}. The laser beam surface forming resulted in changes in the microhardness of electro-spark deposited Cu-Mo coatings.

Conclusions

1. It is possible to diversify the surface of electro-spark deposited coatings, i.e. to obtain heterogeneous surfaces. The laser-affected areas are characterized by the occurrence of regular cavities, hardened areas and varied roughness.

2. The surface heterogeneity (i.e. the cavities) are desirable in sliding friction pairs. They may be used as reservoirs of lubricants as well as sources of hydrodynamic forces increasing the capacity of a sliding pair.

References

1. Antoszewski B.: Własności laserowo i plazmowo modyfikowanych nierzgłowych wkłzyw tarcia na przykładzie uszczelnień czoiowych. Politechnika Ęwiktokrzyska - Rozprawy - nr 17, Kielce 1999, s.135.
2. Antoszewski B., Radek N.: Analiza niejednorodności powierzchni kształtowanych metodą elektroiskrową. HUTNIK – Wiadomości Hutnicze, Nr 7-8/2004, str. 310-312.
3. Antoszewski B., Radek N.: Kształtowanie powierzchni niejednorodnych poprzez obrybki laserowe powłok elektroiskrowych. Materiały Szkoły Naukowej Obrybek Erozyjnych. Warszawa 2004, Zeszyt nr 10, str. 15-20.
4. Шалапко Ю.И., Каплун В.Г., Гончар В.В. Лазерная обработка электроискровых покрытий для обеспечения фреттингостойкости// Вестник двигателестроения. №1, 2002. – С.135-140.
5. Radek N., Antoszewski B.: Laser treatment of electro-spark deposited coatings. Materials Engineering, Vol. 12, No 4/2005, pp. 13-15.
6. Antoszewski B., Radek N., Tarelnik W., Wajs E.: Electro discharge and laser texturing of sliding face of mechanical seals. IX Internationale Conference HERVICON-2005, Sumy, Ukraina, t.3; pp. 115-123.

Поступила в редакцию 24.05.2006 г.

В статье исследуется покрытие Си-Мо, нанесенное электроискровым способом на сталь 45 с последующей обработкой лазерным облучением. Анализ покрытия состоял в определении макрогеометрии и микротвердости областей, которые испытывали действие лазера. Покрытие наносили на установке ELFA-541 и облучали твердотельным лазером на основе Nd:YAG.

В статі досліджується покриття Си-Мо, яке наносили в електроіскровий спосіб на сталь 45 з наступною обробкою лазерним опромінюванням. Аналіз покриття включав визначення макрогеометрії та микротвердості областей, на які впливала дія лазера. Покриття наносили на установці ELFA-541 і опромінювали твердотільним лазером на основі Nd:YAG.

АВТОРЫ НОМЕРА

Андрейченко Н.В.

Ведущий инженер, ГП ЗМКБ "Прогресс", г. Запорожье

Арендар Л.А.

Кандидат технических наук, младший научный сотрудник, Физико-механический институт им. Г.В. Карпенко НАН Украины, г. Львов

Ашихмина Е.А.

Аспирант кафедры технологии машиностроения, Восточноукраинский национальный университет им. В. Даля, г. Луганск

Балушок К.Б.

Кандидат технических наук, начальник отдела, ОАО "Мотор Сич", г. Запорожье

Барило В.Г.

Кандидат технических наук, старший научный сотрудник, Институт проблем прочности им. Г.С. Писаренко НАН Украины, г. Киев

Беженов С.А.

Кандидат технических наук, доцент кафедры теплотехники и гидравлики, Запорожский национальный технический университет

Беженов А.И.

Кандидат технических наук, доцент кафедры теплотехники и гидравлики, Запорожский национальный технический университет

Бейгельзимер Я.Е.

Доктор технических наук, ведущий научный сотрудник, Физико-технический институт НАН Украины, г. Донецк

Беликов С.Б.

Доктор технических наук, профессор, ректор Запорожского национального технического университета

Белоярцева В.П.

Старший научный сотрудник, Днепропетровский национальный университет

Бережницкая М.Ф.

Кандидат технических наук, старший научный сотрудник, Физико-механический институт им. Г. В. Карпенко НАН Украины, г. Львов

Бетц Герхард (Gerhard Betz)

Dr., Univ. Prof., Institut fuer Allgemeine Physik, Technische Universitaet Wien, Wiedner Hauptstrasse, 8-10/134, A-1040 Wien, Austria.

Богуслаев А.В.

Кандидат технических наук, ведущий инженер, ОАО "Мотор Сич", г. Запорожье

Быков Ю.Г.

Кандидат технических наук, начальник бюро, ФГУП ММПП "Салют", г. Москва

Бычков Н.Г.

Кандидат технических наук, начальник сектора, ФГУП "ЦИАМ им. П.И. Баранова", г. Москва

Варюхин В.Н.

Доктор физ.-мат. наук, Физико-технический институт НАН Украины, г. Донецк

Василив Х.Б.

Кандидат технических наук, научный сотрудник, Физико-механический институт им. Г.В. Карпенко НАН Украины, г. Львов

Ведищева М.Ю.

Студент, Национальный авиационный университет, г. Киев

Витвицкий В.И.

Кандидат технических наук, старший научный сотрудник, Физико-механический институт им. Г. В. Карпенко НАН Украины, г. Львов

Волик В.С.

Государственный технологический университет, г. Чернигов

Волчок И.П.

Доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой технологии металлов, Запорожский национальный технический университет

Гавериш А.П.

Доктор технических наук, профессор кафедры технологии машиностроения, НТУУ "КПИ", г. Киев

Гавериш В.С.

Ассистент кафедры начертательной геометрии и графики, Восточноукраинский национальный университет им. В. Даля, г. Луганск

Гликсон И.Л.

Начальн, к отдела прочност, , ОАО "Мотор С, ч", г. Запорожье

Голтвяницая В.С.

Аспирант, кафедра машин и технологии литейного производства, Запорожский национальный технический университет

Голтвяницая С.К.

Кандидат технических наук, генеральный директор
ООО НТФ "Интех Лтд", г. Запорожье

Гребенников М.А.

Инженер, ГП ЗМКБ "Прогресс", г. Запорожье

Гребенюк С.Н.

Кандидат технических наук, доцент кафедры прикладной математики, Запорожский национальный университет

Грицай И.Е.

Доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой технологии машиностроения, НУ "Львівська політехніка", г. Львов

Грязнов Б.А.

Доктор технических наук, профессор, главный научный сотрудник, Институт проблем прочности им. Г.С. Писаренко НАН Украины, г. Киев

Дзюба В.Л.

Доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой технологии машиностроения, Восточно-украинский национальный университет им. В. Даля, г. Луганск

Дубровин В.И.

Кандидат технических наук, доцент кафедры программных средств, Запорожский национальный технический университет

Ершов А.В.

Кандидат технических наук, доцент кафедры физики, Запорожский национальный технический университет

Загробский А.В.

ЧП "Тайм", г. Запорожье

Замковой В.Е.

Кандидат технических наук, гл. металлург, ГП ЗМКБ "Прогресс", г. Запорожье

Зиньковский А.П.

Доктор технических наук, зав. отделом колебаний в роторных системах, Институт проблем прочности им. Г.С. Писаренко НАН Украины, г. Киев

Жеманюк П.Д.

Кандидат технических наук, технический директор, ОАО "Мотор Сич", г. Запорожье

Ищенко Л.И.

Доктор технических наук, профессор, директор Машиностроительного института, зав. кафедрой металлорежущих станков и инструментов, Запорожский национальный технический университет

Кавац О.А.

Инженер-технолог, ГП ПО "Южный машиностроительный завод", г. Днепропетровск

Калинина Н.Е.

Доктор технических наук, профессор, Днепропетровский национальный университет

Калиуш В.И.

Ассистент кафедры технологии авиационных двигателей, Запорожский национальный технический университет

Каминская Л.Л.

Студент, Запорожский национальный технический университет

Каплун В.Г.

Доктор технических наук, профессор, проректор по науке, Хмельницкий национальный университет

Каплун П.В.

Кандидат технических наук, кафедра износо-стойкости и надежности машин, Хмельницкий национальный университет

Карась Г.В.

Начальник отдела, ОАО "Мотор Сич", г. Запорожье

Карпинос Б.С.

Доктор технических наук, профессор, ведущий научный сотрудник, Институт проблем прочности им. Г.С. Писаренко НАН Украины, г. Киев

Кассов В.Д.

Кандидат технических наук, доцент, Донбасская государственная машиностроительная академия, г. Краматорск

Кассова Е.В.

Студент, Донбасская государственная машиностроительная академия, г. Краматорск

Качан А.Я.

Доктор технических наук, профессор, заведующий кафедрой технологии авиационных двигателей, Запорожский национальный технический университет

Киричевский В.В.

Доктор технических наук, профессор, зав. кафедрой математического анализа, Запорожский национальный университет

Клименко В.А.

Студент, Запорожский национальный технический университет

Коржавин Ю.А.

Кандидат технических наук, Государственный технический университет, г. Днепропетровск

Корнич Г.В.

Доктор физ.-мат. наук, профессор, заведующий вычислительной математики, Запорожский национальный технический университет

Коробочка А.Н.

Днепропетровск государственный технический университет

Коровин А.В.

Студент, Национальный авиационный университет, г. Киев

Корсунов К.А.

Кандидат технических наук, докторант кафедры технологии машиностроения, Восточноукраинский национальный университет им. В. Даля, г. Луганск

Коцюба В.Ю.

Начальник цеха, ОАО "Мотор Сич", г. Запорожье

Кресанов Ю.С.

Кандидат технических наук, зам. главного металлурга ОАО "Мотор Сич", г. Запорожье

Лепешкин А.Р.

Кандидат технических наук, старший научный сотрудник, ФГУП "ЦИАМ им. П.И. Баранова", г. Москва

Липский Е.Р.

Зам. главного технолога ОАО "Мотор Сич", г. Запорожье

Лоскутов С.В.

Доктор физ.-мат. наук, доцент кафедры физики, Запорожский национальный технический университет

Леник К.С.

Профессор, зав. кафедрой, Политехнический институт, г. Люблин, Польша

Марковский П.Е.

Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАН Украины, г. Киев

Махоткин А.В.

Инженер-технолог, Исследовательский центр "Пратт и Уитни-Патон", г. Киев

Машовец Н.С.

Аспирант, кафедра машиноведения, Хмельницкий национальный университет

Митяев А.А.

Кандидат технических наук, доцент кафедры технологии металлов, Запорожский национальный технический университет

Мозговой В.Ф.

Кандидат технических наук, главный технолог ОАО "Мотор Сич", г. Запорожье

Мозговой С.В.

Инженер, ОАО "Мотор Сич", г. Запорожье

Ножницкий Ю.А.

Доктор технических наук, Центральный институт авиационного моторостроения им. П.И. Баранова, г. Москва

Окраинец П.Н.

Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАН Украины, г. Киев

Ольшанецкий В.Е.

Доктор технических наук, профессор кафедры физического материаловедения, Запорожский национальный технический университет

Орлов Д.В.

Кандидат технических наук, научный сотрудник, Физико-технический институт НАН Украины, г. Донецк

Панасенко В.А.

Ведущий инженер-технолог управления главного технолога, ОАО "Мотор Сич", г. Запорожье

Пахолка С.Н.

Зам. начальника цеха, ОАО "Мотор Сич", г. Запорожье

Пашечко М.И.

Профессор, Политехнический институт, г. Люблин, Польша

Пейчев Г.И.

Главный инженер, технический директор ГП ЗМКБ "Прогресс", г. Запорожье

Першин А.В.

Научный сотрудник, ФГУП "ЦИАМ им. П.И. Баранова", г. Москва

Петров Е.В.

Кандидат технических наук, начальник бюро, ФГУП ММП "Салют", г. Москва

Петров С.А.

Начальник бюро программирования управления главного технолога, ОАО "Мотор Сич", г. Запорожье

Петухов А.Н.

Доктор технических наук, профессор, Федеральное государственное унитарное предприятие "Центральный институт авиационного моторостроения им. П.И. Баранова", г. Москва

Пиняк И.С.

Институт проблем прочности им. Г.С. Писаренко НАН Украины, г. Киев

Пищак В.К.

Доктор физико-математических наук, старший научный сотрудник, Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАН Украины, г. Киев

Прибора Т.И.

Инженер-конструктор I кат., ГП ЗМКБ "Прогресс", г. Запорожье

Придорожный Р.П.

Инженер-конструктор, ГП ЗМКБ "Прогресс", г. Запорожье

Пугина Е.В.

Аспирант, Запорожский национальный технический университет

Пухальская Г.В.

Кандидат технических наук, доцент кафедры технологии машиностроения, Запорожский национальный технический университет

Radek Norbert

Technical University of Kielce, Poland

Решетов А.В.

Ведущий инженер, Физико-технический институт НАН Украины, г. Донецк

Руднев А.М.

Кандидат технических наук, доцент кафедры деталей машин и подъемно-транспортных механизмов, Запорожский национальный технический университет

Савчук Н.А.

Ведущий инженер, Запорожский национальный технический университет

Сахно А.Г.

Кандидат технических наук, доцент кафедры технологии авиационных двигателей, Запорожский национальный технический университет

Сахно Є.Ю.

Государственный технологический университет, г. Чернигов

Сахнюк Н.В.

Старший преподаватель кафедры технологии авиа-

ционных двигателей, Запорожский национальный технический университет

Сергеев Д.М.

Преподаватель, Военный институт сил воздушной обороны, г. Актобе, Казахстан

Скальский В.Р.

Доктор технических наук, ведущий научный сотрудник, Физико-механический институт им. Г.В. Карпенко НАН Украины, г. Львов

Селивончик Т.В.

Старший преподаватель, Государственный технический университет, г. Луцк

Субботин С.А.

Кандидат технических наук, доцент кафедры программных средств, Запорожский национальный технический университет

Сынков А.С.

Аспирант, Физико-технический институт НАН Украины, г. Донецк

Сынков С.Г.

Кандидат технических наук, старший научный сотрудник, Физико-технический институт НАН Украины, г. Донецк

Теплова С.В.

Центральный институт авиационного моторостроения им. П.И. Баранова, г. Москва

Ткаченко Р.И.

Центральный институт авиационного моторостроения им. П.И. Баранова, г. Москва

Ткачов В.И.

Доктор технических наук, профессор, Физико-механический институт им. Г. В. Карпенко НАН Украины, г. Львов

Фишгойт А.В.

Центральный институт авиационного моторостроения им. П.И. Баранова, г. Москва

Цивирко Э.И.

Доктор технических наук, профессор кафедры машин и технологии литейного производства, Запорожский национальный технический университет

Чоха Ю.Н.

Кандидат технических наук, доцент кафедры сохранения летной годности авиационной техники аэрокосмического института, Национальный авиационный университет, г. Киев

Чепиль Р.В.

Ведущий инженер, Физико-механический институт
им. Г. В. Карпенко НАН Украины, г. Львов

Чернета О.Г.

Кандидат технических наук, Государственный тех-
нический университет, г. Днепродзержинск

Шалапко Ю.И.

Кандидат технических наук, доцент кафедры ма-
шиноведения, Хмельницкий национальный универ-
ситет

Шанькин С.И.

Главный конструктор, ОАО "Мотор Сич", г. Запо-
рожье

Шереметьев А.В.

Кандидат технических наук, начальник отдела проч-
ности, ГП ЗМКБ "Прогресс", г. Запорожье

Широков В.В.

Доктор технических наук, старший научный сотруд-
ник, Физико-механический институт им. Г.В.
Карпенко НАН Украины, г. Львов

Шматко Д.З.

Старший преподаватель, Днепродзержинский госу-
дарственный технический университет

Шурин А.К.

Доктор технических наук, профессор, зав. отделом
фазовых равновесий ИМФ АН Украины

Вісник двигунобудування №2(12)/2006
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**

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 2006 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