

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

**ВЕСТНИК
ДВИГАТЕЛЕСТРОЕНИЯ №1
2011**

издается
с 2002 г.

НАУЧНО–ТЕХНИЧЕСКИЙ ЖУРНАЛ

Выходит два раза в год

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

Свидетельство о регистрации КВ № 6157 от 20 мая 2002 г.
выдано Государственным комитетом информационной политики,
телевидения и радиовещания Украины

Запорожье
ОАО «Мотор Сич»
2011 г.

Уважаемые авторы публикаций!

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

Статьи и сообщения будут формироваться по следующим рубрикам:

- Общие вопросы двигателестроения
- Конструкция и прочность
- Сборка и испытания
- Эксплуатация, надежность, ресурс
- Технология производства и ремонта
- Конструкционные материалы
- Стандартизация и метрология
- Экология

Шановні автори публікацій!

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

Статті та повідомлення будуть формуватися за наступними рубриками:

- Загальні питання двигунобудування
- Конструкція і міцність
- Складання і випробування
- Експлуатація, надійність та ресурс
- Технологія виробництва і ремонту
- Конструкційні матеріали
- Стандартизація і метрологія
- Екологія

To the attention of authors!

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

The journal covers the subjects of:

- Aircraft engineering
- Structures and strength
- Assembling and trials
- Operation, reliability, service life
- Technology of production and maintenance
- Structural materials
- Standardization and metrology
- Ecology

Материалы номера рекомендованы к публикации Ученым Советом Запорожского национального технического университета (протокол № 4 от 22.11.2010 г.).

И. о. главного редактора:

д-р техн. наук, профессор А. Я. Качан

Заместитель главного редактора:

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

Члены редакционной коллегии:

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

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

Редакторско-издательский совет: В. А. Богуслаев, С. Б. Беликов, В. С. Кривцов, Ю. А. Рыбина, Н. А. Савчук, А.А. Баранник

Члены редакционной коллегии



Качан А.Я.
И.о. гл. редактора,
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



Цвирко Э.И.
д-р техн. наук



Ивщенко 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



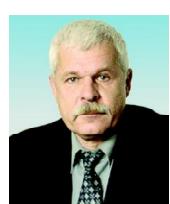
Епифанов С.В.
д-р техн. наук



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



Шереметьев А.В.
канд. техн. наук

Для сведения авторов

Условия публикации:

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

Требования к оформлению материалов для журнала «Вестник двигателестроения»

- К рассмотрению принимаются научные статьи, содержащие такие необходимые элементы: постановка проблемы в общем виде и ее связи 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 присыпается в редакцию в двух экземплярах вместе с актом экспертизы и справкой об авторах. Объем текстовой части статьи 3–6 листов. Рабочие языки: украинский, русский, английский. Последовательность размещения материала статьи: индекс УДК; инициалы и фамилии авторов, название статьи, аннотация, ключевые слова на трех языках: украинском, русском и английском; 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 отдельных графических файлов изображения. Для графиков и чертежей (двубитных файлов) плотность изображения должна составлять 300 dpi (формат TIFF), для фотографий – 200–240 dpi (формат JPG, EPS, BMP). Не допускается вставка рисунков в файл статьи непосредственно из прикладных программ (AutoCAD, Excel и т.п.), минуя графический формат. Для четкого воспроизведения изображения при печати толщина линий не должна быть меньше, чем 0,1 мм. Наличие подрисуночной надписи обязательно. При наличии дополнительных обозначений, или нескольких изображений, их объясняют в подрисуночной надписи.
- Таблицы должны содержать только необходимую информацию, быть лаконичными и максимально понятными. Возле обозначений параметра необходимо указать его размерность. Размер шрифта таблицы должен составлять 10 пт. Ширина таблицы не должна превышать 80 мм (размер колонки). В отдельных случаях разрешается делать таблицы шириной 170 мм.
- Перечень литературы в конце рукописи на языке оригинала приводится в соответствии с последовательной ссылкой на работы в тексте и требованиями действующих норм. Ссылка на литературу в тексте нумеруется арабскими цифрами в прямых скобках.
- В справке об авторах нужно привести фамилии, имена и отчества всех авторов, их служебные и домашние адреса, должности, ученые степени, номера телефонов, электронные адреса. Авторами считаются лица, которые принимали участие в выполнении работы в целом или ее главных разделов.

Статьи направляются в редакцию по адресу:

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

СОДЕРЖАНИЕ

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ ДВИГАТЕЛЕСТРОЕНИЯ

<i>Кубич В.И., Ищенко Л.И., Закиев В.И.</i>	
ТОПОГРАФИЯ ПОВЕРХНОСТЕЙ ЭЛЕМЕНТОВ ТРИБОСОПРЯЖЕНИЙ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ МАШИН	8
<i>Беженов С.А., Коцюба В.Ю., Пахолка С.Н., Беженов А.И.</i>	
К ВОПРОСУ ЭФФЕКТИВНОСТИ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОГО ОПРЕДЕЛЕНИЯ РАБОТОСПОСОБНОСТИ КОНСТРУКЦИОННОГО МАТЕРИАЛА В УСЛОВИЯХ МНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ	14
<i>Костюк В.Е., Кирилаш Е.И., Козел Д.В., Степанова Т.В.</i>	
ЭКОНОМИЧНЫЙ МЕТОД ПОВЫШЕНИЯ ТОЧНОСТИ ЧИСЛЕННОГО РАСЧЕТА КОЭФФИЦИЕНТОВ РАСХОДА СМЕСИТЕЛЬНЫХ ОТВЕРСТИЙ ЖАРОВОЙ ТРУБЫ	19
<i>Лукиша А.П.</i>	
СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ДВУХ МЕТОДИК РАСЧЕТА МОЩНОСТНОГО КОЭФФИЦИЕНТА ЭФФЕКТИВНОСТИ ПОРИСТЫХ ТЕПЛООБМЕННЫХ КАНАЛОВ	26

КОНСТРУКЦИЯ И ПРОЧНОСТЬ

<i>Пейчев Г.И., Замковой В.Е., Андрейченко Н.В.</i>	
ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ РАБОЧИХ ЛОПАТОК ТУРБИНЫ ИЗ ВЫСОКОПРОЧНЫХ ЖАРОСТОЙКИХ ЛИТЫХ СПЛАВОВ НА ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ УСТАНОВКАХ	34
<i>Петров А.В., Шереметьев А.В., Хоменко И.В.</i>	
ИССЛЕДОВАНИЕ ОСНОВНЫХ ФАКТОРОВ, ВЛИЯЮЩИХ НА УРОВЕНЬ ДИНАМИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ В ЦЕНТРОБЕЖНЫХ КОЛЕСАХ АВИАЦИОННЫХ ГТД	38
<i>Лепешкин А.Р., Бычков Н.Г., Балуев Б.А., Ваганов П.А.</i>	
ОЦЕНКА НЕПРОБИВАЕМОСТИ КОРПУСА АВИАЦИОННОГО ДВИГАТЕЛЯ ПРИ УПРАВЛЯЕМОМ ОБРЫВЕ ЛОПАТКИ	43
<i>Филимонова Л.Л.</i>	
МОДЕЛЬ РАБОТЫ ЩЕТОЧНОГО УПЛОТНЕНИЯ ГТД	50
<i>Придорожный Р.П., Шереметьев А.В., Зиньковский А.П.</i>	
ОСОБЕННОСТИ АЗИМУТАЛЬНОЙ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ ОРИЕНТАЦИИ ОХЛАЖДАЕМЫХ РАБОЧИХ ЛОПАТОК ТУРБИН	58

ТЕХНОЛОГИЯ ПРОИЗВОДСТВА И РЕМОНТА

<i>Колтун С.К.</i>	
ТЕХНОЛОГИЧЕСКАЯ НАСЛЕДСТВЕННОСТЬ ПРИ ПОЛУЧЕНИИ ЗАГОТОВОК РАБОЧИХ ЛОПАТОК КОМПРЕССОРА ПЕРИОДИЧЕСКИМ ПРОКАТОМ	63
<i>Каплун В.Г., Машовець Н.С., Розенберг О.О., Шейкін С.Є.</i>	
ВПЛИВ НИЗЬКОТЕМПЕРАТУРНОГО АЗОТУВАННЯ В ТЛІЮЧОМУ РОЗРЯДІ НА ЗНОСОСТІЙКІСТЬ ПАРИ «ТИТАН-ТИТАН»	67
<i>Наумик В.В., Гнатенко О.В., Луньов В.В.</i>	
ОТРИМАННЯ ЯКІСНИХ ВИЛИВКІВ З ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ З ВИКОРИСТАННЯМ ВЛАСНОГО ТЕХНОЛОГІЧНОГО ВОРОТЯ	74

<i>Чигиринский В.В., Качан А.Я., Иванов А.В., Мисник Е.Н.</i>	
РАЗРАБОТКА МАТЕМАТИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ ПРОСТОГО ПРОЦЕССА ПРОКАТКИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕТОДА ГАРМОНИЧЕСКИХ ФУНКЦИЙ	77
<i>Чернета О.Г., Ивищенко Л.И., Поддубный И.Н., Нестеренко А.М., Коробочка А.Н.</i>	
ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ЖАРОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ КОМБИНИРОВАННОГО УПРОЧНЕНИЯ	81
<i>Мироненко Е.В.</i>	
ИССЛЕДОВАНИЕ СТАБИЛЬНОСТИ ЭКСПЛУАТАЦИИ РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА ПРИ МНОГОКРИТЕРИАЛЬНОЙ ОПТИМИЗАЦИИ	85
<i>Учанин В.Н., Тихий В.Г., Кириченко И.И., Рыбачук В.Г.</i>	
ПРИМЕНЕНИЕ ВИХРЕТОКОВОГО МЕТОДА ДЛЯ НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ	89
<i>Грачев Ю.В., Пухальская Г.В., Критчин С.В., Панченко Т.А.</i>	
ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО ФРЕЗЕРОВАНИЯ ЦЕНТРОБЕЖНЫХ КОЛЕС	95
<i>Лавриненко В.И., Солод В.Ю., Скрябин В.А., Лещук И.В.</i>	
ФОРМИРОВАНИЕ МИКРОНЕРОВНОСТЕЙ ОБРАБОТАННОЙ ПОВЕРХНОСТИ ПРИ ШЛИФОВАНИИ КРУГАМИ ИЗ СТМ С СОЧЕТАНИЕМ РАЗЛИЧНЫХ АБРАЗИВОВ В РАБОЧЕМ СЛОЕ КРУГА	101
<i>Кришталь Н.П., Зилихис С.Д., Кондратюк Э.В., Маключенко А.В., Шапар Б.И.</i>	
ОСОБЕННОСТИ МАРКИРОВАНИЯ СОПЛОВЫХ ЛОПАТОК СТАТОРА ТУРБИНЫ	106
<i>Лоскутов С.В., Ершов А.В., Сейдаметов С.В.</i>	
ОЦЕНКА ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ВЗРЫВА ПРОВОДНИКОВ В ЖИДКОСТИ	110
<i>Величко І.Г., Зінченко А.І.</i>	
АНАЛІТИЧНИЙ СПОСІБ ВИЗНАЧЕННЯ КРОКУ ШТАМПУВАННЯ ПРИ ОДНОРЯДНОМУ РЕГУЛЯРНОМУ РОЗКРОЇ	113
<i>Сагалович О.В., Кононукін О.В., Попов В.В., Дуднік С.Ф., Сагалович В.В.</i>	
ТЕХНОЛОГІЧНІ СХЕМИ ФОРМУВАННЯ БАГАТОШАРОВИХ ПОКРИТТІВ «AVINIT»	117

КОНСТРУКЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ

<i>Павленко Д.В., Ткач Д.В., Гречта В.Л.</i>	
ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ И ВЫНОСЛИВОСТЬ СПЛАВА ВТ1-0 С СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ	125
<i>Ireneusz Telejko, Henryk Adrian, Bogdan Guzik</i>	
HIGH TEMPERATURE BRITTLENESS OF CAST ALLOYS	132
<i>Лоза К.Н., Митяев А.А., Волчок И.П., Лукинов В.В.</i>	
ПОВЫШЕНИЕ КАЧЕСТВА ПОРШНЕВОГО СПЛАВА АЛ25	138
<i>Голтвяница В.С., Цивирко Э.И., Голтвяница С.К., Внуков Ю.Н., Саенко С.Ю., Холомеев Г.А.</i>	
МИКРОЛЕГИРОВАНИЕ СКАНДИЕМ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИДОВ ТИТАНА	144
<i>Глотка О.А., Коваль А.Д., Гречта В.Л.</i>	
ПРО ОЦІНКУ РОЗПОДІЛУ ВОЛЬФРАМУ В ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНИХ ЛІГАТУРАХ ТА ЖАРОМІЦНому СТОПІ НА НІКЕЛЕВІЙ ОСНОВІ	148

<i>Шаломеев В.А., Цивирко Э.И., Внуков Ю.Н.</i>	
МАГНИЕВЫЕ СПЛАВЫ С ПОВЫШЕННЫМИ СВОЙСТВАМИ	151
<i>Снєжной Г.В.</i>	
ОПРЕДЕЛЕНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОЙ МАРТЕНСИТНОЙ ТОЧКИ ϵ_s В ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ СТАЛЯХ АУСТЕНИТНОГО КЛАССА.....	158
<i>Сергіенко О.С., Бялік Г.А., Гонтаренко В.І.</i>	
ВПЛИВ РІВНОМІРНОСТІ РОЗПОДІЛУ γ' -ФАЗИ НА МІЦНІСТЬ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ ДО І ПІСЛЯ ГАРЯЧОГО ІЗОСТАТИЧНОГО ПРЕСУВАННЯ	163
<i>Вильчек А.И., Сидоренко М.В., [Замковой В.Е], Единович А.Б.</i>	
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПОКРЫТИЯ ЛАТУНЬЮ СТАЛИ 16Х3НВФМБ-Ш НА ЕЕ КОНТАКТНУЮ ВЫНОСЛИВОСТЬ	166

УДК 621.891

В. И. Кубич, д-р техн. наук Л. И. Ивщенко, В. И. Закиев

ТОПОГРАФИЯ ПОВЕРХНОСТЕЙ ЭЛЕМЕНТОВ ТРИБОСОПРЯЖЕНИЙ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ МАШИН

Приведены результаты анализа влияния содержания компонентов галлиево-индийской среды на механические и геометрические характеристики приповерхностных слоев элементов трибосопряжений, что позволило определить характер изменения эксплуатационной топографии их поверхностей, обуславливающей улучшение показателей износостойкости.

Ключевые слова: топография, микротвердость, диаграмма внедрения, опорная длина, профиль, модуль упругости, поверхность, слой, поле сканирования, пластическое деформирование, среда.

Актуальность

В результате контактного взаимодействия элементов трибосопряжений происходит изменение их топографии – геометрической структуры рельефа поверхностей трения, параметрами которой, наряду с размерами зерен, субзерен, блоков или частиц, степени их вытянутости, являются локальные характеристики шероховатости поверхности. При этом в приповерхностных слоях материалов элементов происходит ряд структурных преобразований, в результате которых изменяются их физико-механические свойства, лежащие в основе формирования эксплуатационной топографии. Начальная, исходная топография поверхностей задается технологическими факторами обработки при их изготовлении и ремонте, например, в результате финишной антифрикционной безабразивной обработки в поверхностно-активных средах создается рельеф поверхности, обусловленный распределением материала наносимого покрытия в шероховатом слое обрабатываемой поверхности. От эксплуатационной топографии зависит формирующаяся и изменяющаяся контурная площадь контакта локальных участков поверхностей в зоне трения. Это, в свою очередь, обуславливает характер изменения напряженно-деформационного состояния взаимодействующих участков, что в целом предопределяет значения триботехнических характеристик трибосопряжений [1, 2].

В более ранних исследованиях [3] при проведении испытаний на износостойкость трибосопряжений по схеме «ролик-колодка», в которых топография поверхностей элементов определялась свойствами медьюсодержащих покрытий на ролике и антифрикционным слоем колодки, были получены значения триботехнических характеристик: интенсивностей изнашивания образцов, коэффициента трения, температуры в зоне трения образцов. Покрытия формировались в процессе фрикционно-механической обработки поверхнос-

ти роликом из бронзы БрОФ4-0,25 при разном содержании компонентов галлиево-индийской среды. Содержание индия изменялось от 6 до 19 % (атом). Ролики изготавливались из стали 45ХН2МФА, $d = 50$ мм, параметр шероховатости поверхности $Ra = 1,25$ мкм, колодки – из высокооловяннистого алюминия АО20-1 ГОСТ 14113-78, материал основы сталь 08kp ГОСТ 1050-88, площадь трения 120 mm^2 . Испытания позволили выявить тенденцию к улучшению показателей износостойкости исследуемых сопряжений с увеличением содержания компонента среды – индия, при этом наиболее значимый состав среды может соответствовать содержанию индия в 17–19 % (атом).

Однако характер изменения эксплуатационной топографии поверхностей элементов трибосопряжений, что определяется, в первую очередь, влиянием содержания компонентов галлиево-индийской среды на физико-механические свойства их приповерхностных слоев, ранее не рассматривался.

Данный факт и вызывает определенный интерес в анализе механических и геометрических характеристик, лежащих в основе формирования эксплуатационной топографии поверхностей образцов, что необходимо для объяснения механизма, обуславливающего улучшение показателей износостойкости трибосопряжений.

Методы исследования

Для анализа механических и геометрических характеристик поверхностей образцов использовался аппаратурный комплекс для микро- и нанотестирования поверхности материалов и покрытий в составе универсального нанотестера «Микрон-гамма» и оптического интерференционного профилометра «Микрон-альфа» [4].

С помощью профилометра «Микрон-альфа» сканировались поля на поверхностях образцов роликов и колодок, что позволило получить ко-

личественные и качественные характеристики рельефа на исследуемых участках, а также их трехмерные изображения, рис. 1. Разрешающая способность прибора 2 нм. Для каждого образца сканировалось по два рядом друг к другу расположенных поля размером $0,2 \times 0,26$ мм. Программное обеспечение данного прибора позволяет проводить анализ рельефа в продольном и поперечном направлениях. В соответствии с возможностями прибора задавались и обрабатывались по четыре профилограммы для каждого поля в плоскостях, поперечных движению, рис. 2.

Для каждой профилограммы графическим способом определялись относительные опорные длины профиля t_p на уровне сечения, составляющем 50 % от полной высоты профиля. Базовая

длина профиля при этом составляла 0,25 мм. Точность измерений по длине профилограмм составляла $\Delta_1 = 1$ мм, по углу наклона линии сечения $\Delta_2 = 1,5^\circ$. В результате получались по восемь значений относительных опорных длин профиля.

Расчетные значения обрабатывались в соответствии с методикой оценки измерений в экспериментальных исследованиях [5]. Например, для колодки, приведенной на рис. 2, при среднегарифметическом значении $t_p = 56,8\%$ и доверительной вероятности $P_d = 0,8$, коэффициенте Стьюдента $\alpha_{cm} = 1,533$ относительная погрешность составила 5,8 %, для остальных образцов она находились в пределах 3,8–8,4 %.

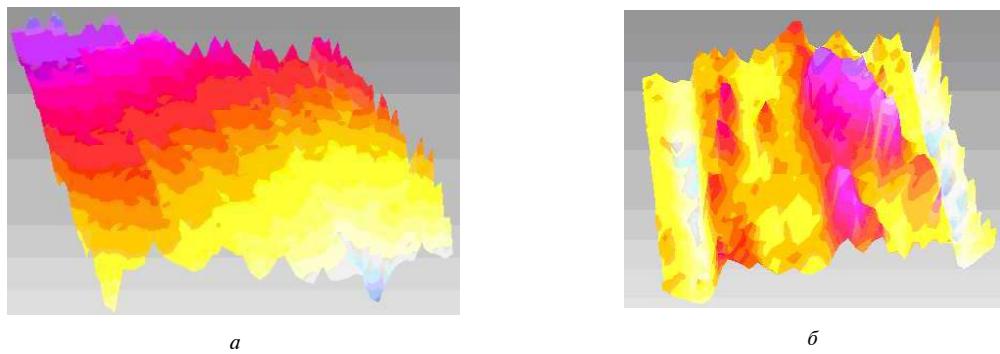


Рис. 1. 3D изображения топографии полей поверхностей образцов:
а – поле сканирования ролика; б – поле сканирования колодки

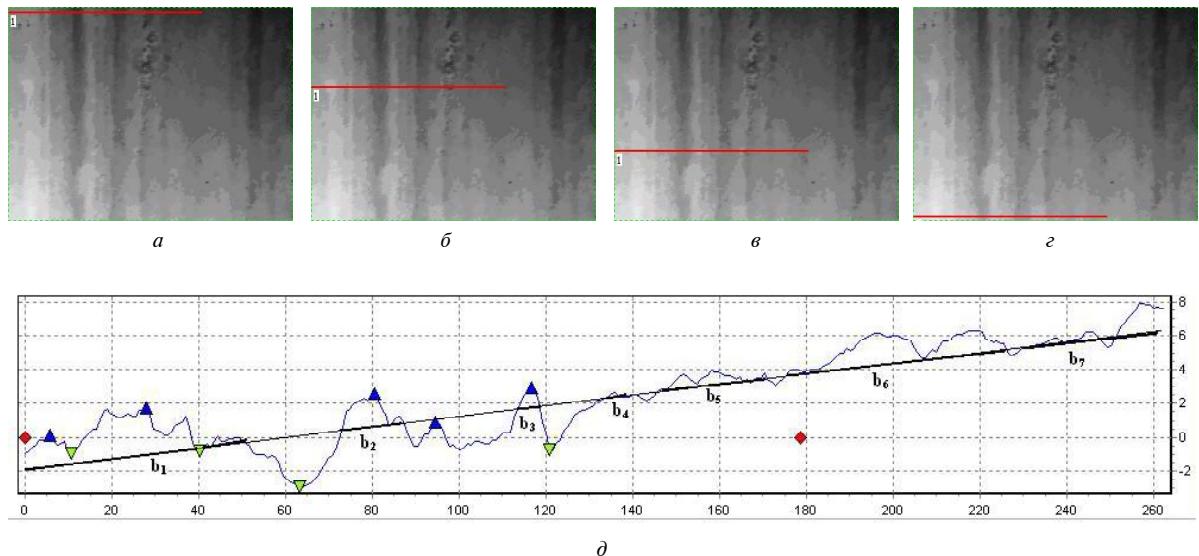


Рис. 2. Поле сканирования поверхности колодки, контактирующей с роликом без обработки ($\times 600$):
а, б, в, г – фотографии поля сканирования поверхности (линией обозначены плоскости сечений); d – профилограмма в третьем сечении (считать слева направо); b_1 – b_7 – участки опорной длины профиля профилограммы третьего сечения

С помощью нанотестера «Микрон-гамма», при работе его в качестве индентометра, осуществлялось непрерывное внедрение в локальные участки поверхности колодок твердого индентора с регистрацией в автоматизированном режиме глубины его проникновения (h) и вдавливающей силы (P). Результаты представлялись в виде графических диаграмм внедрения, отображающих зависимость P от h (рис. 3, линии 1–5: ветви нагружения – слева, ветви разгрузки – справа), а также в виде цифровой базы данных. Программное обеспечение данного прибора позволяет определять такие параметры как глубина внедрения h_{max} , микротвердость H_μ , модуль уп-

ругости E деформированного антифрикционного слоя колодок.

На каждом образце выполнялось от четырех до семи уколов при нарастающем нагружении и разгружении от 0 до 0,5Н. Уколы проводились в поверхность колодки, причем, глубина проникновения индентора была намного меньше толщины структурированного контактным взаимодействием слоя, отличающегося от структуры базового слоя покрытия колодки, рис. 4. Это позволило исключить влияние микротвердости исходного материала колодки на микротвердость ее структурированных приповерхностных слоев, и говорить о достоверности полученных результатов.

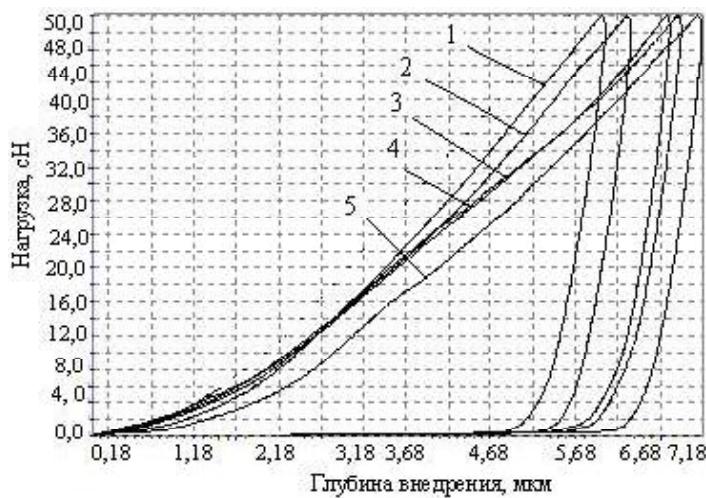


Рис. 3. Диаграммы внедрения в поверхность колодки, контактирующей с роликом при условии его обработки с содержанием индия в среде 18,6 %:

1 – $h_{max} = 6,026$ мкм; $H_\mu = 0,645$ ГПа; $E = 28,4$ ГПа; 2 – $h_{max} = 6,333$ мкм; $H_\mu = 0,579$ ГПа; $E = 27,4$ ГПа;
3 – $h_{max} = 6,786$ мкм; $H_\mu = 0,499$ ГПа; $E = 25,8$ ГПа; 4 – $h_{max} = 6,919$ мкм; $H_\mu = 0,485$ ГПа; $E = 22,8$ ГПа;
5 – $h_{max} = 7,166$ мкм; $H_\mu = 0,447$ ГПа; $E = 23,2$ ГПа

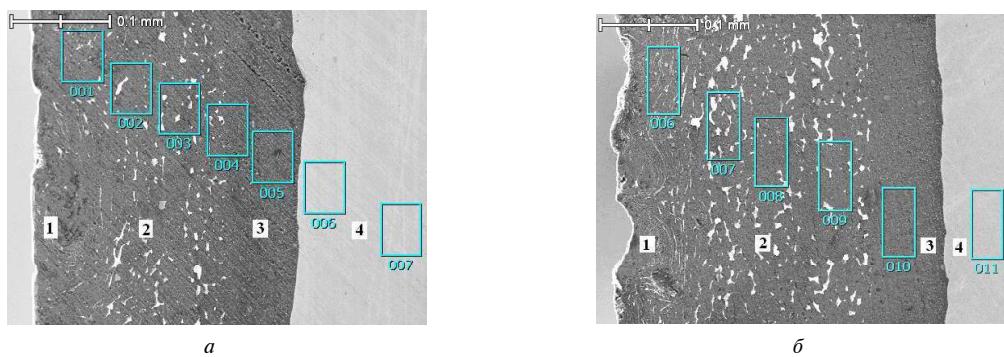


Рис. 4. Структурированные слои антифрикционного слоя колодок:

а, б – поперечные шлифы колодок, контактировавших с покрытиями роликов; 1 – деформируемый слой, толщина – (75–100) мкм; 2 – структура основного материала покрытия (алюминий, олово, медь); 3 – подложка основного материала покрытия (алюминий); основа антифрикционного покрытия колодки – сталь 08kp; (001–011) – зоны спектрального анализа антифрикционного слоя колодки

Полученные значения параметров также обрабатывались в соответствии с методикой оценки измерений [5]. Например, для колодки, приведенной на рис. 3, при среднеарифметических значениях $h_{max} = 6,64 \text{ мкм}$; $H_\mu = 0,531 \text{ ГПа}$; $E = 25,5 \text{ ГПа}$ и доверительной вероятности $P_d = 0,8$, коэффициенте Стьюдента $\alpha_{cm} = 1,533$ относительная погрешность результатов измерений параметров составила соответственно: 4,7 %; 9,7 %; 0,5 %. Для остальных колодок значения относительных погрешностей находились в пределах: для h_{max} – (4,9–7,0) %; для H_μ – (9,7–12,6) %; для E – (0,2–0,6) %.

Исключить влияние микротвердости подложки материала ролика на микротвердость структурированных поверхностных слоев его покрытия не представлялось возможным ввиду их тонкости и сложности проведения измерений. По этой причине диаграммы внедрения с поверхностей роликов не снимались.

Результаты исследований и их обсуждение

Результаты измерений позволили установить зависимости изменения глубины внедрения индентора, микротвердости, модуля Юнга для приповерхностных слоев антифрикционного материала колодок в зависимости от %-го содержания индия в среде, в которой формируются покрытия на роликах, рис. 5–7. Содержание индия в среде приведено в диапазоне от 9,5 до 27 %, (вес), что соответствует диапазону от 6 до 19 % (атом). Из полученных зависимостей видно, что с увеличением %-го содержания индия в покрытии, при последующем его контактном взаимодействии с антифрикционным слоем колодок, в последних происходят структурные изменения. Об этом свидетельствует уменьшение микротвердости H_μ в 1,8 раза, модуля Юнга E в 2,6 раза, при этом глубина внедрения индентора увеличивается в 1,4 раза. Однако на зависимостях просматривается и тенденция к неоднозначному влиянию %-го содержания индия на рассматриваемые параметры слоев колодки.

Наблюдается следующая картина:

- при 22–24 % индия значения: h – максимальные; H_μ – минимальные;
- при 18–22 % индия значения модуля Юнга минимальные;
- при приближении содержания индия к 27 % значения: h – уменьшаются; H_μ , E – увеличиваются.

Приведенное обуславливает факт наличия оптимального %-го содержания индия, при котором происходит значимое пластифицирование приповерхностных слоев антифрикционного слоя колодок, причем толщина этого слоя составляет, как минимум, 7 мкм.

Значения относительной длины профиля t_p

приповерхностных слоев, полученные в результате обработки профилограмм полей сканирования образцов, позволила также установить ее зависимость от %-го содержания индия в среде формирования покрытий, рис. 8. Из установленных зависимостей видно, что с увеличением %-го содержания индия увеличиваются значения t_p образцов, что свидетельствует об изменении количества материала структурированных приповерхностных слоев, распределенного в шероховатости поверхности.

Наблюдается следующая картина:

- значения t_p для роликов с покрытиями, при совместной работе с колодками, по сравнению с t_p для роликов с покрытиями, но не работающих совместно с колодками, увеличились с 1,1 до 1,2 раз при увеличении содержания индия с 9,5 до 27 %;

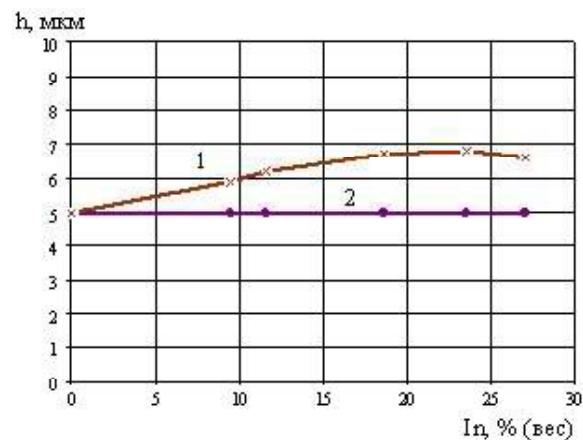


Рис. 5. Зависимость глубины внедрения индентора в приповерхностный слой колодки от содержания индия в среде:

- 1 – колодки, контактирующие с покрытиями роликов;
- 2 – колодки, контактирующие с роликами без покрытий

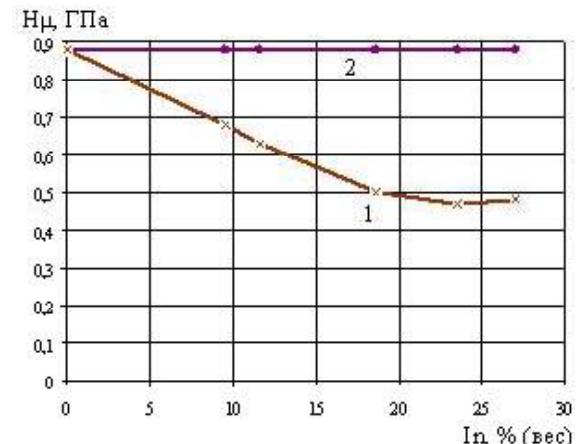


Рис. 6. Зависимость микротвердости приповерхностного слоя колодки от содержания индия в среде:

- 1 – колодки, контактирующие с покрытиями роликов;
- 2 – колодки, контактирующие с роликами без покрытий

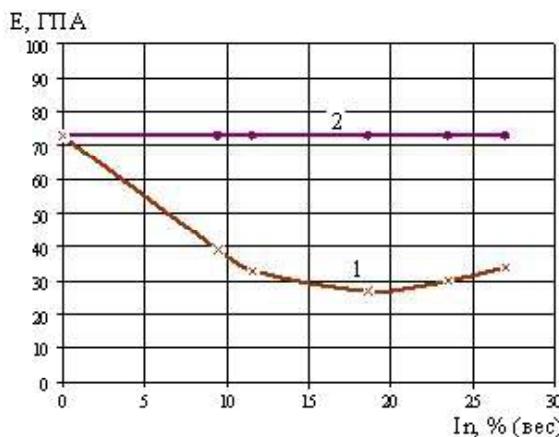


Рис. 7. Зависимость модуля Юнга приповерхностного слоя колодки от содержания индия в среде:

1 – колодки, контактирующие с покрытиями роликов;
2 – колодки, контактирующие с роликами без покрытий

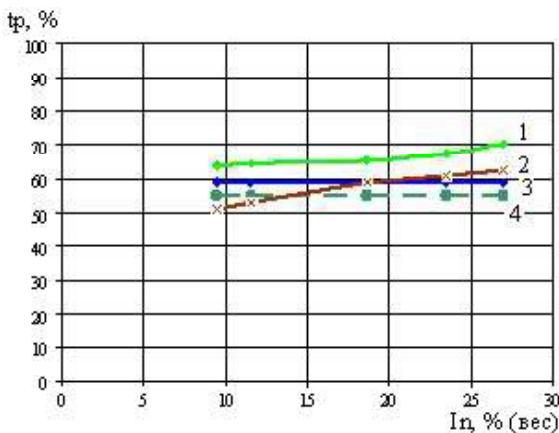


Рис. 8. Зависимость относительной длины профиля приповерхностных слоев образцов от содержания индия в среде:

1 – ролики с покрытиями; колодки, контактирующие с роликами с покрытиями; 3 – ролики с покрытиями, не контактирующие с колодками; 4 – колодки, контактирующие с роликами без покрытий

- значения t_p для колодок, при совместной работе с покрытиями роликов, по сравнению с t_p колодок, работающих совместно с роликами без покрытий, сначала уменьшились в 1,12 раз, а затем плавно увеличились в 1,11 раза при увеличении содержания индия с 9,5 до 27 %;

- интенсивность роста t_p для колодок несколько больше, чем интенсивность роста t_p для роликов при приближении содержания индия в среде к 27 %, прирост материала в слоях колодок при содержании индия (22–27) % меньше, чем у роликов;

- явно выраженный характер изменения t_p образцов в сторону уменьшения при приближении содержания индия в среде к 27 % отсутствует.

Приведенное, в целом, указывает на факт формирования эксплуатационной топографии поверхностей образцов, обуславливающей хоть и незначительно, но все же увеличение контурных площадей в зонах контакта поверхностей ролика и колодки при трении.

Полученные результаты можно объяснить следующим.

Под влиянием поверхности-активной галлиево-индиевой среды происходит реализация адсорбционного пластифицирования приповерхностных слоев образцов. В результате облегчения пластической деформации происходит снижение потенциального барьера, который преодолевается дислокациями при выходе на поверхность образцов. В условиях трения, образовавшиеся в структурах дислокации подходят к поверхности и, вследствие снижения поверхностного потенциального барьера, под влиянием активной среды разряжаются. На поверхностях структурированных слоев появляются «мгновенные» активные центры, способствующие массовой сублимации атомов металлов. Функциональность таких активных центров определяется количеством индия в галлиево-индиевой среде. Пластическое деформирование слоев способствует ускорению накопления активных центров в их тонких поверхностных слоях.

Выводы

Результаты анализа механических и геометрических характеристик приповерхностных слоев материалов образцов, структурированных контактным взаимодействием при трении, показали, что эксплуатационная топография их поверхностей определяется содержанием индия в галлиево-индиевой среде. При этом наиболее значимый состав среды может соответствовать содержанию индия в 24–26 %, (вес).

Установлен факт увеличения количества структурированного материала в шероховатостях профиля поверхностей образцов за счет их пластификации, что приводит к увеличению площадей контакта на локальных участках при трении, и лежит в основе механизма повышения износостойкости сопряжений за счет снижения контактных удельных давлений.

Полученные данные могут использоваться как основа для моделирования контактного взаимодействия элементов трибосопряжений типа «шейка-вкладыш», а также прогнозирования изменений их триботехнических характеристик, структурных параметров и ресурса в реальных условиях эксплуатации.

Перечень ссылок

1. Методы испытаний на трение и износ / [Л. И. Куксенова, В. Г. Лаптева, А. Г. Колмаков,

- Л. М. Рыбакова]. — М. : «Интермет инжиниринг», 2001. — 152 с.
2. Гаркунов Д. Н. Триботехника. Износ и бе-зыносность / Д. Н. Гаркунов. — М. : МСХА, 2001. — 424 с.
3. Кубіч В. І. Про вплив вмісту компонентів галієво-індієвого середовища на трибо-технічні характеристики трибоз'єднання / В. І. Кубіч, Л. Й. Івщенко // Проблеми тер-тя та зношування. — 2009. — № 52. — С. 92—101.
4. Игнатович С. Р. Аппаратурный комплекс для микро- и нанотестирования поверхности ма-териалов и покрытий / Игнатович С. Р., Шмаров В. Н., Закиев И. М. // Технологи-ческие системы. — 2009. — № 5(49). — С.72—78.
5. Грушко И. М. Основы научных исследова-ний / И. М. Грушко, В. М. Сиденко. — Харь-ков : Вища школа, изд-во при Харьк. ун-те, 1983. — 224 с.

Поступила в редакцию 17.08.2010

Кубіч В.І., Івщенко Л.Й., Закіев В.І. Топографія поверхонь елементів трибоз'єднань енергетичних машин

Приведено результати аналізу впливу вмісту компонентів галієво-індієвого середови-ща на механічні і геометричні характеристики приповерхневих шарів елементів трибоз'єд-нань, що дозволило визначити характер зміни експлуатаційної топографії їх поверхонь, що обумовлює поліпшення показників зносостійкості

Ключові слова: топографія, мікротвердість, діаграма занурення, опорна довжина, профіль, модуль пружності, поверхня, шар, поле сканування, пластичне деформування, середовище.

Kubich V., Ivschenko L., Zakiev B. The surface topography of power machine tribounit elements

In the article are shown the analysis results of the components of the gallium-indium environment influence on the mechanical and geometric characteristics of the tribounit elements near-surface layers, which allowed to determine the nature of the changes in the working topography of their surfaces that involved improvements in durability

Key words: topography, microhardness, figure studies, support length, profile, elastic modulus, the surface layer, the field of scanning, plastic deformation, environment.

УДК 539.43: 669.14

*Канд. техн. наук С. А. Беженов¹, В. Ю. Коцюба²,
С. Н. Пахолка², канд. техн. наук А. И. Беженов¹*

¹Запорожский национальный технический университет, ²ОАО «Мотор Сич», г. Запорожье

К ВОПРОСУ ЭФФЕКТИВНОСТИ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОГО ОПРЕДЕЛЕНИЯ РАБОТОСПОСОБНОСТИ КОНСТРУКЦИОННОГО МАТЕРИАЛА В УСЛОВИЯХ МНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ

Представлены результаты сравнительного анализа эффективности экспериментального определения работоспособности конструкционной стали по разным методикам.

Ключевые слова: многоцикловая усталость, работоспособность, долговечность, предел выносливости, вероятность разрушения.

Введение

В настоящее время работоспособность конструкционных материалов в условиях действия циклических нагрузений характеризуется двумя основными параметрами: максимальным безопасным напряжением, при котором материал не разрушается до базы испытаний – пределом выносливости, а также числом циклов, в течение которого материал не разрушается на заданном уровне амплитуды напряжений цикла – долговечностью. Ввиду отсутствия на сегодняшний день законченной общепринятой теории усталости, основным способом определения указанных параметров есть эксперимент. Задачей последнего является построение наклонной ветви кривой усталости, по которой осуществляют прогнозирование долговечности N на заданном уровне напряжений σ_a , и определение горизонтального участка кривой усталости, который характеризует значение предела выносливости σ_{-1} .

К настоящему времени разработано достаточно много методов и методик построения кривой усталости [1–6], которую описывают двухпараметрическим уравнением

$$\sigma_a^m \cdot N = \text{const}, \quad (1)$$

где переменными величинами являются число циклов N до разрушения и среднее напряжение цикла σ_a .

В последнее время все большее внимание исследователей уделяется вопросу разработки укоренных методов [7] определения характеристик сопротивления усталости конструкционных материалов по результатам испытаний малых выборок изделий. Однако все они не обеспечи-

вают достаточную точность и достоверность полученных результатов.

В работах [5–12], разработаны основные положения методики оценки работоспособности металлических материалов, основанной на научной концепции усталости, согласно которой все поле экспериментальных данных представляется как семейство кривых усталости конкретных образцов, проведенных из общего полюса под различными углами к оси напряжений [12]. С этих позиций формула (1) рассматривается как трехпараметрическое уравнение, в котором переменной величиной является также показатель степени m , характеризующий свойства материала, полученные в процессе производства.

Целью данной работы является сравнительный анализ эффективности методик ускоренного определения работоспособности конструкционных материалов, основанных на действующих нормативных материалах и на новой концепции исследования процесса усталости. Сравнение проводилось на примере обработки по разным методикам результатов испытаний на многоцикловую усталость малой выборки образцов из стали 45.

Материал, методики и результаты испытаний на усталость

Материал – сталь 45 в состоянии поставки.

Химический состав сплава – в соответствии со стандартом ГОСТ 1050-74.

Термообработка – нормализация.

Микроструктура – перлитные колонии в ферритной матрице.

Предел прочности – $\sigma_b = 620$ МПа.

Заготовка – пруток диаметром 20 мм.

Рабочая часть образца – типа II диаметром 7,5 мм согласно [4].

Частота колебаний при испытании на усталость – 300 Гц ± 5 %.

Схема испытаний – изгиб консольный с симметричным циклом.

Условия испытаний – на воздухе при температуре 293 К.

База испытаний – 10^7 циклов.

Стандартная методика обработки результатов испытаний на усталость заключалась в построении регрессионной кривой усталости и определении предела выносливости согласно рекомендациям, изложенным в [4, 5]. При этом уравнение кривой усталости (1) представлялось в двойных логарифмических координатах в виде

$$\lg \sigma_a = -\frac{1}{m} \cdot \lg N + \lg C . \quad (2)$$

Методика, основанная на рассмотрении уравнения (1) как трехпараметрического, предусматривает, что для построения кривой усталости в двойных логарифмических координатах необходимо определить три параметра: координаты полюса, границы области многоцикловой усталости, а также угол наклона кривой усталости, характеризуемый значением $\arctg m$. В этом случае уравнение кривой усталости в двойных логарифмических координатах представляется в виде [12]:

$$\lg \sigma_a = \lg \sigma_p - \frac{1}{m} \cdot (\lg N - \lg N_p) , \quad (3)$$

где N_p и σ_p – координаты полюса диаграммы усталости.

Малая выборка в количестве 12 образцов испытывалась на многоцикловую усталость согласно стандарту [4]. Схема и результаты испытаний представлены в табл. 1.

Таблица 1 – Протокол испытаний на усталость образцов из стали 45

№ п/п	σ_a	$\lg \sigma_a$	$N \cdot 10^{-6}$, циклов	$\lg N$
1	370	2,5682	0,30	5,4771
2	340	2,5315	1,08	6,0334
3	320	2,5052	0,62	5,7924
4	300	2,4771	4,00	6,6021
5*	280	2,4472	10,0	7,0000
6	290	2,4624	1,34	6,1271
7	310	2,4914	1,58	6,1987
8	330	2,5185	0,65	5,8129
9*	270	2,4314	10,0	7,0000
10*	280	2,4472	8,00	6,9031
11*	300	2,4771	10,0	7,0000
12*	290	2,4624	7,11	6,8519

*Примечание: образец не разрушился

Обработка результатов испытаний по стандартной методике

На рис. 1 графически представлена схема испытаний и результаты обработки экспериментальных данных в соответствии с рекомендациями, приведенными в нормативных материалах [4, 5]. Порядковый номер означает последовательность испытаний.

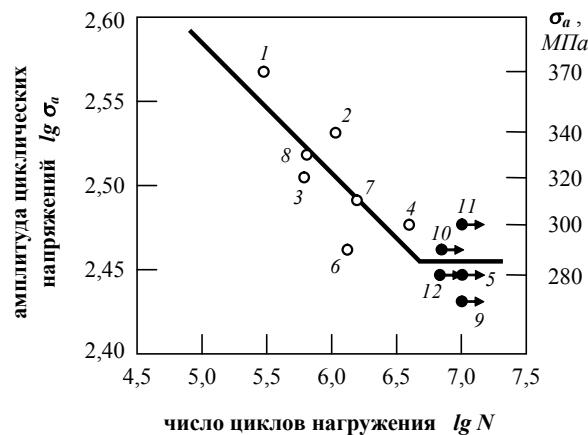


Рис. 1. Результаты испытаний и кривая усталости образцов из стали 45

Положение левой ветви кривой усталости в соответствии со стандартом [4] определяли по методу наименьших квадратов. Опытные данные из таблицы 1 описывали линейной зависимостью

$$y = a \cdot x + b , \quad (4)$$

где $x = \lg N$ и $y = \lg \sigma_a$. Коэффициенты прямой регрессии определялись согласно [13]. В результате регрессионное уравнение медианной кривой усталости имеет вид:

$$\lg \sigma_a = -0,07755 \cdot \lg N + 2,9735 . \quad (5)$$

Область предела выносливости ориентировочно прояснилась после испытания образца № 5, но его окончательное значение $\sigma_{-1} = 285$ МПа установлено только после испытания образца № 12.

Обработка результатов испытаний с учетом полюса диаграммы усталости

В проведенных ранее исследованиях [8–11] показано, что координаты полюса кривых усталости для стали 45 принимают значения: $\lg N_p = 1,778$; $\lg \sigma_p = 3,021$. В соответствии с данными работы [2] начало области многоцикловой усталости для сплавов на основе железа составляет $N_k = 2 \cdot 10^5$ циклов, что в логарифмической шкале

соответствует значению $\lg N_k = 5,301$. Расчетное значение абсциссы точки перегиба кривой усталости для всех сплавов, имеющих горизонтальный участок кривой, согласно [14], составляет $\lg N_G = 6,301$.

Поскольку коэффициент m рассматривается как величина стохастическая, то для ее экспериментального определения, согласно стандарту [4], можно рассчитать необходимое количество образцов в зависимости от предельной относительной ошибки Δ статистических параметров для доверительной вероятности $P = 1 - \alpha/2$, где α — вероятность ошибки первого рода. Минимальное количество образцов для граничных значений $\alpha = 0,1$; $\Delta_{\bar{m}} = 0,1$; $\Delta_{\bar{s}} = 0,5$ и коэффициента вариации $v = 0,1$ определяется из соотношений:

$$n \geq \frac{v^2}{\Delta_{\bar{m}}^2} \cdot Z_{1-\alpha/2}^2 = 2,7 \quad \text{и}$$

$$n \geq 1,5 + \frac{1}{2\Delta_{\bar{s}}^2} \cdot Z_{1-\alpha/2}^2 = 6,9, \quad (6)$$

где $\Delta_{\bar{m}}$ — относительная ошибка при оценке среднего значения; $\Delta_{\bar{s}}$ — относительная ошибка при оценке среднего квадратичного отклонения; $Z_{1-\alpha/2}$ — квантиль нормированного нормально-го распределения.

Таким образом, для обеспечения принятой точности рассеивания значений коэффициента m необходимое количество образцов $n' = 7$. С учетом дополнительных испытаний для уточнения значения напряжения, соответствующего точке перегиба кривой усталости, общее число образцов для испытаний на усталость $n = 10$.

Значения коэффициентов m для разрушенных в ходе испытаний образцов рассчитывались на основании уравнения (3) по данным таблицы 1 и принятым значениям координат полюса из соотношения:

$$m_i = \frac{\lg N_i - \lg N_p}{\lg \sigma_p - \lg \sigma_{ai}}. \quad (7)$$

Результаты статистической обработки полученного вариационного ряда значений m показаны на рис. 2. Сплошная наклонная линия соответствует медианному значению коэффициента \bar{m} кривой усталости и описывается уравнением

$$\lg \sigma_a = -0,12137 \cdot \lg N + 3,2368, \quad (8)$$

коэффициенты которого на основании уравнения (3) определены из соотношений:

$$a = -\frac{1}{m} = -0,12137; \quad b = \lg \sigma_p + \frac{1}{m} \cdot \lg N_p = 3,2368.$$

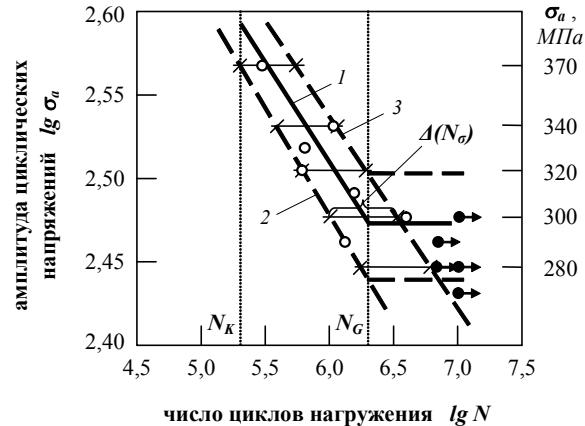


Рис. 2. Вероятностные кривые усталости образцов из стали 45:

1 — $P = 0,50$; 2 — $P = 0,05$; 3 — $P = 0,95$

Пунктирные линии, соответствующие минимальному m_{\min} и максимальному m_{\max} значениям коэффициента m , ограничивают область рассеивания результатов эксперимента с 95 %-ной вероятностью. Предел выносливости для заданной вероятности разрушения определялся из уравнения (8) при условии $N = N_G$, где $\lg N_G = 6,301$.

Работоспособность материала в условиях многоцикловой усталости с использованием полюса кривых усталости оценивается по максимально допустимому напряжению σ_G (эквивалент предела выносливости) и по соответствующему ему числу циклов до разрушения N_G . Для ответственных деталей эти параметры оцениваются по кривой усталости, соответствующей нижней границе (m_{\min}) рассеивания результатов испытаний. Для неответственных деталей аналогичное напряжение может быть оценено по медианной кривой усталости. Оценка точности прогнозирования долговечности на любом заданном уровне напряжений σ_a осуществляется по соответствующим значениям размаха $\Delta(N_\sigma)$, определяемым разностью долговечностей, соответствующих верхней (m_{\max}) и нижней (m_{\min}) границам рассеивания результатов испытаний. Значения опреде-

ляемых в рассматриваемом примере параметров, характеризующих работоспособность материала в условиях многоцикловой усталости, приведены в таблице 2.

Таблица 2 – Значения параметров работоспособности материала образцов исследуемой выборки

Параметры	m	σ_G , МПа	$\Delta(N_\sigma)$, млн. циклов
средние	8,240	297	2,578
минимальные	7,764	274	5,12
максимальные	8,715	317	1,358

Обсуждение полученных результатов и выводы

Проведенные исследования показали, что обработка по стандартной методике данных испытаний малых выборок образцов не позволяет оценить точность полученных результатов статистическими методами. В этом случае положение наклонной ветви кривой усталости, описываемой регрессионным уравнением (5), условно, так как сильно зависит от случайной статистики малой выборки образцов, в которой каждое испытание в значительной степени влияет на коэффициенты линии регрессии. Оценка горизонтального участка еще более условна. Считается, что полученные при такой обработке результаты, соответствуют 50 %-ной вероятности разрушения ($P = 0,5$), хотя наклонная и горизонтальная части кривой усталости в общем случае отвечают разным вероятностям разрушения. При таком подходе коэффициент m практического значения в определении характеристик сопротивления усталости не имеет и поэтому не рассчитывается. Следует также отметить, что результаты обработки экспериментальных данных испытаний малых выборок по стандартной методике в значительной степени зависят от опыта исследователей, что обуславливает большой разброс значений характеристик сопротивления усталости, полученных разными исследователями.

Использование коэффициента m в уравнении кривой усталости в качестве основного статистического параметра, характеризующего способность материала сопротивляться усталости, позволяет перевести нестатистический эксперимент по испытанию на усталость образцов малой выборки в категорию статистического. Это дает возможность применить статистический метод обработки результатов испытаний малой выборки образцов, что позволяет математическим методом оценивать погрешность определения параметров, характеризующих работоспособность материала в условиях циклических нагрузений.

При этом уравнение кривой усталости (8) более устойчиво, чем уравнение (5), описывает положение наклонного участка, поскольку случайно определенные значения долговечности образцов в ограниченном эксперименте в меньшей степени влияют на медианное значение коэффициента m .

Следует также отметить, что повышение эффективности оценки работоспособности материалов с применением методики, основанной на концепции существования общего полюса кривых усталости, происходит за счет возможности определения граничных вероятностных кривых усталости, что позволяет при определении значения предела выносливости не доводить испытания до установленной базы. При этом правомерно прекращать испытание образцов при напряжениях, близких к значению предела выносливости за пределами верхней границы рассеивания экспериментальных данных, что существенно сокращает время испытаний. В рассматриваемом примере экономия времени испытаний составляет 15 часов (т. е. 35 % общего времени испытаний).

Таким образом, проведенными исследованиями установлено, что:

1. Существующая методика ускоренного определения работоспособности конструкционных материалов не обеспечивает требуемую точность полученных результатов и допускает неоднозначность в оценке работоспособности материала изделий.

2. Методика обработки данных испытаний малых выборок образцов с учетом полюса диаграммы усталости позволяет количественно описать рассеивания значений основных параметров, характеризующих работоспособность материала в условиях многоцикловой усталости.

Перечень ссылок

1. Вейбул В. Усталостные испытания и анализ их результатов / В. Вейбул ; пер. с англ. – М. : Машиностроение, 1964. – 275 с.
2. Иванова В. С. Природа усталости металлов / В. С. Иванова, В. Ф. Терентьев – М. : Металлургия, 1975. – 456 с.
3. Школьник Л. М. Методика усталостных испытаний /Л. М. Школьник ; справочник. – М. : Металлургия, 1978. – 304 с.
4. ГОСТ 25.502-79 Методы механических испытаний металлов. Методы испытания на усталость – М. : Изд-во стандартов, 1980. – 32 с.
5. Троценко В. Т. Сопротивление усталости металлов и сплавов / В. Т. Троценко, Л. А. Сосновский ; справочник в 2-х ч. – К. : Наук. думка, 1987. – 1303 с.
6. Вагапов Р. Д. Вероятностно-детерминист-

- кая механика усталости / Р. Д. Вагапов. – М. : Наука, 2003. – 254 с.
7. Олейник Н. В. Ускоренные испытания на усталость / Н. В. Олейник, С. П. Скляр – К. : Наук. думка, 1985. – 304 с.
 8. Беженов С. А. К вопросу оценки характеристик сопротивления усталости конструкционных материалов / [С. А. Беженов, А. И. Беженов, В. Ю. Коцюба, С. Н. Пахолка] // Вестник двигателестроения. – 2004. – № 4. – С. 66–71.
 9. Беженов С. А. Некоторые аспекты теории усталостного разрушения металлических материалов / С. А. Беженов // Deformation & Fracture of materials – DFM2006 : Book of articles, ed. by Yu.K.Kovneristiy et al. – Moscow : Interkontakt Nauka, 2006. – С. 58–61.
 10. Беженов С. А. Методика экспресс-оценки характеристик сопротивления многоцикловой усталости титановых сплавов / С. А. Беженов // Вестник двигателестроения. – 2008. – № 2. – С. 141–145.
 11. Беженов С. А. К вопросу ускоренного определения характеристик сопротивления усталости сплавов на основе никеля / С. А. Беженов, А. И. Беженов // Надійність і довговічність машин і споруд. – 2008. – Вип. 31. – С. 37–42.
 12. Беженов С. А. О некоторых методологических проблемах теории усталостного разрушения конструкционных материалов / С. А. Беженов // Надійність і довговічність машин і споруд. – 2008. – Вип. 30. – С. 6–14.
 13. Смирнов Н. В. Курс теории вероятностей и математической статистики для технических приложений / Н. В. Смирнов, И. В. Дунин-Барковский – М. : Наука, 1969. – 511 с.
 14. ГОСТ 25.504-82 Расчеты испытания на прочности. Методы расчета характеристик сопротивления усталости – М. : Изд-во стандартов, 1982. – 182 с.

Поступила в редакцию 05.09.2010

Беженов С.О., Коцюба В.Ю., Пахолка С.М., Беженов О.І. До питання ефективності експериментального визначення працездатності конструкційного матеріалу в умовах багатоциклової втоми

Представлено результати порівняльного аналізу ефективності експериментального дослідження працездатності конструкційної сталі за різними методиками.

Ключові слова: багатоциклова втома, працездатність, довговічність, границя витривалості, імовірність руйнування.

Bezhenov S., Kotsuba V., Pakholka S., Bezhenov A. To the problem of the efficiency of experimental determining the work ability of the structural material under the high-cyclic fatigue

The results of comparative analyzing of the efficiency of experimental determining of the work ability of structural steel by the various methods have been presented.

Key words: high-cyclic fatigue, work ability, durability, endurance limit, probability of fracture.

УДК 621.43.056

Канд. техн. наук В. Е. Костюк¹, Е. И. Кирилаш¹, Д. В. Козел², Т. В. Степанова²

¹Национальный аэрокосмический университет им. Н. Е. Жуковского «ХАИ», г. Харьков

²ГП «Ивченко-Прогресс», г. Запорожье

ЭКОНОМИЧНЫЙ МЕТОД ПОВЫШЕНИЯ ТОЧНОСТИ ЧИСЛЕННОГО РАСЧЕТА КОЭФФИЦИЕНТОВ РАСХОДА СМЕСИТЕЛЬНЫХ ОТВЕРСТИЙ ЖАРОВОЙ ТРУБЫ

Исследовано влияние топологии и разрешения расчетных сеток на точность численных оценок коэффициентов расхода смесительных отверстий жаровой трубы камер сгорания газотурбинных двигателей на основе решения тестовой задачи об истечении воздуха через ряд отверстий в тонкой стенке канала в неподвижную среду при наличии проходящего потока. Для численного моделирования трехмерного турбулентного течения использованы осредненные по Рейнольдсу стационарные уравнения Навье-Стокса несжимаемой жидкости, замыкаемые моделью турбулентности Ши. Предложен экономичный метод увеличения точности численных оценок указанного параметра на основе применения блочно-структурированных неконформных сеток с иерархическими структурами.

Ключевые слова: жаровая труба, смесительные отверстия, коэффициент расхода, численное моделирование, расчетные сетки, топология, измельчение, анализ точности.

Введение

Важным вопросом проектирования камер сгорания ГТД (КС) является определение количества, размеров, формы и расположения отверстий жаровой трубы (ЖТ), обеспечивающих внутри нее такое распределение потоков воздуха, чтобы было надежное зажигание, эффективное и устойчивое горение, требуемое охлаждение стенок и необходимое поле температуры газа перед турбиной при приемлемых потерях полного давления. Традиционно этот вопрос предварительно решается одномерным гидравлическим расчетом «холодной» КС и окончательно – ее экспериментальной доводкой. В настоящее время, благодаря развитию методов вычислительной аэро-гидродинамики, появилась возможность решения подобных задач трехмерным математическим моделированием течения в КС. Повышение точности таких расчетов – актуальная научная задача, имеющая большое практическое значение.

Коэффициенты расхода отверстий ЖТ (в первую очередь – смесительных) относятся к числу ключевых факторов, влияющих на распределение воздуха внутри нее [1], поэтому важно обеспечить максимальную точность их численных оценок. Наряду с совершенствованием физико-математических моделей течения и численных методов, этого можно достичь согласованием размеров, формы и расположения ячеек расчетной сетки с градиентами независимых переменных и направлением течения [2]. При ограниченных вычислительных ресурсах выполнение первого условия ведет к применению неравномерных се-

ток, которые сгущены (имеют большее разрешение) там, где возможно появление больших градиентов независимых переменных, и, наоборот, разрежены (имеют меньшее разрешение) в остальных местах. Выполнение второго условия возможно лишь отчасти и только на структурированных сетках. В силу геометрической сложности расчетной области пространства, в которой отыскивается численное решение задачи о течении в реальной КС, приходится выполнять ее декомпозицию – разделение на подобласти (блоки), в которых возможно выделить хотя бы одно сеточное направление, в наибольшей степени соответствующее преобладающему направлению течения. Экономичной альтернативой обмену данными между блоками путем навязывания условия совпадения сеточных узлов на смежных границах блоков является использование неконформных (нестыкующихся) сеток. В таких сетках значения сеточной функции в узлах, принадлежащих одной смежной границе, определяются не непосредственно, а интерполяцией значений сеточной функции в соседних узлах, принадлежащих другой смежной границе, благодаря чему узлы, принадлежащие разным поверхностям сопряжения, могут не совпадать. По этому же принципу возможно локально измельчать структурированную сетку, выделяя в ней иерархически вложенные неконформные блочные структуры. Недостатком такого подхода является дополнительная погрешность интерполяции.

Применение блочно-структурированной неконформной сетки с иерархическими структурами в составе гибридной сетки, включавшей

2,75 млн. ячеек, при моделировании течения в одногорелочном секторе КС ТРДДФ GTX-35VS Kaveri позволило Сриниваса Рао и др. [3] получить более точные численные оценки потерь полного давления в КС, чем Ананда Редди и др. [4], моделировавших тот же объект в аналогичной постановке на нерегулярной тетраэдрической сетке, включавшей 8,7 млн. ячеек. Точность численных оценок распределения массового расхода воздуха по отверстиям ЖТ указанными выше авторами не исследовалась. В то же время максимальные относительные различия между численными и измеренными оценками относительного массового расхода воздуха через отверстия ЖТ, полученные различными авторами при интегрировании осредненных по Рейнольдсу уравнений Навье – Стокса на сетках, содержащих от 2,5 до 1,8 млн. ячеек, находятся в пределах от 15 % до 20 % [5–7], а на сетках, содержащих менее 0,3 млн. ячеек, превышают 70 % [8, 9]. В связи с этим представляет интерес выяснить, какую именно топологию расчетной сетки предпочтительнее использовать, а также где именно и как именно следует измельчать сетку для получения максимально достижимой на располагаемых вычислительных ресурсах точности численных оценок коэффициентов расхода смесительных отверстий ЖТ реальных КС.

Такая попытка была впервые предпринята авторами работы [10] на основе решения тестовой задачи о течении в трубе с диафрагмой. Установлено, что поддержание размера граничной ячейки, обеспечивающего значение параметра $\tilde{y}^+ \approx 30$, позволяет рассчитывать коэффициенты расхода смесительных отверстий ЖТ с относительной погрешностью несколько процентов при условии достаточного разрешения сеткой слоя смешения между струей воздуха, протекающего через отверстие, и вихревым течением, омывающим его цилиндрическую поверхность, для чего предпочтительнее использовать кусочно-равномерные расчетные сетки, измельченные на прилегающем к цилиндрической поверхности участке толщиной $\Delta \approx R_0(1 - \sqrt{\mu})$, где R_0 – радиус отверстия. Величина \tilde{y}^+ представляет собой усредненное по длине цилиндрической поверхности отверстия в стенке значение параметра $y^+ = yu^+/\nu$, где y – расстояние от стенки до центра граничной ячейки; $u^+ = \sqrt{\tau_w/\rho}$ – динамическая скорость, τ_w – напряжение трения на стенке; ν , ρ – кинематическая вязкость и плотность, соответственно.

При перетекании воздуха из кольцевого канала (КК) в ЖТ через отверстия в ее стенке, в отличие от задачи о течении в трубе с диафраг-

мой, только часть воздуха, входящего в КК, проходит через отверстия. Остальная часть воздуха проходит мимо них. В этом случае коэффициент расхода отверстий в основном определяется отношением сил давления к инерционным силам, которое характеризуется критерием динамического подобия Эйлера $Eu = \Delta p/q$, где Δp – статическое давление в КК, избыточное над давлением в ЖТ, q – скоростной напор в КК и в ЖТ, и в меньшей степени – иными факторами: относительной площадью поперечного сечения отверстий $\bar{f} = F_0/F_{KK}$, их формой, взаимным расположением, наличием закрутки потока и т.п. [1, 11].

Цель настоящей работы состоит в уточнении методических приемов построения расчетных сеток в районе смесительных отверстий ЖТ на основе решения тестовой задачи об истечении воздуха через ряд отверстий в тонкой стенке канала в неподвижную среду при наличии проходящего потока.

1 Методика исследования

Для достижения поставленной цели выполнены численные расчеты течения в одном ряде отверстий. В качестве объекта исследования выбран второй ряд смесительных отверстий ЖТ КС ТРДД АИ-222-25 с $\bar{f} = \ell/D_0 = 0,09$, где D_0 – диаметр отверстия; ℓ – толщина стенки (рис. 1).

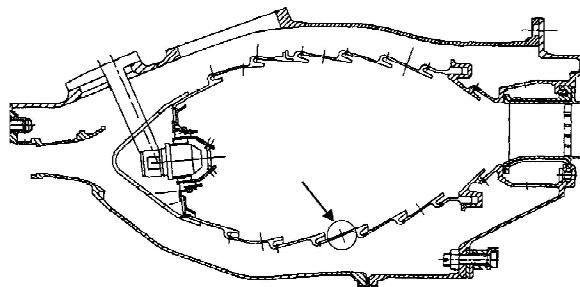


Рис. 1. Объект исследования – второй ряд смесительных отверстий ЖТ КС ТРДД АИ-222-25

Исследование проводилось в трехмерной постановке для несжимаемого стационарного течения, моделировавшегося осредненными по Рейнольдсу уравнениями Навье–Стокса, замыкаемыми моделью турбулентности $k-\varepsilon$ Ши и др. [12] со стандартными функциями стенки.

Расчетная схема представляла собой плоскую щель, в которую параллельно ее стенкам вставлена плоская пластина толщиной ℓ , перфорированная одним рядом отверстий диаметром D_0 с относительным шагом $z/D_0 = 5,56$. Канал над пластиной относительной высотой $h_{KK}/D_0 = 1,78$

имитировал КК. Канал под пластиной относительной высотой $h_{\text{ЖТ}}/D_0 = 11,1$ имитировал ЖТ. В силу поступательной периодичности течения в направлении оси z и равенства нулю компоненты скорости V_z в плоскостях периодичности численное решение задачи отыскивалось в области пространства, ограниченной параллелепипедом, грани которого образованы стенками щели, двумя плоскостями yOx , одна из которых проходит через центр отверстия, другая – посередине между отверстиями, и двумя плоскостями zOy , соответствующими входу и выходу из щели.

Расчетная область покрывалась сетками трех топологий: А – гибридная (тексаэдры и тетраэдры) конформная (рис. 2, *a*); Б – гексаэдрическая блочно-структуррированная неконформная; В – гек-

саэдрическая блочно-структуррированная неконформная с иерархическими структурами (рис. 2, *b*). Сетки различались разрешением в районе отверстия, размерами и локализацией измельченной области (табл. 1). Сетка № 1 соответствовала по топологии и разрешению сеткам, использованным в работах [5–7]. Сетка № 2 и сетки № 4–№ 13 построены с близкими поперечными размерами пристеночных ячеек, примыкающих к цилиндрической поверхности отверстия. Сетка № 3 – базовая неконформная сетка, близкая по параметрам к сетке № 1. Сетки с иерархическими структурами № 4–№ 15 получены из сетки № 3 путем ее различного локального измельчения в окрестности отверстия.

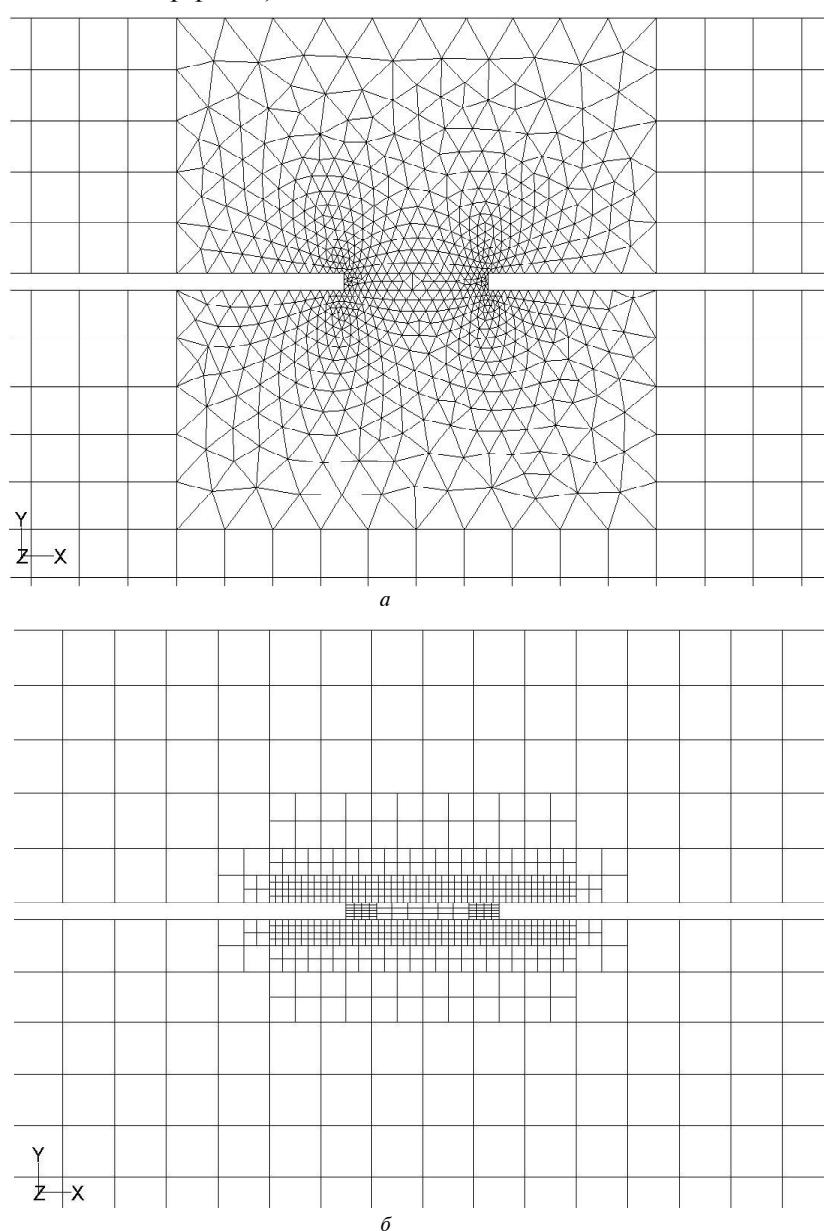


Рис. 2. Расчетные сетки: *a* – гибридная конформная № 2; *б* – блочно-структуррированная неконформная с иерархическими структурами № 10

В качестве граничных условий на входе в КК задавалась скорость с равномерным профилем, интенсивность турбулентности ($I = 10\%$) и гидравлический диаметр, на выходе КК ставилось условие постоянства статического давления в поперечном сечении, избыточного над давлением в ЖТ. Критерий Эйлера поддерживался равным $Eu = 30,54$. На входе и выходе ЖТ задавалось нулевое избыточное статическое давление. Численное интегрирование дифференциальных уравнений в частных производных осуществлялось итерационно методом контрольного объема с использованием схемы аппроксимации конвективных членов третьего порядка точности MUSCL Ван Лира [13]. Уравнение неразрывности в пределе малых чисел Маха удовлетворялось с помощью процедуры коррекции давления SIMPLE [14].

Численные оценки коэффициента расхода отверстия определялись по формуле [11]:

$$\mu_u = GF_0^{-1}(2\rho\Delta p)^{-0.5}, \quad (1)$$

где G – массовый расход воздуха через отверстие; F_0 – площадь поперечного сечения отверстия; ρ – плотность; Δp – статическое давление в КК, избыточное над давлением в ЖТ.

Точность численных расчетов оценивалась путем сравнения их результатов с экспериментальными данными, аппроксимированными формулой [15]

$$\mu = 0,6 \left[1 - (1 + m)^{-n} \right], \quad (2)$$

Таблица 1 – Численные оценки коэффициентов расхода, полученные на различных сетках

Сетка	T	n	$\Delta n_{1\text{отв}}$	$\Delta n_{20\text{отв}}$	n_ℓ	$\bar{h}_{y1,u}$	$\bar{h}_{y1,c}$	\tilde{y}^+	μ_u	μ	$\delta_\mu, \%$
№ 1	A	43824	37254	745080	1	1,29	1,54...3	124	0,6662	0,5932	12,3
№ 2	A	72997	95600	1912000	3	0,43	0,51...3	16	0,6231	0,5932	5,0
№ 3	Б	25197	0	0	3	0,9	3	95	0,6954	0,5932	17,2
№ 4	B	36005	21616	432320	6	0,45	0,75	52	0,6950	0,5932	17,2
№ 5	B	29117	7840	156800	6	0,45	0,75	58	0,6924	0,5932	16,7
№ 6	B	25995	1596	31920	6	0,45	1,5	67	0,6848	0,5932	15,4
№ 7	B	27171	3948	78960	6	0,45	0,75	59	0,6561	0,5932	10,6
№ 8	B	28431	6468	129360	6	0,45	0,75	58	0,6497	0,5932	9,5
№ 9	B	31567	12740	254800	6	0,45	0,375	64	0,6389	0,5932	7,7
№ 10	B	36859	23324	466480	6	0,45	0,375	62	0,6384	0,5932	7,6
№ 11	B	27031	3668	73360	6	0,45	1,5	63	0,6876	0,5932	15,9
№ 12	B	31091	11788	235760	6	0,45	0,75	56	0,6502	0,5932	9,6
№ 13	B	45231	40068	801360	6	0,45	0,375	60	0,6350	0,5932	7,0
№ 14	B	113810	177226	3544520	12	0,225	0,1875	26	0,6153	0,5932	3,7
№ 15	B	36313	22232	444640	3	0,9	0,375	156	0,6633	0,5932	11,8

Обозначения: T – топология; n – общее количество ячеек в домене; $\Delta n_{1\text{отв}}$, $\Delta n_{20\text{отв}}$ – приросты количества ячеек в результате измельчения сетки в окрестности одного и 20 отверстий, соответственно (по сравнению с сеткой № 3); n_ℓ – количество ячеек, уложенных вдоль толщины стенки; $\bar{h}_{y1,u}$ и $\bar{h}_{y1,c}$ – относенные к толщине стенки поперечные размеры пристеночных ячеек, примыкающих к цилиндрической поверхности отверстия и к стенке канала в окрестности отверстия, соответственно.

где $m = \sqrt{Eu}$; $n = 2\bar{f}^2 + 2,34\bar{f} + 2,2$, \bar{f} – отношение площади поперечного сечения отверстия к площади поперечного сечения КК, приходящейся на одно отверстие.

Относительная погрешность численного расчета определялась по формуле

$$\delta_\mu = \frac{\mu_u - \mu}{\mu} \cdot 100\%, \quad (3)$$

где μ_u и μ – значения коэффициента расхода, вычисленные по формулам (1) и (2) соответственно.

2 Результаты исследования

Результаты расчета истечения воздуха через ряд отверстий в тонкой стенке канала в неподвижную среду при наличии проходящего потока показаны на рис. 3. Численные оценки коэффициента расхода отверстия и их погрешности приведены в табл. 1.

Из табл. 1 видно, что расчет на гибридной конформной сетке № 1, построенной с параметрами, близкими к использованным в работах [5–7], дает относительную погрешность $\delta_\mu = 12,3\%$. В то же время расчет на гексаэдрической блочно-структурной неконформной сетке № 3, близкой по параметрам к сетке № 1, дает относительную погрешность $\delta_\mu = 17,2\%$. Большая погрешность, очевидно, обусловлена дополнительной ошибкой интерполяции между узлами неконформной сетки.

Исследование влияния степени измельчения сетки и размеров измельченной области в окрестности отверстия на точность численных оценок коэффициента расхода выполнялось в расчетах на гексаэдрических блочно-структурированных неконформных сетках с иерархическими структурами № 6–№ 14. Измельчение двух слоев ячеек, примыкающих к цилиндрической поверхности отверстия, одного слоя ячеек в области над отверстием и одного слоя ячеек под отверстием (сетка № 6) уменьшило относительную погрешность численного расчета до $\delta_{\mu} = 15,4 \%$. Последующее измельчение одного слоя ячеек в области над отверстием и одного слоя ячеек в области под отверстием сетки № 6 (сетка № 7) до $\delta_{\mu} = 10,6 \%$. Наконец, третье измельчение одного слоя ячеек в области над отверстием и одного слоя ячеек в области под отверстием сетки № 7 (сетка № 9) уменьшило относительную погрешность численного расчета до $\delta_{\mu} = 7,7 \%$.

Измельчение, принципиально аналогичное выполненному на сетке № 7, но охватывающее два слоя ячеек в области над отверстием и два слоя ячеек под отверстием (сетка № 8), уменьшило относительную погрешность численного расчета до $\delta_{\mu} = 9,5 \%$. Последующее измельчение двух слоев ячеек в области над отверстием и двух слоев ячеек в области под отверстием сетки № 8 (сетка № 10) уменьшило относительную погрешность численного расчета до $\delta_{\mu} = 7,6 \%$.

Измельчения, принципиально аналогичные выполненным на сетках № 6 (сетка № 11), № 7 и № 8 (сетка № 12), № 9 и № 10 (сетка № 13),

но охватывающие три слоя ячеек в области над отверстием и три слоя ячеек под отверстием, дали результаты, близкие к приведенным выше.

Последующее измельчение сетки № 10 (сетка № 14) в двух слоях ячеек в области над отверстием и двух слоях ячеек в области под отверстием дало наименьшую погрешность расчета $\delta_{\mu} = 3,7 \%$, однако оно не достижимо на сетках с общим количеством ячеек 2–3 млн, обычно используемых при трехмерном моделировании одногорелочных отсеков КС ($\Delta n_{20\text{отв}} = 3\ 544\ 520$).

Расчет на гибридной конформной сетке № 2, построенной с поперечными размерами пристеночных ячеек, примыкающих к цилиндрической поверхности отверстия, близкими к неконформным сеткам, в которых измельчены два слоя ячеек в этой области, показал высокую точность ($\delta_{\mu} = 5,0 \%$), однако такое измельчение также не достижимо на сетках с общим количеством ячеек 2–3 млн. ($\Delta n_{20\text{отв}} = 1\ 912\ 000$).

Исследование влияния локализации области измельчения в окрестности отверстия выполнено в расчетах на гексаэдрических блочно-структурированных неконформных сетках с иерархическими структурами № 4, № 5 и № 15. Расчеты показали, что при отсутствии измельчения в области над отверстием (сетка № 4), так же как и при отсутствии измельчения в области под отверстием (сетка № 5), погрешность расчетов велика ($\delta_{\mu} = 17,2 \%$ и $\delta_{\mu} = 16,7 \%$ соответственно) по сравнению с измельченной в данной области сеткой № 12 ($\delta_{\mu} = 9,6 \%$). Отсутствие измельчения ячеек, примыкающих к цилиндрической по-

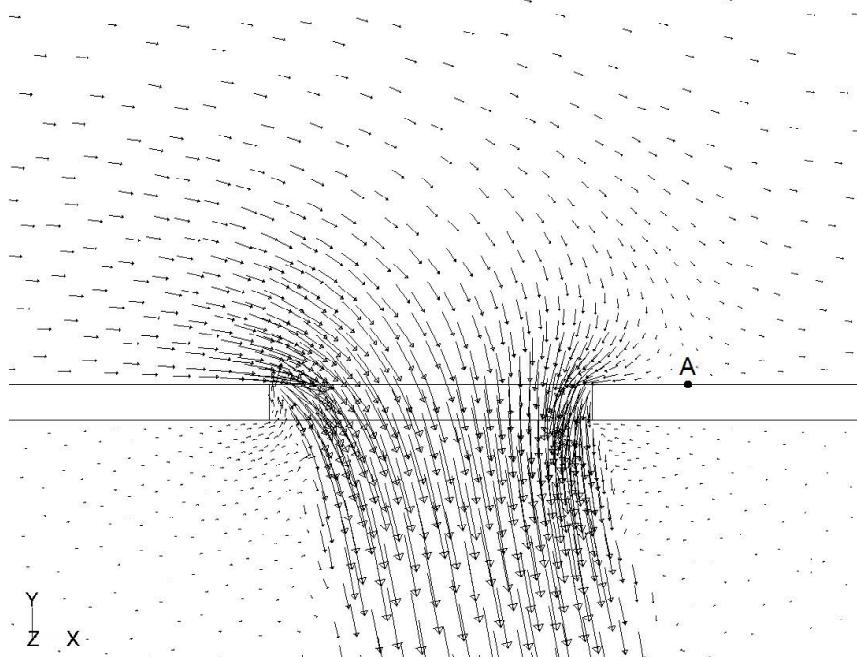


Рис. 3. Векторы скорости воздуха, истекающего через отверстие в тонкой стенке канала в неподвижную среду при наличии проходящего потока, рассчитанные на сетке № 2 (A – точка присоединения проходящего потока)

верхности отверстия (сетке № 15), увеличивает погрешность расчета до $\delta_{\mu} = 11,8 \%$ (расчет на сетке № 10, где такое измельчение сделано, дает $\delta_{\mu} = 7,6 \%$).

Из выполненного анализа следует, что для увеличения точности численного расчета коэффициента расхода отверстия в тонкой стенке при наличии проходящего потока необходимо подробно разрешать расчетной сеткой слои ячеек, примыкающих к цилиндрической поверхности отверстия, слои ячеек в области над отверстием и слои ячеек в области под отверстием, тем самым описывая область формирования радиальных составляющих скорости воздуха при обтекании кромок отверстия, поворота струи и слой смешения между струей воздуха, протекающего через отверстие, и вихревым течением, омывающим его цилиндрическую поверхность. Потребный радиус области измельчения, по-видимому, можно ограничить точкой присоединения проходящего потока в КК (см. рис. 3).

При соблюдении описанных выше принципов построения сеток и соответствующих размерах ячеек вполне возможно обеспечить величину относительной погрешности численного расчета коэффициента расхода смесительных отверстий ЖТ в несколько процентов. Тем не менее на практике, очевидно, необходим компромисс между доступными вычислительными ресурсами и приемлемой точностью расчета данного параметра.

Заключение

Выполненное исследование влияния топологии и разрешения расчетных сеток на точность численных оценок коэффициентов расхода смесительных отверстий ЖТ на основе решения тестовой задачи об истечении воздуха через ряд отверстий в тонкой стенке канала в неподвижную среду при наличии проходящего потока позволило уточнить методические приемы построения расчетных сеток, разработанные ранее на основе решения тестовой задачи о течении в трубе с диафрагмой, и предложить экономичный метод увеличения точности численного расчета указанного параметра путем применения блочно-структурированных неконформных сеток с иерархическими структурами. Направления дальнейших исследований авторы видят в установлении количественных связей между точностью численных оценок гидравлических параметров и точностью численных оценок основных показателей качества работы КС.

Перечень ссылок

1. Лефевр А. Процессы в камерах сгорания ГТД / А. Лефевр. – М. : Мир, 1986. – 566 с.
2. Флетчер К. Вычислительные методы в динамике жидкостей / К. Флетчер. – М. : Мир, 1991. – Т. 2. 552 с.
3. Srinivasa Rao M. Performance Improvement of an Aero Gas Turbine Combustor / M. Srinivasa Rao, G. Sivaramakrishna // Proceedings of ASME Turbo Expo 2009: June 8-12, 2009, Orlando, Florida, USA (GT2009-59928). – 6 p.
4. Ananda Reddy G. Non-reacting Flow Analysis from Combustor Inlet to Outlet using Computational Fluid Dynamics Code / G. Ananda Reddy, V. Ganesan // Defence Science Journal. – 2004. – Vol. 54. – N. 4. – P. 455–467.
5. An Efficient Strategy For The Design Optimization of Combustor Exit Temperature Profile / Motsamai O.S., Visser J. A., Morris M., de Kock D. J. // Proceedings of ASME Turbo Expo 2006: May 8-11, 2006, Barcelona, Spain (GT2006-91325). – 11 p.
6. A New Paradigm for Simulation of Turbulent Combustion in Realistic Gas Turbine Combustors Using LES / [Constantinescu G., Mahesh K., Apte S. etc.] // Proceedings of ASME Turbo Expo 2003: June 16-19, 2003, Atlanta, Georgia, USA (GT2003-38356) . – 14 p.
7. Application of an Advanced CFD-Based Analysis System to the PW6000 Combustor to Optimize Exit Temperature Distribution – Part I: Description and Validation of the Analysis Tool / Malecki R.E., Rhee Ch.M., McKinney R.G., Ouyang H., Syed S.A., Colket M.B., Madabhushi R.K. // Proceedings of ASME TurboExpo 2001. June 4-7, 2001, New Orleans, Louisiana (2001-GT-0062). – 9 p.
8. CFD Simulations for the Development of Gas Turbine Low-Nox Hydrogen Combustor / Riccardi J., Gheri P., Giorgiani G., Schiavetti M., Gigliucci G. // Proceedings of WHEC 16. June 13-16, 2006, Lyon, France. – P. 221–229.
9. Cold Flow Analysis of an Aero-Engine Gas Turbine Combustor Configuration / Muralidhara H.S., Shembarkar T.R., Pai B.R., Ramanujam P.S., Jayaprakash G.N., Pandey P.K. // Papers of 15th International Symposium on Air Breathing Engines (XV ISABE). September 3–7, 2001, Bangalore, India (ISABE-2001-1233). – 10 p.
10. Костюк В. Е. Оптимальное размельчение сетки для численного расчета коэффициентов расхода и гидравлического сопротивления смесительных отверстий жаровой трубы / В. Е. Костюк, Е. И. Кирилаш, В. Н. Гусев // Авиационно-космическая техника и технология. – 2010. – № 1. – С. 65–73.
11. Шандоров Г. С. Истечение из канала в непод-

- вижную и движущуюся среду / Г. С. Шандоров // Журнал технической физики. – 1957. – Т. 27. – № 1. – С. 156–179.
12. Shih T.-H. A New – Eddy-Viscosity Model for High Reynolds Number Turbulent Flows – Model Development and Validation / T.-H. Shih, W.W. Liou, A. Shabbir, Z. Yang, J. Zhu // Computers Fluids. – 1995. – N 24(3). – P. 227–238.
13. Van Leer B. Toward the Ultimate Convergent Difference Scheme. IV. A Second Order Sequel to Godunov's Method / B. Van Leer // Journal of Computational Physics. – 1979. – N 32. – P. 101–136.
14. Vandoormaal J.P. Enhancements of the SIMPLE Method for Predicting Incompressible Fluid Flows / J.P. Vandoormaal, G.D. Raithby // Numer. Heat Transfer, – 1984. – N. 7. – P. 147–163.
15. Безменов В. Я. Методика гидравлического расчета камер сгорания ГТД на ЭВМ / В. Я. Безменов, А. П. Бородина, Р. С. Валеев // Техн. отчет ЦИАМ № 6759, 1971. – 165 с.

Поступила в редакцию 09.07.2010

Костюк В.Є., Кирилаш О., Козел Д.В., Степанова Т.В. Економічний метод підвищення точності числового розрахунку коефіцієнтів витрати змішувальних отворів жарової труби

Досліджено вплив топології та розділення розрахункових сіток на точність числових оцінок коефіцієнтів витрати змішувальних отворів жарової труби камер згоряння газотурбінних двигунів на основі рішення тестової задачі про витікання повітря крізь ряд отворів в тонкій стінці каналу у нерухоме середовище за наявності прохідного потоку. Для числового моделювання тривимірної турбулентної течії застосовувалися осереднені за Рейнольдсом стаціонарні рівняння Нав'є-Стокса нестисливої рідини, які замикалися моделлю турбулентності Ші. Запропоновано економічний метод підвищення точності числових оцінок зазначеного параметра на основі застосування блочно-структурзованих не-конформних сіток з ієрархічними структурами.

Ключові слова: жарова труба, змішувальні отвори, коефіцієнт витрати, числове моделювання, розрахункові сітки, топологія, подрібнення, аналіз точності.

Kostyuk V., Kirilash E., Kozel D., Stepanova T. Accuracy enhancement economical method of discharge coefficients numerical computation of flame tube mixing orifices

The influence of the computational grids topology and resolution on the discharge coefficients numerical evaluations accuracy of the gas turbine combustor flame tube mixing orifices is investigated. It is based on the test problem solution of the air outflow through an orifice row in the channel thin wall into the stationary environment in the presence of passing stream. Steady Reynolds averaged incompressible Navier-Stokes equations, closed by Shih turbulence model, are used for numerical simulation of three-dimensional turbulent flow. Accuracy enhancement economical method of specified parameter numerical evaluations on basis of the use of the block-structured nonconformal grids with hierarchical structures is suggested.

Key words: flame tube, mixing orifices, discharge coefficient, numerical simulation, computational grids, topology, refinement, accuracy analysis.

УДК 629.7.023.001.2(082)

А. П. Лукиша

Институт геотехнической механики им. Н. С. Полякова НАН Украины, г. Днепропетровск

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ДВУХ МЕТОДИК РАСЧЕТА МОЩНОСТНОГО КОЭФФИЦИЕНТА ЭФФЕКТИВНОСТИ ПОРИСТЫХ ТЕПЛООБМЕННЫХ КАНАЛОВ

Рассмотрены вопросы создания двух методик расчета мощностного коэффициента эффективности пористых теплообменных элементов, применяемых в составе энергетического оборудования. Приведены фрагменты расчетных данных, а также графики зависимости мощностного коэффициента эффективности от различных расчетных параметров. Показано, в какой области расчетных параметров имеет место энергетическая эффективность пористых цилиндрических каналов при граничных условиях первого рода и движении жидкостного теплоносителя.

Ключевые слова: мощностной коэффициент эффективности, методики расчета, пористый металловолокнистый канал; ламинарный режим движения жидкостного охладителя; граничные условия первого рода.

Актуальной задачей сегодняшнего дня является увеличение эффективности работы различного рода энергетических установок. Одним из путей решения данной задачи является совершенствование работы теплообменного оборудования, входящего в состав различного рода тепловых машин и, в частности, применение пористых высокотеплопроводных теплообменных каналов. Примерами конкретных устройств, где могут применяться такие каналы, могут быть: лопатка газовой турбины, тракт охлаждения ЖРД, пористый ТВЭЛ и т. д. [1]. Преимуществом данных каналов является высокая эффективность передачи тепла от стенки канала к теплоносителю за счет высокой теплопроводности пористого фитиля. Однако эти каналы имеют и значительный недостаток – высокое гидравлическое сопротивление по сравнению с обычными гладкостенными каналами. Целью данной работы является выявление областей параметров пористых структур, в которых выигрыш в теплопередаче перекрывал бы проигрыш в гидравлике, а также сравнение двух методик расчета мощностного коэффициента эффективности пористых структур.

Расчет эффективности пористых теплообменников можно проводить, например, по методике Гухмана А. А. [2], в которой сравниваются три параметра: количество передаваемого тепла – Q , мощность, затрачиваемая на прокачку теплоносителя – N и площадь боковой поверхности каналов – F . При этом два любых параметра из трех перечисленных выше считаются постоянными, а сравнение ведется по третьему. В качестве поверхности для сравнения удобно брать

гладкостенные каналы, имеющие хорошо изученные законы передачи тепла от стенки канала к теплоносителю, а также общеизвестные законы гидравлического сопротивления при различных режимах движения теплоносителя.

Математически, в общем виде, данная методика, применительно к пористым и гладкостенным каналам, записывается в следующем виде:

$$\begin{aligned} 1. \quad Q_p &= Q_{sm}; \quad F_p = F_{sm}; \quad k_N = N_{sm}/N_p \\ Q &= \text{idem}; \quad F = \text{idem}; \quad N = \text{var}. \end{aligned} \quad (1)$$

$$\begin{aligned} 2. \quad N_p &= N_{sm}; \quad F_p = F_{sm}; \quad k_Q = Q_p/Q_{sm} \\ N &= \text{idem}; \quad F = \text{idem}; \quad Q = \text{var}. \end{aligned} \quad (2)$$

$$\begin{aligned} 3. \quad Q_p &= Q_{sm}; \quad N_p = N_{sm}; \quad k_F = F_{sm}/F_p \\ Q &= \text{idem}; \quad N = \text{idem}; \quad F = \text{var}, \end{aligned} \quad (3)$$

где k_N , k_Q , k_F – мощностной, тепловой и поверхностный коэффициенты эффективности пористых каналов; индексы p и sm обозначают пористую и гладкостенную трубу. Если диаметры пористого и гладкостенного каналов одинаковы, то $k_F = k_\xi = (\xi_p/\xi_{sm})$, где $\xi = x/d$ – безразмерная длина канала, x – координата вдоль оси канала, d – диаметр канала. Количество передаваемого каналом тепла может быть рассчитано по одному из двух соотношений:

$$Q = \bar{\alpha} \cdot \Delta t_1 \cdot F \quad (4)$$

$$\text{или} \quad Q = \dot{m} \cdot C_p \cdot (\bar{t}_{\text{вых}} - t_0), \quad (5)$$

где $\bar{\alpha}$ – средний по длине канала коэффициент

теплопередачи; Δt_{\ln} – средний логарифмический температурный напор; $\bar{t}_{\text{вых}}$ – средняя по сечению температура жидкости на выходе из канала; t_0 – температура жидкости на входе в канал; \dot{m} – массовый расход теплоносителя; c_p – изобарная теплоемкость теплоносителя.

Мощность, затрачиваемая на прокачку теплоносителя, рассчитывается по формуле:

$$N = (\Delta P_{mp} \cdot \dot{m})/\rho, \quad (6)$$

где ΔP_{mp} – перепад давления на трение при прокачке теплоносителя, ρ – плотность теплоносителя.

Площадь боковой поверхности в случае сравнения круглых каналов вычисляется по формуле:

$$F = \pi \cdot d \cdot l, \quad (7)$$

где l – длина канала.

Решение задачи о распределении температурного поля в круглом гладкостенном канале при движении однофазного теплоносителя с постоянными физическими свойствами и при граничных условиях первого рода дано в [3]. При этом выражение для средней по сечению канала температуры теплоносителя имеет следующий вид:

$$\bar{\theta} = \frac{\bar{T} - T_w}{T_0 - T_w} = 8 \cdot \sum_{n=0}^{\infty} \left(\frac{B_n}{\varepsilon_n^2} \right) \cdot \exp(-2 \varepsilon_n^2 \frac{1}{Pe} \frac{x}{d}), \quad (8)$$

где ε_n^2 , B_n – собственные значения и постоянные задачи о теплообмене в цилиндрическом гладкостенном канале при граничных условиях первого рода, \bar{T} – среднемассовая температура жидкости на выходе из канала, T_w – температура стенки канала, T_0 – температура жидкости на входе в канал, $Pe = Re \cdot Pr$ – критерий Пекле, $Re = (w \cdot d)/v$ – критерий Рейнольдса при движении несжимаемой жидкости в круглой трубе, w – средняя по сечению канала скорость жидкости, $v = \mu/c$ – коэффициент кинематической вязкости, μ – коэффициент динамической вязкости, $Pr = \mu \cdot c_p / \lambda$ – критерий Прандтля, λ – коэффициент теплопроводности жидкости.

Решение задачи о распределении температурных полей жидкостного теплоносителя и обогреваемой пористой цилиндрической матрицы, при движении сквозь нее жидкости, при постоянной температуре стенки ($t_w = \text{const}$), дано в [1]. При этом выражение для средней по сечению пористого канала температуры жидкости имеет следующий вид:

$$\bar{\theta} = \frac{\bar{t} - t_w}{t_0 - t_w} = 4 \sum_{i=1}^{\infty} \frac{1}{\mu_n^2} \exp(-B_n' \xi) \quad (9)$$

при $\gamma^2 = (h_v \cdot d^2) / \lambda > 10^3$.

В данном случае имеет место режим локального теплового равновесия, когда температуру жидкости и температуру пористого каркаса можно принять равными. В выражении (9)

$$B_n' = [(Pe/2)^2 + 4\mu_n^2]^{1/2} - Pe/2. \quad (10)$$

При $\gamma^2 \leq 10^3$ имеет место режим форсированного теплообмена, когда необходимо учитывать разность температур пористого каркаса и охладителя. При этом выражение для средней по сечению пористого канала температуры жидкости приобретает следующую форму:

$$\bar{\theta} = 4 \cdot \sum_{i=1}^{\infty} \frac{1}{\mu_n^2} \exp(-4\mu_n^2 \xi / Pe(1 + 4\mu_n^2 / \gamma^2)). \quad (11)$$

В выражениях (9)–(11) приняты следующие обозначения: \bar{t} – средняя по сечению пористого канала температура жидкости, t_0 – температура жидкости на входе в пористый канал, t_w – температура стенки пористого канала, $Pe = (G \cdot d \cdot c_p) / \lambda_{pm}$ – модифицированный критерий Пекле потока теплоносителя внутри пористого заполнителя в канале, $G = \dot{m} / F_{cs}$ – удельный массовый расход теплоносителя, F_{cs} – площадь поперечного сечения канала, λ_{pm} – коэффициент теплопроводности пористого материала, μ_n – последовательные корни уравнения $I_0(\mu) = 0$, ($n = 1, 2, 3, \dots$, ($\mu_1 = 2,4048$)) I_0 – функция Бесселя первого рода нулевого порядка, γ^2 – параметр, характеризующий интенсивность внутрипорового теплообмена, h_v – интенсивность объемного внутрипорового теплообмена, $\xi = x/d$ – безразмерная координата, направленная вдоль оси пористого канала. Расчет параметра h_v проводится по критериальным уравнениям вида

$$Nu = a \cdot Re^b \cdot Pr^c, \quad (12)$$

где коэффициенты a , b и c берутся из экспериментальных данных, для конкретного вида пористого материала и теплоносителя.

Критерий Нуссельта в этом уравнении рассчитывается по формуле $Nu = (h_v \cdot (\beta/\alpha)^2) / \lambda_1$, а критерий Рейнольдса вычисляется по соотношению $Re = (G \cdot (\beta/\alpha)) / \beta \cdot \mu$, где α – вязкостный коэффициент сопротивления пористого материала, β – инерционный коэффициент сопротивления пористого материала, λ_1 – теплопроводность теплоносителя.

Обзор экспериментальных работ и перечень критериальных уравнений (12) для конкретных видов пористых материалов и теплоносителей можно найти, например, в [1]. Расчет параметров α и β проводится по эмпирическим соотношениям, получаемым из экспериментальных данных и характеризующим конкретный вид пори-

стого материала. Обзор экспериментов и сводную таблицу по расчету параметров α и β также можно найти в [1].

Расчет гидравлического сопротивления при ламинарном движении несжимаемой жидкости по круглой трубе постоянного поперечного сечения проводится по общезвестному соотношению

$$\Delta P_{mp} = \xi_0 \frac{\rho w_0^2}{2} \cdot \frac{l}{d}; \quad \xi_0 = \frac{64}{Re} \quad (13)$$

или после преобразований

$$\Delta P_{mp} = 32 \frac{\mu w_0}{d} \cdot \frac{l}{d}, \quad (14)$$

где w_0 — скорость теплоносителя на входе в канал.

Гидравлическое сопротивление при движении однофазного несжимаемого теплоносителя сквозь пористый материал можно определить по модифицированному уравнению Дарси

$$\frac{\Delta P_{mp}}{l} = \alpha \mu \frac{G}{\rho} + \beta \frac{G^2}{\rho}. \quad (15)$$

Предварительный расчет средней температуры жидкости, проведенный по зависимостям (9)–(11) для пористых круглых каналов, заполнен-

ных металловолокнистым фитилем, при движении сквозь них охладителя воды, при граничных условиях первого рода, показал, что в такого рода каналах теплообмен завершается на расстоянии в несколько калибров от входа в канал, т.е. на этом расстоянии температура жидкости прогревается до температуры стенки канала (см. рис. 1).

При этих условиях расчет количества передаваемого тепла по зависимости (4) проводить нельзя, т.к. расчет среднего по длине канала коэффициента теплопередачи $\bar{\alpha} = (\bar{N}_u \cdot \lambda)/d = f(Re, Pr)$, полученного для длинных пористых каналов (десятка и сотни калибров), приводит к неверным результатам. Поэтому для расчета количества тепла, передаваемого нагреваемыми пористым и гладкостенным каналами, будем использовать зависимость (5).

Поскольку для многих практических задач большой интерес представляет расчет мощностного коэффициента эффективности, рассчитанного из условия (1), то остановимся более подробно на методике расчета этого коэффициента применительно к пористым цилиндрическим теплообменным элементам для нагрева несжимаемой жидкости при граничных условиях первого рода. При этом условие (1) приведет к следующей результирующей системе уравнений.

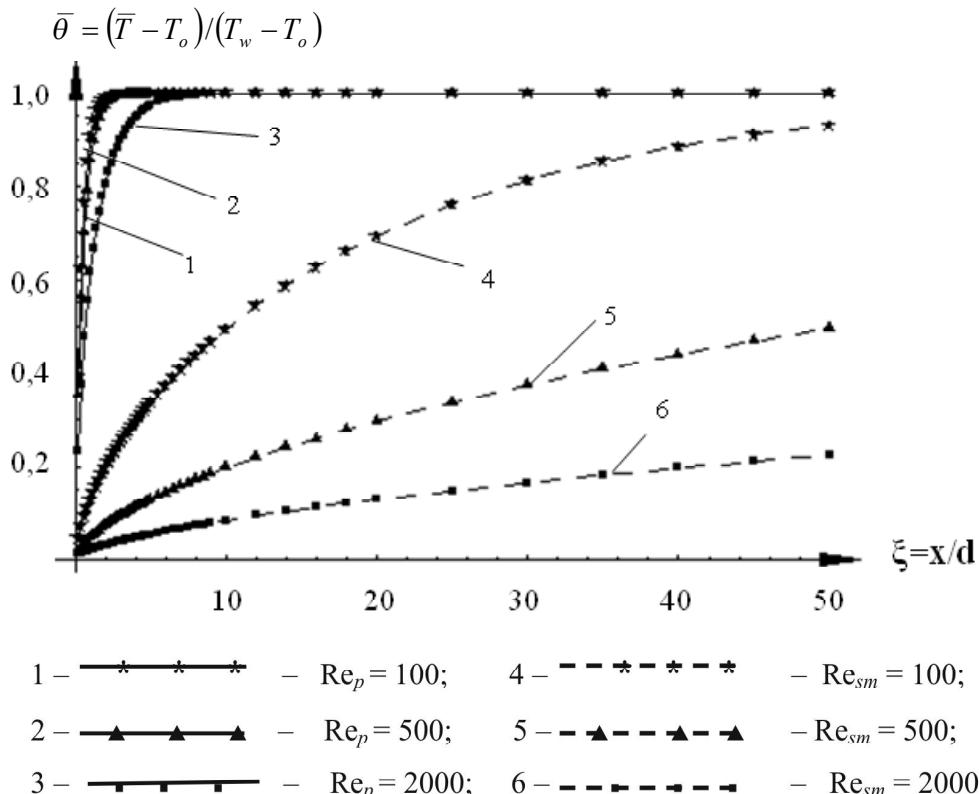


Рис. 1. Распределение средней относительной температуры жидкости вдоль пористого и гладкостенного каналов

$$k_N = \frac{N_{sm}}{N_p} = \left(\frac{32}{d \cdot \beta} \cdot \frac{\xi_{sm}}{\xi_p} \cdot Re_{sm}^2 \right) / \left(Re_p^3 + \frac{\alpha \cdot d}{\beta} \cdot Re_p^2 \right); \quad (16)$$

$$\begin{aligned} Q_p &= Q_{sm} = Re_p \times \\ &\times [1 - 4 \cdot \sum_{i=1}^{\infty} \frac{1}{\mu_n^2} \exp(-4\mu_n^2 \cdot \xi_p / Pe_p (1 + 4\mu_n^2 / \gamma^2))] = \\ &= Re_{sm} [1 - 8 \cdot \sum_{n=0}^{\infty} \left(\frac{B_n}{\varepsilon_n^2} \right) \cdot \exp(-2\varepsilon_n^2 \frac{\xi_{sm}}{Pe_{sm}})] \end{aligned} \quad (17)$$

при $\gamma^2 \leq 10^3$ или

$$k_N = \frac{N_{sm}}{N_p} = \left(\frac{32}{d \cdot \beta} \cdot \frac{\xi_{sm}}{\xi_p} \cdot Re_{sm}^2 \right) / \left(Re_p^3 + \frac{\alpha \cdot d}{\beta} \cdot Re_p^2 \right); \quad (18)$$

$$\begin{aligned} Q_p &= Q_{sm} = Re_p [1 - 4 \sum_{i=1}^{\infty} \frac{1}{\mu_n^2} \exp(-B'_n \xi_p)] = \\ &= Re_{sm} [1 - 8 \cdot \sum_{n=0}^{\infty} \left(\frac{B'_n}{\varepsilon_n^2} \right) \cdot \exp(-2\varepsilon_n^2 \frac{\xi_{sm}}{Pe_{sm}})], \end{aligned} \quad (19)$$

где $B'_n = [(Pe_n/2)^2 + 4M_n^2]^{1/2} - Pe_n/2$

при $\gamma^2 > 10^3$.

Здесь Re_p и Re_{sm} – число Рейнольдса в пористом и гладкостенном каналах; $Pe_p = Re_p \cdot Pr_p = (G \cdot d \cdot c_p) / \lambda_p$ – критерий Пекле пористого канала; $Pe_{sm} = Re_{sm} \cdot Pr_{sm}$; Pr_p и Pr_{sm} – критерий Прандтля пористого и гладкостенного каналов; $G = \dot{m} / F_{cs}$ – удельный массовый расход охладителя; F_{cs} – площадь поперечного сечения; \dot{m} и c_p – расход и теплоемкость жидкости.

Если обратиться к указанному выше замечанию о том, что в пористых каналах прогрев жидкости до температуры стенки происходит на расстоянии в несколько калибров, то можно прийти к выводу о том, что нецелесообразно сравнивать гладкостенный и пористый каналы одинаковой длины, поскольку пористый канал, после завершения в нем теплообмена на короткой длине, работает дальше только как гидравлическое сопротивление. Поэтому представляется логичным несколько видоизменить исходную методику Гухмана А. А. для расчета мощностного коэффициента эффективности применительно к пористым каналам путем введения дополнительного условия для расчета их длины. На первый взгляд оправданным является определение длины пористого канала, исходя из условия завершения теплообмена в нем.

Для этого случая значения выражений в квадратных скобках левых частей уравнений (17) и

(19), представляющих собой среднюю безразмерную температуру жидкости

$$k = 1 - \bar{\vartheta} = (\bar{t} - t_0) / (t_w - t_0), \quad (20)$$

Однако проведенные расчеты показали, что в этом случае мощностной коэффициент эффективности принимает значение меньше 1, т. е. в данных условиях мощность, затрачиваемая на прокачку теплоносителя через пористый канал будет больше, чем мощность, затрачиваемая на прокачку теплоносителя через гладкостенный канал. Попытка нахождения длины пористого канала из дополнительного условия равенства выражения $k = 1 - \bar{\vartheta}$ определенному значению $k = 0,9; 0,8...0,5 < 1$ привела к положительному результату.

Расчет мощностного коэффициента эффективности пористых каналов исходя из условия достижения средней безразмерной температурой жидкости на выходе пористого канала определенной величины $k = 1 - \bar{\vartheta} < 1$ составляет суть первой методики вычислений.

По **первому методу** нахождения величины мощностного коэффициента эффективности k_N , ввиду того, что значение $k = 1 - \bar{\vartheta}$ принимается равным определенной фиксированной величине, вначале из уравнения (17) необходимо найти значение $Re_p = T/k$, где T – правая часть уравнения (17). После этого, путем перебора значений ξ_p от 0 до ξ_{sm} , следует определить то значение ξ_p , при котором выражение (20), или значение выражения в квадратной скобке левой части уравнения (17), будет равняться величине k из диапазона $k = 1-0,5$. Затем найденные значения Re_p и ξ_p необходимо подставить в выражение (16) и найти значение коэффициента k_N . После этого так же можно вычислить значение коэффициента $k_F = F_p / F_{sm}$, соответствующего коэффициенту k_N .

Для данного метода расчета мощностного коэффициента эффективности пористых теплообменных каналов были проведены вычисления для следующих параметров: пористый материал – металловолок, изготовленный из медных волокон диаметром 200 мкм, пористость: $\theta = 0,3; 0,4; 0,5; 0,6; 0,7; 0,8; 0,9$; число Рейнольдса гладкого канала: $Re_{sm} = 100; 200; 300; 500; 1000; 2000$; относительная длина гладкостенного канала $\xi_{sm} = x/d = 2; 5; 20; 50; 100; 500; 1000$; диаметр канала $d = 1, 2, 3, 4, 5, 10, 20, 50$ мм; температура стенки $T_w = 25; 30; 40; 70; 100$ °C; температура жидкости на входе в канал

$T_0 = 20$ °C, относительный перегрев $k = 1 - \bar{\vartheta} = 1,0; 0,9; 0,8; 0,7; 0,6; 0,5$. При расчете коэффициента теплопроводности пористого материа-

ла λ_p использовалась зависимость, полученная в [4] и дающая согласно [5] хорошее согласование с экспериментальными данными. Расчет интенсивности внутрипорового теплообмена проводился с помощью критериального уравнения, взятого из обзора, приведенного в [1]. Данное критериальное уравнение получено экспериментально для пористого материала, изготовленного из волокон:

$$\text{Nu} = 0,007 \text{Re}^{1.2}. \quad (21)$$

Для вычисления параметров α и β использовались следующие соотношения [5]:

$$\alpha = 2,57 \cdot 10^{8 \cdot 0^{-3,91}}; \quad (22)$$

$$\beta = 0,91 \cdot 10^{3 \cdot 0^{-5,33}}. \quad (23)$$

Расчеты были проведены для всего поля параметров, что составляло 70560 точек. Наилучшие результаты расчетов для коэффициента k_N были получены при $k = 0,8$ (см. рис. 7). Фрагмент расчетных данных вычисления по данному методу коэффициента k_N и соответствующего ему коэффициента k_F для значений расчетных параметров $t_w = 25^\circ\text{C}$; $d = 0,005\text{m}$; $\xi_{sm} = x/d = 20$; $k = 0,8$ представлен в таблицах 1 и 2.

Таблица 1 – $k_N = f(\text{Re}_{sm}, \theta)$ (метод 1) $T_0 = 20^\circ\text{C}$; $T_w = 25^\circ\text{C}$; $x/d = 20$; $d = 0,005\text{m}$; $k = 0,8$

Пористость, θ	Число Рейнольдса в гладкостенном канале Re_{sm}		
	500	1000	2000
0,3	0,002	0,004	0,009
0,4	0,008	0,018	0,042
0,5	0,026	0,060	0,138
0,6	0,066	0,148	0,347
0,7	0,136	0,309	0,707
0,8	0,251	0,553	1,232
0,9	0,343	0,720	1,501

Таблица 2 – $k_F = f(\text{Re}_{sm}, \theta)$ (метод 1) $T_0 = 20^\circ\text{C}$; $T_w = 25^\circ\text{C}$; $x/d = 20$; $d = 0,005\text{m}$; $k = 0,8$

Пористость, θ	Число Рейнольдса в гладкостенном канале Re_{sm}		
	500	1000	2000
0,3	2,941	3,077	3,175
0,4	4,000	4,167	4,348
0,5	5,000	5,263	5,405
0,6	6,061	6,061	6,250
0,7	6,667	6,667	6,667
0,8	7,143	6,897	6,667
0,9	6,061	5,556	5,000

Вторым методом расчета коэффициента k_N может быть метод, основанный на определении длины пористого канала исходя из условия минимизации значения мощности, затрачиваемой на прокачку охладителя через пористый канал.

При этом в качестве независимой переменной, по которой происходит минимизация, является величина k , определяемая по соотношению (20). Ее значения последовательно перебираются в диапазоне $k = 0,6 - 1,0$, поскольку из расчета величины k_N по первому методу известно, что максимум зависимости $k_N = f(k)$ находится в районе $k \approx 0,8$. При этом методика расчета оптимизационного коэффициента эффективности k_N будет выглядеть следующим образом. Значения k последовательно перебираются в интервале $k = 0,6 - 1,0$ с шагом 0,01. При заданном значении k из уравнения (17) или (19) находится значение числа Рейнольдса в пористом канале по соотношению:

$$\text{Re}_p = T/k, \quad (24)$$

где T – правая часть уравнения (17) или (19), которая может быть рассчитана при известном задаваемом сочетании параметров пористого канала T_0 , T_w , Re_{sm} , d . Далее, перебирая в цикле значения относительной длины пористого канала от $\xi_p = 0,1$ до $\xi_p = \xi_{sm}$, находим то значение ξ_p , при котором квадратная скобка левой части уравнения (17) или (19), при вычисленном из условия (24) значении Re_p , принимает значение k . Далее, при известном сочетании параметров k , ξ_p , Re_p находим мощность N_p , передаваемую пористым каналом и поверхностный (геометрический или размерный) коэффициент эффективности, $k_F = \xi_{sm} / \xi_p$, соответствующий заданному значению k . Перебирая значения k во всем заданном интервале $k = 0,6 - 1,0$ и вычисляя при каждом значении k величины N_p и k_F , получаем два массива чисел, из которых при помощи опций MINVAL и MINLOC, реализуемых в среде FORTRAN FPS 4.0, находим минимальное значение N_{pmin} и соответствующее ему значение k_F . Минимальное значение N_p выбирается для того, чтобы получить максимальное значение k_N по соотношению (16). Пример вычисления коэффициента k_N по оптимизационной методике для значений параметров $t_w = 25^\circ\text{C}$; $d = 0,005\text{m}$; $\xi_{sm} = x/d = 20$ приведен в табл. 3. Соответствующие этому значению коэффициент k_F и параметр k приведены соответственно в таблицах 4 и 5.

Если в процессе расчета ЭВМ перебирала все значения ξ_p в интервале $0 - \xi_{sm}$ для конкретного k и рассчитанного Re_p и не находила решения уравнения $A = k$, где A – выражение в квадратной скобке правой части уравнения (17) или (19), то величине k_N присваивалось значение $k_N = -1$, означающее, что при данном сочетании расчетных параметров решения задачи не существует.

Сравнение расчетных данных по двум, приведенным выше, различным методикам, показывает их практически полное совпадение, что может служить подтверждением корректности расчетов при отсутствии прямых экспериментальных данных.

Таблица 3 – $k_N = f(\text{Re}_{sm}, \theta)$ (метод 2 – оптимизация) $T_0 = 20^\circ\text{C}$; $T_w = 25^\circ\text{C}$; $x/d=20$; $d = 0,005$ м

Пористость, θ	Число Рейнольдса в гладкостенном канале Re_{sm}		
	500	1000	2000
0,3	0,002	0,004	0,009
0,4	0,008	0,019	0,043
0,5	0,026	0,060	0,139
0,6	0,067	0,154	0,352
0,7	0,141	0,323	0,729
0,8	0,253	0,559	1,236
0,9	0,354	0,733	1,510

Таблица 4 – $k_F = f(\text{Re}_{sm}, \theta)$ (метод 2 – оптимизация) $T_0 = 20^\circ\text{C}$; $T_w = 25^\circ\text{C}$; $x/d=20$; $d = 0,005$ м

Пористость, θ	Число Рейнольдса в гладкостенном канале Re_{sm}		
	500	1000	2000
0,3	3,448	3,390	3,774
0,4	5,000	4,762	5,263
0,5	6,897	7,143	6,897
0,6	6,667	7,692	6,897
0,7	7,692	8,000	7,692
0,8	8,000	8,000	7,692
0,9	7,143	6,667	4,651

Таблица 5 – Параметр $k = f(\text{Re}_{sm}, \theta)$ (метод 2) $T_0 = 20^\circ\text{C}$; $T_w = 25^\circ\text{C}$; $x/d = 20$; $d = 0,005$ м

Пористость, θ	Число Рейнольдса в гладкостенном канале Re_{sm}		
	500	1000	2000
0,3	0,75	0,77	0,75
0,4	0,73	0,76	0,74
0,5	0,70	0,70	0,72
0,6	0,77	0,73	0,77
0,7	0,76	0,75	0,76
0,8	0,76	0,75	0,75
0,9	0,75	0,74	0,83

Анализ проведенных расчетов мощностного коэффициента эффективности показывает следующую тенденцию его поведения при изменении расчетных параметров модели. Значение данного коэффициента изменяется обратно пропорционально изменению диаметра канала d , температурного напора $t_w - t_0$, и длины сравниваемого гладкостенного канала ξ_{sm} . Значение этого же коэффициента изменяется прямо пропорционально изменению пористости θ и числу Рейнольдса в сравниваемом гладкостенном канале Re_{sm} . Графики изменения коэффициента k_Q в зависимости от диаметра канала d , температуры

стенки t_w , числа Рейнольдса в сравниваемом гладкостенном канале Re_{sm} , относительной длины гладкостенного канала, пористости и средней безразмерной температуры жидкости на выходе из канала $k = 1 - \frac{t_w}{T_0}$ представлены на рисунках 2–7. Исходными параметрами для расчета графиков были следующие точки: пористость $\theta = 0,9$; число Рейнольдса гладкого канала: $\text{Re}_{sm} = 2000$; относительная длина гладкостенного канала $\xi_{sm} = x/d = 20$; диаметр канала $d = 5$ мм; температура стенки $T_w = 25^\circ\text{C}$; температура жидкости на входе в канал $T_0 = 20^\circ\text{C}$; значение средней безразмерной температуры жидкости на выходе из канала $k = (1 - \frac{t_w}{T_0}) = 0,8$.

Увеличение коэффициента эффективности с ростом числа Рейнольдса можно объяснить существенным отклонением друг от друга кривых распределения средних температур жидкости по длине пористого и гладкостенного канала при росте Re_{sm} (см. рис. 1).

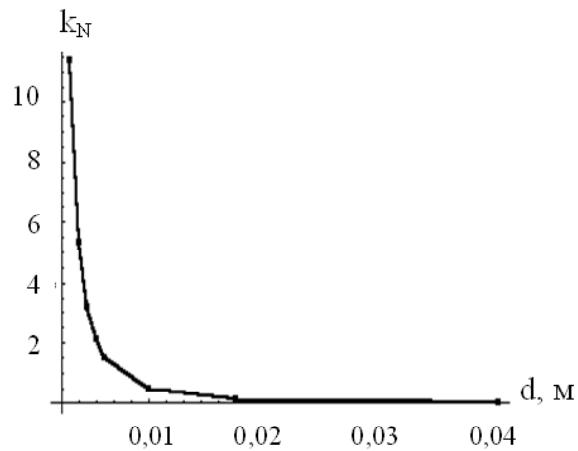


Рис. 2. Зависимость мощностного коэффициента k_N от диаметра канала $k_N = f(d, \text{м})$

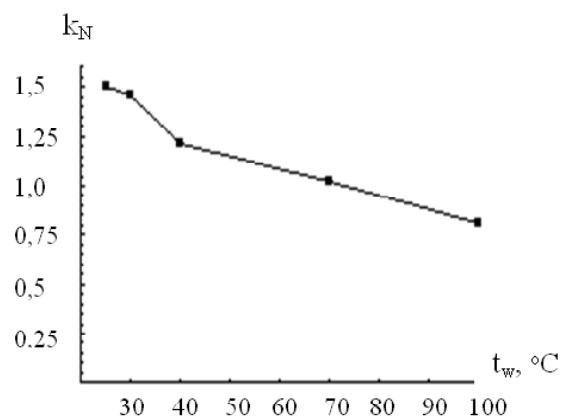


Рис. 3. Зависимость мощностного коэффициента k_N от температуры стенки $k_N = f(t_w, ^\circ\text{C})$

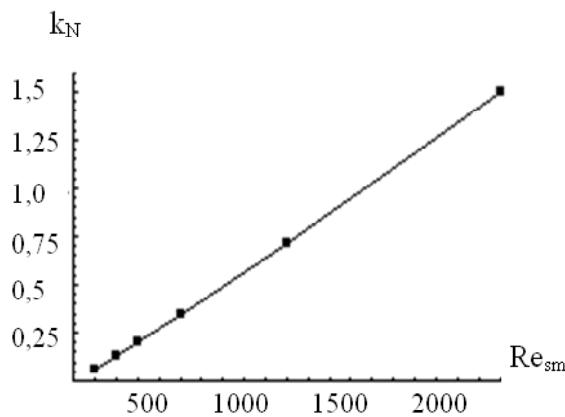


Рис. 4. Зависимость мощностного коэффициента эффективности k_N от числа Рейнольдса относительной длины гладкостенного канала $k_N = f(Re_{sm})$

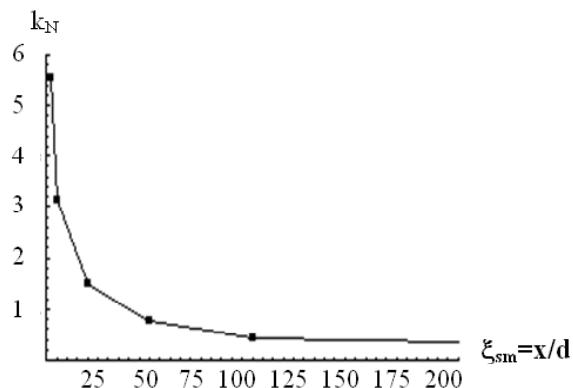


Рис. 5. Зависимость мощностного коэффициента эффективности k_N от канала $k_N = f(x_{sm} = x/d)$

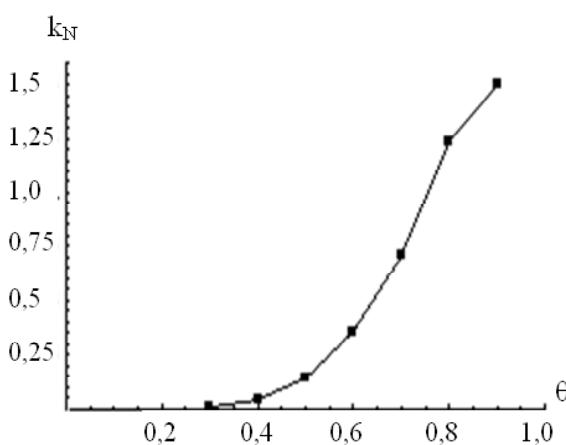


Рис. 6. Зависимость мощностного коэффициента эффективности k_N от пористости канала $k_N = f(\theta)$

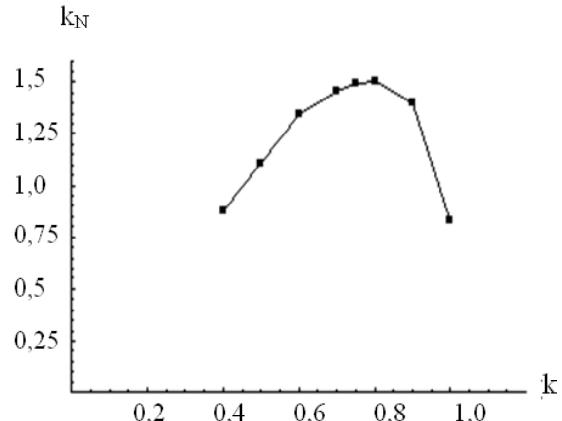


Рис. 7. Зависимость мощностного коэффициента эффективности k_N от параметра k : $k_N = f(k)$

Выводы

1. Наибольшая величина мощностного коэффициента эффективности пористых каналов при граничных условиях первого рода (для следующих расчетных параметров: $d = 0,005$ м; $x/d = 20$; $Re_{sm} = 2000$; $i = 0,9$; $t_w = 25$ °C; $t_0 = 20$ °C), полученная для металловолокна, составляет $k_N = 1,51$

2. Положительные значения мощностного коэффициента эффективности пористых каналов при движении жидкостного охладителя и граничных условиях первого рода могут быть достигнуты при числе Рейнольдса в сравниваемом гладкостенном канале $Re_{sm} \approx 2000 \div 2300$ и пористости канала $\theta = 0,8 \div 0,9$ (см. табл. 1).

3. Получено полное совпадение расчетных данных вычисления мощностного коэффициента эффективности пористых структур k_N по двум приведенным выше методикам, что может служить подтверждением корректности расчетов при отсутствии прямых экспериментальных данных.

4. В качестве рекомендации, можно предложить универсальный (объединенный) метод нахождения мощностного коэффициента эффективности пористых каналов. Вначале по первой методике необходимо найти длину пористого канала, на которой в нем завершается теплообмен, а затем по второй методике искать максимальное значение передаваемого пористым каналом тепла не на всей длине $0 - \xi_{sm}$, а на участке $0 - \xi_p$ ($\bar{\vartheta} = 1$).

5. Проведенный анализ показывает необходимость дальнейшего проведения исследований с целью выявления новых областей параметров пористых структур, в которых имеет место энергетическая эффективность пористых каналов по сравнению с традиционными каналами с гладкой стенкой.

Перечень ссылок

1. Поляев В. М. Гидродинамика и теплообмен в пористых элементах конструкций летательных аппаратов / В. М. Поляев, В. А. Майоров, Л. Л. Васильев. – М. : Машиностроение, 1988. – 168 с.
2. Гухман А. А. Интенсификация конвективного теплообмена и проблема сравнительной оценки теплообменных поверхностей / А. А. Гухман. – Теплоэнергетика. – 1977. – № 4. – С. 5–8.
3. Петухов Б. С. Теплообмен и сопротивление при ламинарном течении жидкости в трубах / Б. С. Петухов. – М. : Энергия, 1967. – 411 с.
4. Singh B. S. Experimental study of the effective thermal conductivity of liquid saturated sintered fiber metal wicks / B. S. Singh, A. Dybbs, F. A. Lyman // Int. J. Heat and Mass Transfer, 1973. – № 16. – Р. 1–12.
5. Косторнов А. Г. Проницаемые металлические волокновые материалы / А. Г. Косторнов. – К. : Техника, 1983. – 128 с.

Поступила в редакцию 25.05.2010

Лукіша А.П. Порівняльний аналіз двох методик розрахунку потужністного коефіцієнта ефективності пористих теплообмінних каналів

Розглянуто питання створення двох методик розрахунку потужністного коефіцієнта ефективності пористих теплообмінних елементів, які застосовують у складі енергетичного устаткування. Приведено фрагменти розрахункових даних, а також графіки залежності потужністного коефіцієнта ефективності від різних розрахункових параметрів. Показано, у якій області розрахункових параметрів має місце енергетична ефективність пористих циліндрических каналів при граничних умовах першого роду і русі рідинного теплоносія.

Ключові слова: потужністний коефіцієнт ефективності, методики розрахунку, пористий металловолокнистий канал, ламінарний режим руху рідинного охолоджувача; граничні умови першого роду.

Lukisha A.P. Comparative analysis of two methods of calculating power coefficient efficiency of porous heat channels

The problems of development of two procedures of calculation of power coefficients of efficiency of porous heat exchange devices used in a composition of energy inventory are surveyed. As the fragments of calculation data, so the diagrams of dependence of power coefficients of efficiency from various parameters are given. The area of parameters is shown, where the energy efficiency of porous cylindrical channels takes place at boundary conditions of the first kind and at motion of the liquid coolant.

Key words: power coefficient of efficiency, procedures of calculation, porous metal-felt channel, laminar regime of a motion of liquid coolant; first-type boundary conditions.

УДК 621.793.6:669.245

Г. И. Пейчев, канд. техн. наук [B. E. Замковой, Н. В. Андрейченко]

Государственное предприятие «Ивченко-Прогресс», г. Запорожье

ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ РАБОЧИХ ЛОПАТОК ТУРБИНЫ ИЗ ВЫСОКОПРОЧНЫХ ЖАРОСТОЙКИХ ЛИТЫХ СПЛАВОВ НА ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ УСТАНОВКАХ

В статье приведены особенности разрушения хвостовиков рабочих лопаток турбины во время эксплуатации в составе энергетических установок и результаты исследования продуктов коррозии, выявленных в зоне развития трещин.

Ключевые слова: рабочие лопатки, разрушение хвостовиков, энергетические установки, трещины, коррозия.

Введение

На предприятии ЗМКБ «Прогресс» использование разработок авиационной техники применительно к другим отраслям промышленности всегда было приоритетным. Так, модернизации авиационных двигателей нашли применение на буровых установках, на кораблях и т. д. Более десяти лет назад наше предприятие открыло новое направление технических разработок – это создание энергетических установок для газоперекачивающих станций на базе существующих авиационных двигателей разработки нашего предприятия.

Поскольку условия эксплуатации энергетических установок имеют много отличий от работы авиационных двигателей, всем специалистам пришлось приложить много усилий при разработке данного проекта. Так, металлургам пришлось пойти на замену ряда материалов и защитных покрытий, более адаптированных к требованиям эксплуатации энергетических установок. В частности, очень важное отличие работы лопаток турбины на этих установках по сравнению с авиационными двигателями – это безотказная работа в течение очень длительного времени (при достаточно большом межремонтном ресурсе) в жестких коррозионных условиях. В отличие от авиационных двигателей, установки ГПС (газоперекачивающие станции) работают на газе, который содержит агрессивные компоненты, по отношению к никелевым сплавам. Являясь стационарными установками на земле, они также могут подвергаться воздействию абразивных частиц типа песка и влаги, в худшем случае – морской воды.

При разработке авиационных двигателей, их доводке или сопровождению в эксплуатации, происходили разрушения на хвостовиках рабочих лопаток турбины различных ступеней, из

различных литых жаропрочных материалов типа ЖС, отлитых методом равноосной кристаллизации и высокоскоростной направленной кристаллизации. Имели место различные факторы, которые в той или иной мере провоцировали или способствовали разрушению лопаток, но, тем не менее, как правило, мы довольно успешно диагностировали характер разрушения по микроструктурным признакам развития микротрещин или фрактографии изломов.

При выходе энергетических установок для газоперекачивающих станций на большие ресурсы мы столкнулись с особым типом разрушения хвостовиков рабочих лопаток, которого не наблюдали на лопатках авиационных двигателей.

1 Формулирование проблемы

В настоящей статье приведены особенности разрушения хвостовиков рабочих лопаток турбин при эксплуатации в составе энергетических установок и результаты исследования продуктов коррозии, обнаруженных в зоне развития трещин.

2 Материалы и методика исследования

В качестве объекта исследования была выбрана рабочая лопатка ТНД с ГТП (газотурбинный привод) после эксплуатации в течение 17599 ч, на хвостовике которой при контроле ЛЮМ1-ОВ была выявлена трещина у подножия первого, считая от пера, зуба. Аналогичные трещины были выявлены на большом количестве других лопаток этого моторокомплекта. Материал лопаток – сплав ЖС26-ВИ отливки ВСНК (высокоскоростная кристаллизация).

В исследовании использовались следующие методы:

- микроанализ трещины на оптическом микроскопе OLYMPUS IX70. Микроанализ проводился на микрошлифе, изготовленном по поверхно-

сти торца хвостовика со стороны выходной кромки (место выхода трещины на торец), поперек развития трещины вдоль паза. Исследовались шлифы в нетравленом состоянии и после травления в электролите № 18;

- фрактография излома вскрытой трещины на микроскопе OLYMPUS IX70 и на электронном микроскопе JSM-T300;

- исследование продуктов коррозии во всех конструкциях трещины и матрицы вокруг нее на микрорентгеновском анализаторе суперпроба JXA-8200 (компания Tokyu Boeki CIS производитель компания JEOL). Исследование производилось на микрошлифе, выполненный на поверхности торца хвостовика со стороны выходной кромки по месту выхода трещины на торец. Исследовался шлиф в нетравленом состоянии.

3 Результаты исследования

3.1 Микроанализ

На рис. 1, 2 приведены внешний вид исследуемой трещины на хвостовике рабочей лопатки и микрошлиф, выполненный по поверхности торца хвостовика.

Микроанализ установил следующие особенности развития трещины:

- в основном, трещина развивается по плоскостям семейства {001};
- в очаге трещина раскрыта, удаляясь к периферии она становится более тонкая, имеет множество ответвлений и на острие своего развития



Рис. 1. Внешний вид трещины



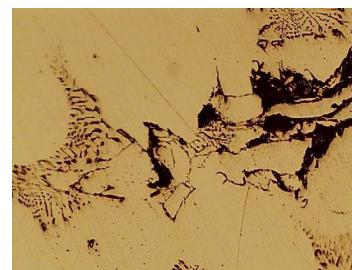
Рис. 2. Вид трещины на микрошлифе

превращается в пучок разнонаправленных несплошностей (паутинок), заполненных веществом серого цвета аморфного вида;

- на пути своего развития в трещине отмечаются участки с образованием сгустков продуктов коррозии серого цвета аморфного вида, при полном отсутствии обезлегирования берегов трещины;

- окисление карбидов в колониях типа «китайского шрифта». Эти карбиды, выделяясь в лопатках, отливаемых методом ВСНК, по плоскостям семейства {001}, образуют каркас материала по плоскостям, взаимно перпендикулярным друг другу.

Вид трещин на микрошлифе проиллюстрирован на рис. 3.



× 200



× 500

Рис. 3. Вид микротрещины на острие развития

3.2 Фрактография излома вскрытой трещины

При исследовании излома по вскрытой трещине обнаружены следующие особенности:

- многоочаговый характер разрушения, направление развития от острого угла по диагонали (рис. 4);
- сильное окисление очаговой зоны до черного цвета и окисление до соломенного цвета на периферии;

- специфика излома – это чередование участков статического отрыва по колониям карбидов в плоскостях семейства {001} и фасетки с ручистым узором (рис. 5). Такой излом можно достоверно отнести к хрупкому типу разрушения, но однозначно указать механизм разрушения – затруднительно. При электронной фрактографии признаки многоциклового разрушения выявлены только на границе с доломом, в целом по излому они отсутствуют (рис. 5).



Рис. 4. Излом по трещине

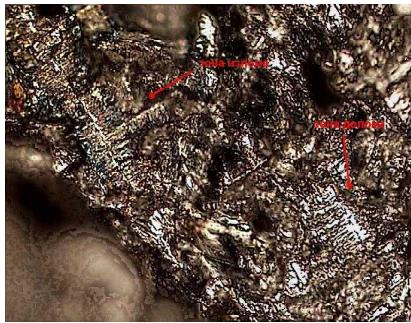


Рис. 5. Фрагмент излома в очаге

3. 3 Исследование продуктов коррозии в конструкциях трещины

Исследование продуктов коррозии в трещине производилось по шлифу на микрорентгеновском анализаторе суперпроба JXA-8200. Результаты анализа показали следующее:

- кроме элементов, входящих в состав лопаток, в зоне исследования обнаружены такие элементы как O, S, Na;
- сера сконцентрирована, в основном, в русле трещины и в матрице в очаговой зоне;
- в микроструктурных образованиях, заполненных аморфными продуктами, были выявлены кислород, натрий, повышенное содержание титана, вольфрама и существенно никеля.

Результаты исследования продуктов коррозии показали, что в самой трещине и в зонах, прилежащих к ней, имеются элементы, которые не только вызывают и ускоряют коррозионные процессы, но и могут вызывать коррозионное растрескивание в условиях действия высоких нагрузок.

По результатам исследования однозначно можно сказать, что в данном случае разрушение хвостовиков произошло по типу коррозионного растрескивания. Под коррозионным растрескиванием [1] обычно понимают самопроизволь-

ное разрушение металла при одновременном воздействии на него некоторых коррозионных средств и статических (независимо, внутренних или приложенных извне) растягивающих напряжений. Опасность коррозионного растрескивания – в непредсказуемости момента разрушения. Если при общей коррозии, которая наблюдается на пере лопаток при повреждении защитных покрытий, происходит разрушение конструкции вследствие уменьшения ее «живого» сечения, что визуально можно обнаружить, то при коррозионном растрескивании никаких внешних признаков разрушения может не быть, как в нашем случае, поскольку трещины развиваются обычно без видимых продуктов коррозии на поверхности металла.

Несмотря на все большее внимание, которое мы уделяем исследованию коррозионного растрескивания, полное понимание сущности этого явления не достигнуто. Это объясняется огромной сложностью процесса, множества влияющих отдельных факторов, поэтому предположения строятся из теоретических предпосылок на основе химических реакций.

Просматривается версия, так называемого, сульфидного растрескивания, или «сероводородная хрупкость». Растрескивание наблюдается в сероводородных средах в присутствии влаги. Считается, что причина сероводородной хрупкости – проникновение в металл водорода, образующегося в протонном виде, в результате электрохимической коррозии в водных растворах сероводорода. Атомарный водород способен дифундировать в кристаллической решетке металла, достигая микротрешин, пустот, где он накапливается, образует молекулярный водород, создающий по мере накопления огромное давление. Такое давление в сочетании с приложенными растягивающими напряжениями приводит к внезапным разрушениям. Подобный процесс называют водородным охрупчиванием и мы столкнулись с ним при отработке техпроцесса изготовления лопаток, отливаемых методом ВСНК из сплавов ЖС32-ВИ и ЖС26-ВИ. Разрушение происходило также по плоскостям семейства {001} и излом имел специфический плоский рельеф по колониям карбидов, располагающихся в междендритных пространствах. Аналогичные топографические конструкции излома присутствуют и при разрушении хвостовиков в эксплуатации, что и наводит на аналогию механизма разрушения по типу водородного охрупчивания.

В настоящий момент проводятся мероприятия по замене материалов для рабочих лопаток на более коррозионностойкие с повторным упрочнением зубьев хвостовика, что по литературным источникам благоворно противостоит разрушению.

Перечень ссылок

1. Идельчик Б. М. Защита от коррозии компрессорных машин / Б. М. Идельчик, А. Е. Ляшенко. — Ленинград : Машиностроение, 1984. — 120 с.

2. Никитин В. И. Коррозия и защита лопаток газовых турбин /Ленинград : Машиностроение, 1987. — 272 с.

Поступила в редакцию 17.05.2010

Пейчев Г.І., Замковий В.Є., Андрійченко Н.В. Особливості руйнування робочих лопаток турбіни з високоміцних жаростійких литих сплавів на енергетичних установках

В статті наведено особливості руйнування хвостовиків робочих лопаток турбіни під час експлуатації у складі енергетичних установок та результати дослідження продуктів корозії, виявлених в зоні розповсюдження тріщин.

Ключові слова: робочі лопатки, руйнування хвостовиків, енергетичні установки, тріщини, корозія.

Peychev G., Zamkovoy V., Andreychenko N. Features of fracture of the working blades tour bin a from high-strength cast alloys heat-resistant to power plants

The article describes peculiarities of destruction occurred with blade roots of the turbine when operated as integrated in power units, and the results of investigations conducted with a corrosion detected at a zone of crack development.

Key words: blades, blade root breakdown, power generating systems, cracks, corrosion.

УДК 629.7.036:539.4

**Канд. техн. наук А. В. Петров, канд. техн. наук А. В. Шереметьев,
И. В. Хоменко**

Государственное предприятие «Ивченко-Прогресс», г. Запорожье

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСНОВНЫХ ФАКТОРОВ, ВЛИЯЮЩИХ НА УРОВЕНЬ ДИНАМИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ В ЦЕНТРОБЕЖНЫХ КОЛЕСАХ АВИАЦИОННЫХ ГТД

Проведен анализ влияния конструктивных, технологических и газодинамических факторов на уровень динамических напряжений в центробежных колесах авиационных ГТД. Предложены практические методы снижения их динамической напряженности.

Ключевые слова: центробежное колесо, динамические напряжения, резонанс, диффузор, авиационный ГТД, влияющие факторы.

Введение

Центробежные колеса (ЦБК) современных авиационных ГТД являются сложными динамическими системами, которым присущи сложные геометрия и конструкция, связанные колебаний лопаток и диска, высокий уровень возбуждения колебаний, отсутствие конструкционного демпфирования и др. Все это делает отстройку от опасных резонансов и снижение уровня динамических напряжений в ЦБК сложным процессом при их проектировании и доводке [1–3]. Поэтому обеспечение динамической прочности ЦБК является важной научной и практической задачей.

Постановка задачи исследования

Возникающие в ходе доводки и при эксплуатации дефекты ЦБК, как правило, имеют усталостный характер и возникают при наличии опасных резонансных колебаний с повышенным уровнем напряжений. Возникновение опасных резонансов с гармониками возбуждения, равными или кратными явным возбудителям (стойки опор корпусов, лопатки диффузора, лопатки направляющих аппаратов и др.). Степень опасности того или иного резонанса определяется тензометрированием, по результатам которого принимается решение об отстройке от конкретного резонанса.

Таким образом, необходимо исследовать влияние факторов, оказывающих основное влияние на динамические напряжения в ЦБК как при колебаниях по первым (лопаточным) формам, так и по высокочастотным формам колебаний, при которых имеют место связанные колебания лопаток и диска ЦБК.

Влияние основных факторов на вибранапряженность ЦБК

В данной работе приводится анализ влияния

конструктивных, технологических и газодинамических факторов на уровень динамических напряжений в ЦБК, а также практические методы их снижения.

Влияние точности изготовления лопаток ЦБК

Технологические отклонения формы проточной части лопаток ЦБК приводят в первую очередь к изменению их собственных частот.

В работе [1] установлено, что разночастотность лопаток ЦБК оказывает меньшее влияние на уровень максимальных динамических напряжений в ЦБК по сравнению с аналогичным влиянием для моноколес осевых ступеней, что в первую очередь определяется связью колебаний лопаток и диска ЦБК.

Однако, в данном случае, в ЦБК с измененным спектром собственных частот могут возникнуть новые резонансы с повышенным уровнем динамических напряжений, находящиеся в рабочем диапазоне частот вращения и требующие выполнения специальных работ по их устранению.

На рис. 1 приведена резонансно-частотная диаграмма ЦБК, лопатки которого имеют отклонения в сторону уменьшения толщины от ТУ чертежа (зона А), вследствие чего из-за снижения их собственных частот имел место опасный резонанс по первой форме колебаний на взлетном режиме с гармоникой возбуждения $K = 4$, равной числу стоек в корпусе. Диапазон собственных частот лопаток колеса, изготовленных в соответствии с ТУ по чертежу представлен на частотной диаграмме зоной Б (рис. 1). При этом в диапазоне рабочих оборотов опасный резонанс отсутствует, а уровень динамических напряжений в ЦБК не достигает опасного уровня.

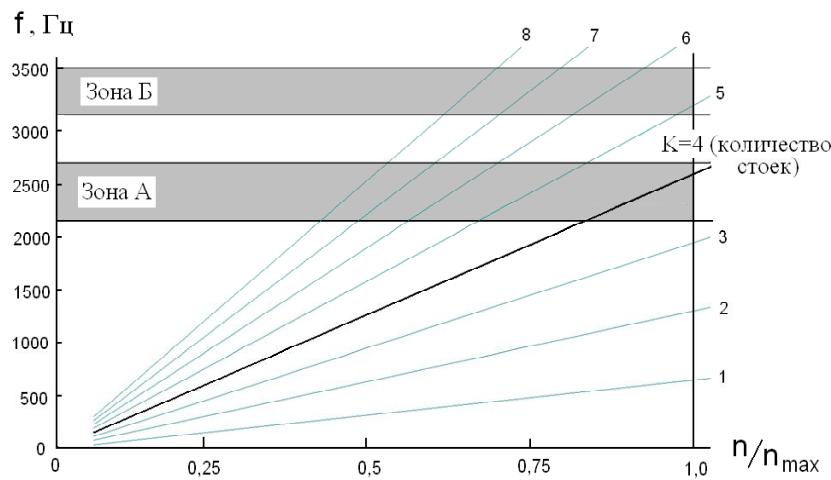


Рис. 1. Резонансно-частотная диаграмма лопаток ЦБК при колебаниях по первой форме:
зона А – лопатки с отклонениями по толщинам; зона Б – лопатки соответствуют ТУ чертежа

Таким образом, повышение точности изготовления ЦБК и их элементов в сочетании с мероприятиями частотного контроля позволяют обеспечить их бездефектную эксплуатацию.

Влияние конструктивных доработок геометрии ЦБК

Доработка лопаток

При проектировании и доводке ЦБК возможно возникновение резонансных колебаний с повышенным уровнем динамических напряжений по первой основной (лопаточной) форме колебаний с гармоникой возбуждения, равной количеству стоек корпуса на входе. При этом связанность колебаний лопаток и диска ЦБК обычно небольшая. Достаточно близкое расположение собственной частоты лопатки колеса по отношению к гармонике возбуждения представляет определенную опасность для динамической прочности колеса и требует доработки лопатки с целью повышения ее собственных частот и отстройки от опасного резонанса [1, 2].

Путем введения конструктивных доработок в геометрию лопаток необходимо повысить значение собственной частоты выше резонансной частоты с запасом не менее 10%. Как показывает опыт проектирования ЦБК, утолщения корневых сечений лопаток обычно достаточно для того,

чтобы вывести резонанс с высоким уровнем напряжений за пределы рабочих оборотов.

Для устранения опасных резонансов и снижения вибронапряженности ЦБК существуют различные варианты доработок их лопаток, дающие возможность повысить их собственные частоты и вывести резонансы по первым нескольким формам колебаний за пределы рабочего диапазона частот вращения:

а) обрезка уголков лопаток на входе по линейному закону на величину от нуля в корневом сечении до выбранной величины на периферии;

б) утолщение лопаток на периферии от входа до места расположения узловой линии на требуемую величину;

в) утолщение лопаток по высоте в корневой части до нуля на периферии.

Влияние предложенных выше доработок геометрии лопаток на отстройку от резонанса по второй лопаточной форме колебаний с повышенным уровнем динамических напряжений, в процентном соотношении, показано в таблице 1. В указанной таблице приведен пример доработок лопаток ЦБК, на котором имели место повышенные динамические напряжения при колебаниях, вызванных окружной неравномерностью потока, создаваемые 7-ю стойками.

Таблица 1 – Влияние доработок лопаток ЦБК на их собственные частоты и запас от опасного резонанса

Вариант доработки лопатки	Исходный вариант	Обрезка уголка на 3 мм	Обрезка уголка на 4 мм	Утолщение периферии
Спектр собственных частот, Гц	3101	3235	3293	3315
	5950*	6629*	6901*	6470*
	7428	7743	7871	9277
	10242	11028	11277	12286
Запас по частоте от гармоники $K = 7$, %	Резонанс	6,4	10,8	3,85

Таким образом, отстройку от опасных резонансов ЦБК при колебаниях по первым нескольким низкочастотным формам колебаний целесообразно проводить путем доработки геометрии лопаток.

Доработка диска

Связанность колебаний лопаток и диска особенно характерна для высоконапорных центробежных колес относительно большой размерности. В крупногабаритных ЦБК с относительно тонким диском могут возникать резонансные колебания по высокочастотным дисковым формам колебаний с гармониками возбуждения, равными количеству лопаток диффузора. В таких случаях причиной дефектов ЦБК может являться повышенный уровень динамических напряжений, возникающий в результате интенсивных колебаний его ободной части [1, 3].

Отстройка от опасных резонансов и устранение возможных дефектов ЦБК на этапе доводки двигателя вызывают необходимость изменения его конструктивных и газодинамических параметров - в первую очередь геометрии диска, поскольку в случае связанных колебаний доработки геометрии лопаток, как правило, малоэффективны. В данном разделе приведен анализ влияния конструктивных доработок геометрии диска на динамические характеристики и вибронапряженность ЦБК.

В качестве примера рассмотрим исходный вариант конструкции ЦБК с ребордой на диске (рис. 2, а). Исследования частотных характеристик и вибронапряженности исходного ЦБК показывают, что:

- ЦБК представляет собой единую колебательную систему, о чем свидетельствует связность колебаний лопаток и диска;

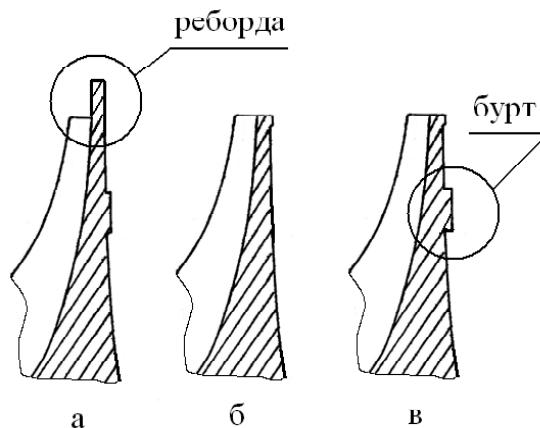


Рис. 2. Варианты конструктивной доработки ободной части диска ЦБК:

а – диск с ребордой (исходный); б – диск без реборды; в – диск без реборды, но с кольцевым буртом

- колебания лопаток и диска ЦБК имеют резонансный характер и вызываются гармониками окружной неравномерности потока, а также лопатками диффузора.

- номер гармоники, вызывающей резонансные колебания колеса, равен количеству узловых диаметров резонирующей формы колебаний;

- наибольшие динамические напряжения фиксируются в периферийной части диска.

Рассмотрены два варианта доработки геометрии диска ЦБК – удаление реборды (рис. 2, б) и введение дополнительного бурта для увеличения жесткости ободной части диска (рис. 2, в). Влияние доработок геометрии диска ЦБК на его вибронапряженность показано на рис. 3 и 4.

Как видно из рис. 3, при колебаниях ЦБК по низким формам, вызываемых окружной неравномерностью потока, уровень динамических напряжений в полотне диска центробежного колеса с обрезанной ребордой снизился более чем на 40 %.

Увеличение жесткости полотна диска позволило повысить значения собственных частот, однако не настолько, чтобы опасный резонанс сместился за пределы рабочего диапазона частот вращения ротора (рис. 4). Для достижения этой цели потребовалось дальнейшее повышение собственных частот ЦБК путем введения бурта для увеличения жесткости ободной части диска.

Выбор формы и радиуса расположения бурта осуществлялся путем выполнения серии конечноэлементных расчетов динамической и статической прочности в трехмерной постановке.

После доработки полотна диска буртом спектр собственных частот колеса достаточно повысился и опасный резонанс с гармоникой возбуждения $K = 6$ сместился за пределы рабочих частот вращения с запасом по частоте 10 % (рис. 4).

Введение описанных выше конструктивных мероприятий позволяет также существенно снизить уровень максимальных динамических напряжений в ЦБК при резонансных колебаниях по высокочастотным формам с гармониками возбуждения, равными числу лопаток диффузора (рис. 5).

Таким образом, установлено, что доработка геометрии диска является эффективным средством для снижения динамической напряженности ЦБК при связанных колебаниях.

Влияние параметров диффузора

Опыт проектирования и доводки двигателей показывает, что для повышения динамической прочности ЦБК не всегда достаточно только изменения их конструктивных параметров. При высокочастотных связанных колебаниях доработка геометрии элементов колеса порой оказывает недостаточное влияние на уменьшение вибронапряженности колеса. Например, возможно значи-

тельное повышение уровня динамических напряжений в элементах ЦБК вследствие срыва потока в диффузоре за колесом. При этом датчиками давления в полости за ЦБК фиксируется повышенное статическое давление. Возрастающий при этом уровень динамических напряжений является опасным, а наличие статических и динамических напряжений в ЦБК повышенного уровня в сочетании с возможным невысоким пределом выносливости лопаток может служить причиной описанных дефектов ЦБК [3].

Таким образом, в случаях, представляющих сложность снижения вибронапряженности ЦБК конструктивными доработками элементов колеса, целесообразно введение конструктивных и газодинамических мероприятий для диффузора, направленных на уменьшение уровня и характе-

ра возбуждения колебаний, а именно:

- изменение количества лопаток диффузора;
- перепрофилирование лопаток диффузора;
- изменение площадей проходных сечений диффузора;
- применение двухрядного диффузора;
- применение диффузора другой конструкции (например, трубчатого) и др.

Устранение источников возбуждения опасных колебаний

В силу значительной связности колебаний лопаток и диска в системе колеса, не всегда представляется возможным изменением геометрии лопаток или диска ЦБК вывести резонансную частоту за пределы рабочих оборотов. В таком случае необходимо полное исключение возмож-

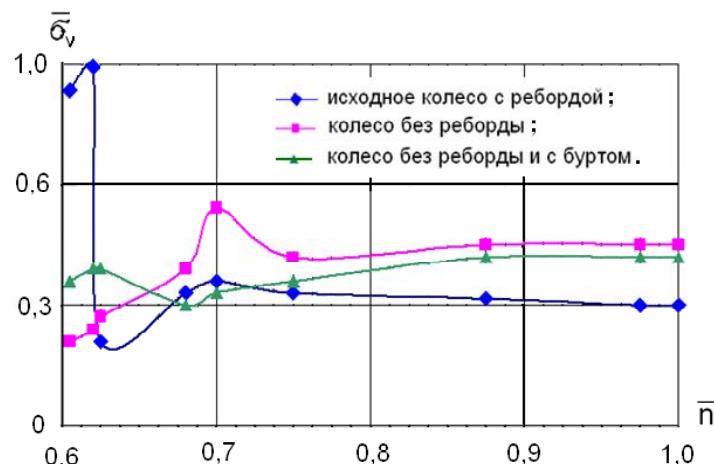


Рис. 3. Влияние конструктивных доработок диска ЦБК на уровень динамических напряжений

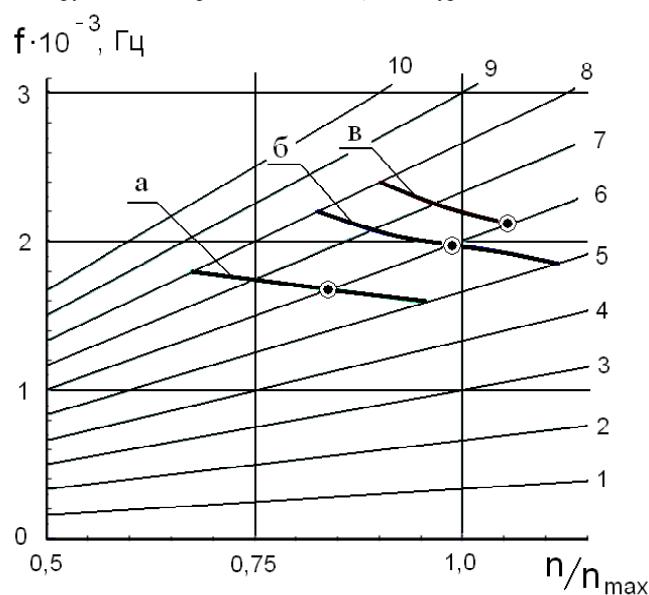


Рис. 4. Резонансно-частотная диаграмма для трех вариантов доработки ЦБК:
 а – исходное колесо с ребордой; б – колесо без реборды;
 в – колесо без реборды и с буртом

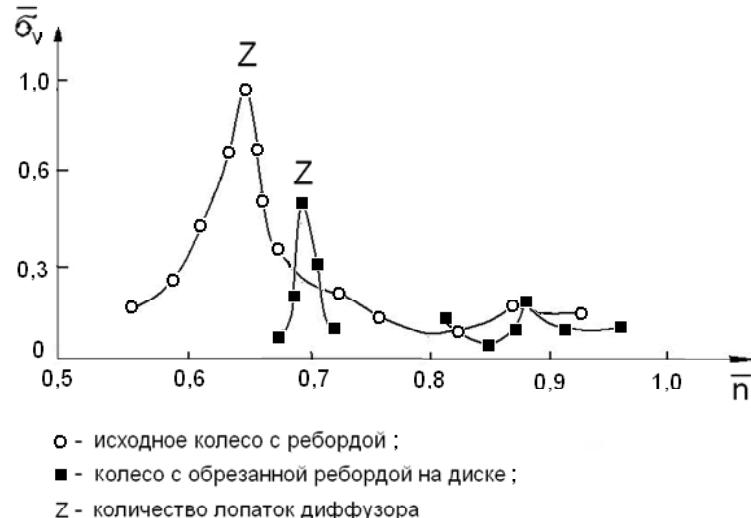


Рис. 5. Зависимость динамических напряжений в диске ЦБК от частоты вращения ротора

ности появления резонансов с повышенным уровнем напряжений в рабочем диапазоне частот вращения. Для этого необходимо убрать опасные гармоники возбуждения путем внедрения корпуса с другим количеством стоек или перепроектированием диффузора, что дает возможность избежать появления повышенного уровня динамических напряжений по данной гармонике возбуждения и устраниить причины возможных дефектов ЦБК.

Перспективы дальнейших исследований

Поскольку аэродинамические характеристики, возбуждающие силы, характер колебаний, особенности конструкции и уровень динамических напряжений в ЦБК тесно связаны между собой, то для снижения динамических напряжений ЦБК необходимо проводить многокритериальную и многодисциплинарную оптимизацию данных параметров — искать компромисс между высокими характеристиками, низким весом, достаточной прочностью и технологичностью. Решение данной задачи предлагается осуществить на основе расчетно-экспериментального анализа кон-

структивных и газодинамических факторов, оказывающих влияние на динамическую напряженность ЦБК путем компьютерного моделирования на основе математических моделей высокого уровня.

Перечень ссылок

- Обеспечение допустимого уровня разночастотности лопаток центробежных колес / [И. Ф. Кравченко, А. В. Шереметьев, А. В. Петров, В. А. Хромов] // Вестник двигателестроения. – 2009. – № 1. – С. 54–57.
- Resonance Identification for Impellers, Proceeding of the Thirty-second Turbomachinery Symposium / [M. P. Singh, B. K. Thakur, W. E. Sullivan and G. Donald] // Turbomachinery Laboratory, Proceeding of Texas A&M University, 2003. – Р. 59–70.
- Gogoi A. Effect of Impeller-Diffuser Interaction on Centrifugal Compressor / A. Gogoi, D. Prakash // Proceeding of XVIII International Symposium on Air Breathing Engines, ISABE-2007-1225, 2007 – 9 р.

Поступила в редакцию 14.05.2010

Петров О.В., Шеремет'єв О.В., Хоменко І.В. Дослідження основних факторів, що впливають на рівень динамічних напружень в відцентрових колесах авіаційних ГТД

Проведено аналіз конструктивних, технологічних та газодинамічних факторів на рівень динамічних напружень у центробіжних колесах авіаційних ГТД. Запропоновані практичні методи зниження їх динамічної напруженості.

Ключові слова: відцентрове колесо, динамічні напруження, резонанс, дифузор, авіаційний ГТД, впливаючі фактори.

Petrov A., Sheremetev A., Homenko I. Investigation of the major factors influencing on a level of dynamic stresses in aircraft GTE's impellers

The analysis of influence constructive, technological and gas-dynamic factors on a level of dynamic stresses in aviation GTE's impellers is carried out. Practical methods of decrease in their dynamic stresses are offered.

Key words: impeller, dynamic stresses, resonance, diffuser, aircraft GTE, influencing factors.

УДК 539.4

**Д-р техн. наук А. Р. Лепешкин, канд. техн. наук Н. Г. Бычков, канд. техн. наук
Б. А. Балуев, П. А. Ваганов**

ФГУП «ЦИАМ им. П. И. Баранова», г. Москва

ОЦЕНКА НЕПРОБИВАЕМОСТИ КОРПУСА АВИАЦИОННОГО ДВИГАТЕЛЯ ПРИ УПРАВЛЯЕМОМ ОБРЫВЕ ЛОПАТКИ

Разработан метод управления обрывом лопатки рабочего колеса. Он позволяет обеспечить разрушение лопатки в заданном сечении при требуемой частоте вращения ротора без использования взрыва. Проведены испытания корпуса авиационного двигателя на непробиваемость с использованием разработанного метода обрыва лопатки.

Ключевые слова: метод обрыва, лопатка, корпус, непробиваемость.

Нормативные технические документы по авиационным двигателям содержат требования об обязательной локализации в корпусах двигателя фрагментов, образующихся при разрушении рабочих лопаток турбомашин. Данные требования содержатся в действующих отечественных (нормы прочности, нормы летной годности АП33, АП-ВД) и зарубежных (TSO-077b, FAR33, CS-APU, CS-E и др.) нормативных технических документах.

Обеспечение и экспериментальное подтверждение соответствия этим требованиям связаны с большими затратами времени и средств. Поэтому значительное количество работ посвящено разработке подходов к расчетной оценке непробиваемости корпусов [1–6] на основе использования эмпирических соотношений или современных программных комплексов, в частности, MSC Dytran или DYNA. Предложено также много конструктивных решений, направленных на обеспечение непробиваемости корпусов фрагментами лопаток, как за счет использования легких лопаток, так и на основе применения специальных конструкций «жестких» или «податливых» корпусов. Однако из-за сложности прогнозирования траектории оборвавшейся лопатки, условий и последствий взаимодействия этой лопатки с другими деталями двигателя в настоящее время не удается обойтись без испытаний на непробиваемость корпусов двигателя при обрыве лопатки. В частности, почти в каждой программе сертификации двигателя предусматривается проведение испытаний с обрывом рабочей лопатки вентилятора. Однако в течении десятилетий вопросы надежного управляемого обрыва лопатки для получения достоверной оценки корпусов на непробиваемость не решены.

Экспериментальная проверка корпусов авиационных двигателей на непробиваемость является одной из важнейших задач по обеспечению

безопасности полетов. При обрыве лопатки двигателя на самолете возможны серьезные повреждения планера, обрыв подвески двигателя, пожар и т. д., вызывающие тяжелые последствия.

Нормативными техническими документами требуется, чтобы такое испытание было проведено при обрыве лопатки в требуемом сечении на предельно допустимой в эксплуатации частоте вращения ротора. Вместе с тем, в нормативных технических документах отсутствуют рекомендации по технологии обрыва лопатки, обеспечивающей выполнение этих требований, а используемые на практике методы обрыва лопатки (чаще всего с использованием взрыва) имеют серьезные недостатки.

Известно несколько способов обеспечения обрыва лопатки на заданной частоте вращения.

Самый известный из них состоит в том, что заданное для разрушения сечение ослабляется многократно до тех пор, пока на контрольных оборотах не произойдет обрыв лопатки [5]. Этот метод трудоемок, ненадежен и практически не применяется.

В работе [7] для имитации обрыва лопатку отрезали на рабочих оборотах электродами. При этом методе лопатка может оборваться с неполной массой. Кроме того, может произойти обрыв нескольких лопаток. Поэтому данный метод имеет сложности в его применении.

Известен также способ отделения профильной части рабочей лопатки с помощью взрыва [8, 9]. Указанный способ имеет ряд существенных недостатков, к главным из которых относятся следующие: лопатке при взрыве сообщается дополнительная энергия неопределенного направления и величины, в результате чего-либо она пробивает, либо не пробивает корпус в условиях, несоответствующих реальным. При этом невозможно дать объективную оценку прочности корпуса, как в случае его разрушения, так и в

случае его непробиваемости. Вес отделяемой части лопатки может измениться. Кроме того, сложно учесть влияние разброса силы взрыва и момента взрыва каждого заряда на процесс обрыва лопатки на вращающемся объекте. В случае использования ослабленного заряда, не завершающего полного отделения всей лопатки, нагруженной центробежными силами, обрыв сразу обеих стенок замка произойти не может. После обрыва одной из стенок лопатка сразу наклонится в противоположную сторону под действием центробежных сил и импульса силы от давления пороховых газов. Поэтому удар оборвавшейся лопатки о корпус может не соответствовать требованиям нормативных документов. Вероятность пожара при осуществлении этого способа на двигателе высока. Способ требует длительной подготовки и весьма трудоемок. Также имеются трудности в организации испытаний. Подготовка испытаний требует особых организационных мер и мер безопасности, учитывающих использование взрывчатых веществ, а также наличия специально подготовленного персонала. Более того, требования по отрыву в районе замка делают вероятным повреждение диска, на котором крепится лопатка, при взрыве. Решение о прочности корпуса и необходимых мерах его усиления трудно обосновать при использовании данного способа.

В данной работе впервые разработана и успешно реализована методология управления обрывом рабочих лопаток вращающегося ротора на заданной частоте вращения без использования взрыва. Авторами предложен новый метод и его

модификации для управления дополнительным нагружением лопаток после выхода ротора на заданную частоту вращения [10–14]. Разработанный метод можно применять при проверке корпусов любых роторных машин, газотурбинных и энергетических установок и двигателей. Суть предложенного метода обрыва лопатки заключается в перераспределении напряжений в заданном сечении лопатки при дополнительном ее термическом нагружении (от встроенного электронагревателя в замке лопатки) и в обеспечении квазихрупкого разрушения лопатки по указанному ее сечению на заданной частоте вращения ротора. Проведено расчетное моделирование натурной лопатки в поле центробежных сил и управляемого обрыва доработанной лопатки с использованием метода конечных элементов. Показана конечно-элементная сетка (а) натурной лопатки вентилятора и ее напряженное состояние со стороны спинки (б) и корыта (в). Заданное сечение А-А обрыва показано на рис. 1, в. Конечно-элементная сетка натурной лопатки содержала 58140 элементов и 66976 узлов.

Выполнены экспериментальные исследования управляемого обрыва лопаток на испытательных машинах и разгонном стенде.

В отличие от метода обрыва лопатки с помощью взрыва разработанный авторами метод имеет следующие достоинства:

1. Обеспечивает возможность локального увеличения нагрузки в подрезанном сечении лопатки вплоть до ее разрушения на требуемой частоте вращения.
2. Исключает действие в момент удара лопат-

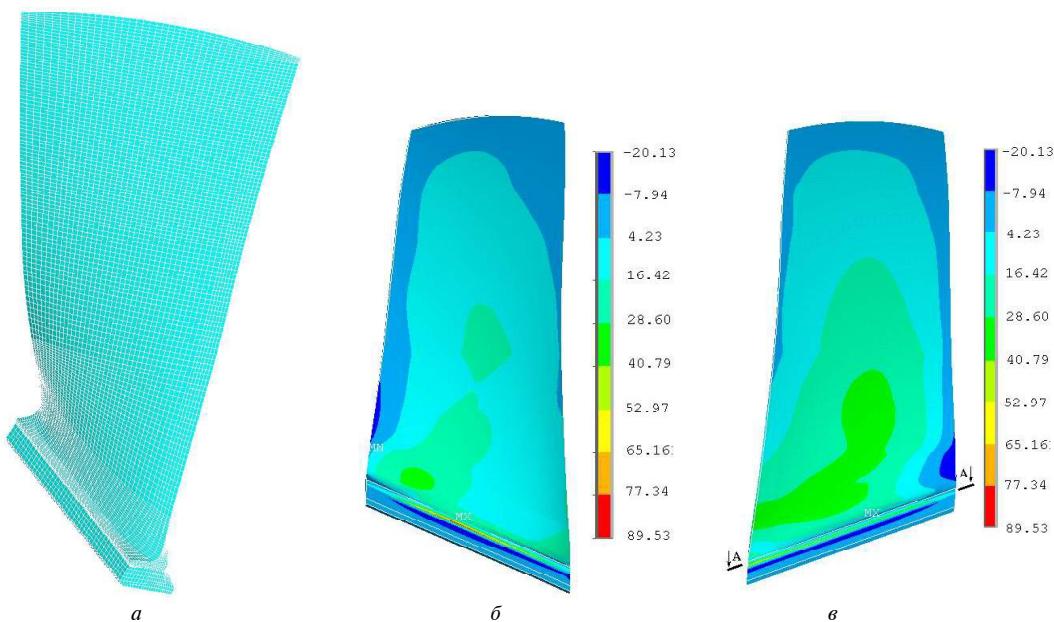


Рис. 1. Конечно-элементная сетка (а) лопатки вентилятора и ее напряженное состояние со стороны спинки (б) и корыта (в)

ки по корпусу дополнительных сил.

3. Обеспечивает разрушение лопатки до выбора зазора между лопаткой и корпусом вентилятора на разрушающих частотах вращения.

4. Обеспечивает сохранение требуемой массы отделяемой лопатки.

Управление обрывом лопатки на заданной частоте вращения ротора проводились путем снижения прочностных свойств материала, за счет разогрева среднего участка ослабленного сечения любого вида замкового соединения. Масса отделяющейся части лопатки при этом не уменьшается.

В ослабленном сечении лопатки образованы три несущих участка: у входной кромки, в средней части и у выходной кромки.

Для обрыва роторной лопатки на требуемой частоте вращения в заданном сечении это сечение ослаблялось до получения запаса несущей способности по силе $n \approx 1,5 \div 1,6$ при $T = 20^\circ\text{C}$.

Электрический нагреватель размещался в призамковой части лопатки. Проектирование производилось из условия исчерпания несущей способности от действия центробежной силы во время нагрева хотя бы одного из трех участков ослабленного сечения.

При достижении температуры 400°C на наружной поверхности нагреваемого среднего участка ослабленного сечения нагруженной лопатки расчетные упругие напряжения на входной и выходной кромках значительно превышали предел прочности.

Проверка предлагаемого способа управления обрывом рабочей лопатки проводилась на испытательной машине. Каждая лопатка устанавливалась в захватах и нагружалась растягивающей

нагрузкой. Максимальная растягивающая нагрузка, вызвавшая разрушение лопатки без нагрева среднего участка, составила 18 700 кГ (рис. 2).

Остальные лопатки нагружались растягивающей нагрузкой 13 000 кГ, имитирующей центробежную силу при заданной частоте вращения ротора ($n = 10\,850$ об/мин). Далее включалось питание электронагревателя. Во время разогрева среднего участка, температура которого контролировалась с помощью термопары, растягивающая нагрузка поддерживалась постоянной.

Обрыв этих трех лопаток происходил при достижении температуры на наружной поверхности среднего участка равной 300°C , 350°C и 380°C соответственно. Диаграмма нагружения лопаток до разрушения показана на рис. 2. Для расчетного проектирования доработки этой лопатки, при построении сетки использовались 20-узловые призматические конечные элементы (SOLID-95) и 10-узловые элементы (SOLID-92) тетраэдр. Общее количество элементов 160519, узлов 245870 содержалось в конечно-элементной сетке доработанной лопатки.

Результаты расчета несущей способности лопатки и напряженного состояния приведены в таблицах 1, 2 и на рис. 3, 4.

Разработанный метод управления оказался весьма эффективен. Он был внедрен при проверке непробиваемости корпуса вентилятора на разгонном стенде.

Приведены результаты сертификационных испытаний на непробиваемость корпуса вентилятора двигателя маневренной авиации при управляемом обрыве рабочей лопатки 1-й ступени вентилятора разработанным методом.

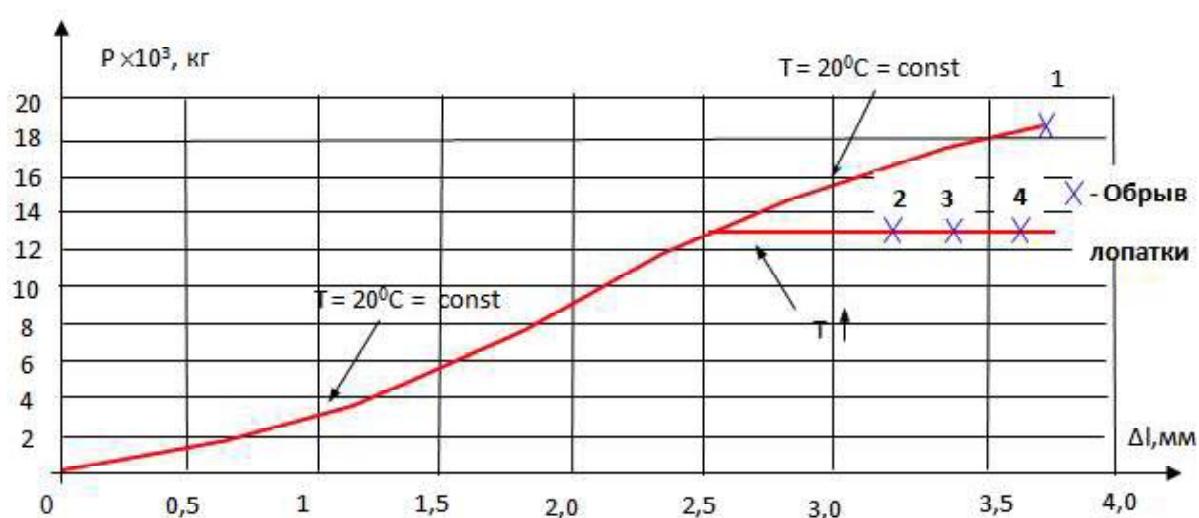


Рис. 2. Диаграммы нагружения лопаток до разрушения:

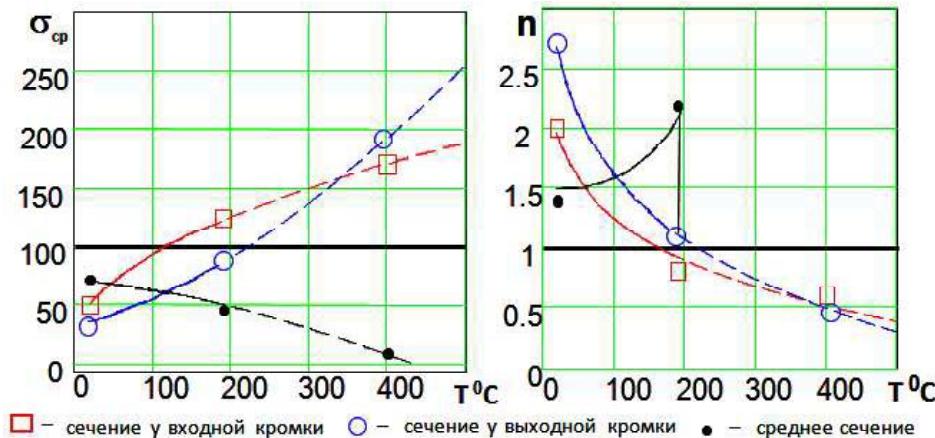
1 – при $T = 20^\circ\text{C}$; 2 – при $T_{\max} = 300^\circ\text{C}$; 3 – при $T_{\max} = 350^\circ\text{C}$; 4 – при $T_{\max} = 380^\circ\text{C}$

Таблица 1 – Результаты расчета несущей способности лопатки при $T = 20^{\circ}\text{C}$

Параметры \ Положение сечения	Сечение у входной кромки	Среднее сечение	Сечение у выходной кромки	Суммарное сечение
$P_i (\text{kГ})$	1943	10184	984	13111
$S (\text{мм}^2)$	39	140,5	27	206,5
$\sigma_{cp} (\text{kГ/мм}^2)$	49,8	72,5	36,4	63,5
запас по несущей способности	2	1,4	2,7	1,6

Таблица 2 – Результаты расчета несущей способности лопатки при $T = 190^{\circ}\text{C}$

Параметры \ Положение сечения	Сечение у входной кромки	Среднее сечение	Сечение у выходной кромки	Суммарное сечение
$P_i (\text{kГ})$	4844	6391	2365	13600
$S (\text{мм}^2)$	39	140,5	27	206,5
$\sigma_{cp} (\text{kГ/мм}^2)$	124	45,5	87,6	66
запас по несущей способности	0,81	2,2	1,1	1,52

**Рис. 3.** Изменение σ_{cp} и запасов прочности n в зависимости от $T, ^{\circ}\text{C}$

Испытания проводились в ЦИАМ на разгонном стенде Т14-01. На рабочем колесе I ступени вентилятора были установлены штатные лопатки и одна лопатка с ослабленным сечением и устройством обрыва (рис. 5). Обрываемая лопатка после установки нагревателя в выполненный в ней паз окрашивалась с двух сторон по разным специальным схемам. По другой специальной схеме окрашивалась и последующая лопатка.

Отбалансированный ротор и корпус вентилятора, препарированный тензодатчиками и термопарами, были установлены в разгонной камере (рис. 6).

Вокруг корпуса был смонтирован тонкий алюминиевый цилиндрический экран для определения уровня кинетической энергии фрагментов оборвавшейся лопатки в случае разрушения корпуса. Испытательная камера вакуумировалась до давления 0,05 ата. Питание нагревателя осуществлялось через контактный токосъемник с ртутными кольцами (РТО-32). Во время испытаний проводилась запись вибраций и температур кор-

пуса, узла опоры и подшипниковых узлов вентилятора.

Обрыв лопатки произошел на заданной частоте вращения диска 11055 об/мин. Лопатка разрушилась в требуемом сечении при достижении температуры на поверхности лопатки над нагревателем 190°C . Ротор вентилятора после испытаний представлен на рис. 7.

На рис. 8 показана разрушенная оборвавшаяся лопатка, состоящая из призматической части и верхней части, разбитой на небольшие фрагменты. Разрушенные фрагменты были идентифицированы по окраске.

Испытания корпуса вентилятора на непробиваемость прошли с применением разработанного метода. В результате осмотра объекта испытаний были обнаружены повреждения корпуса вентилятора с трещинами: основная и сопутствующая (рис. 9).

Максимальное выпучивание корпуса в радиальном направлении 35 мм. В контрольном экране разгонного стенда следов вылета лопатки не обнаружено.

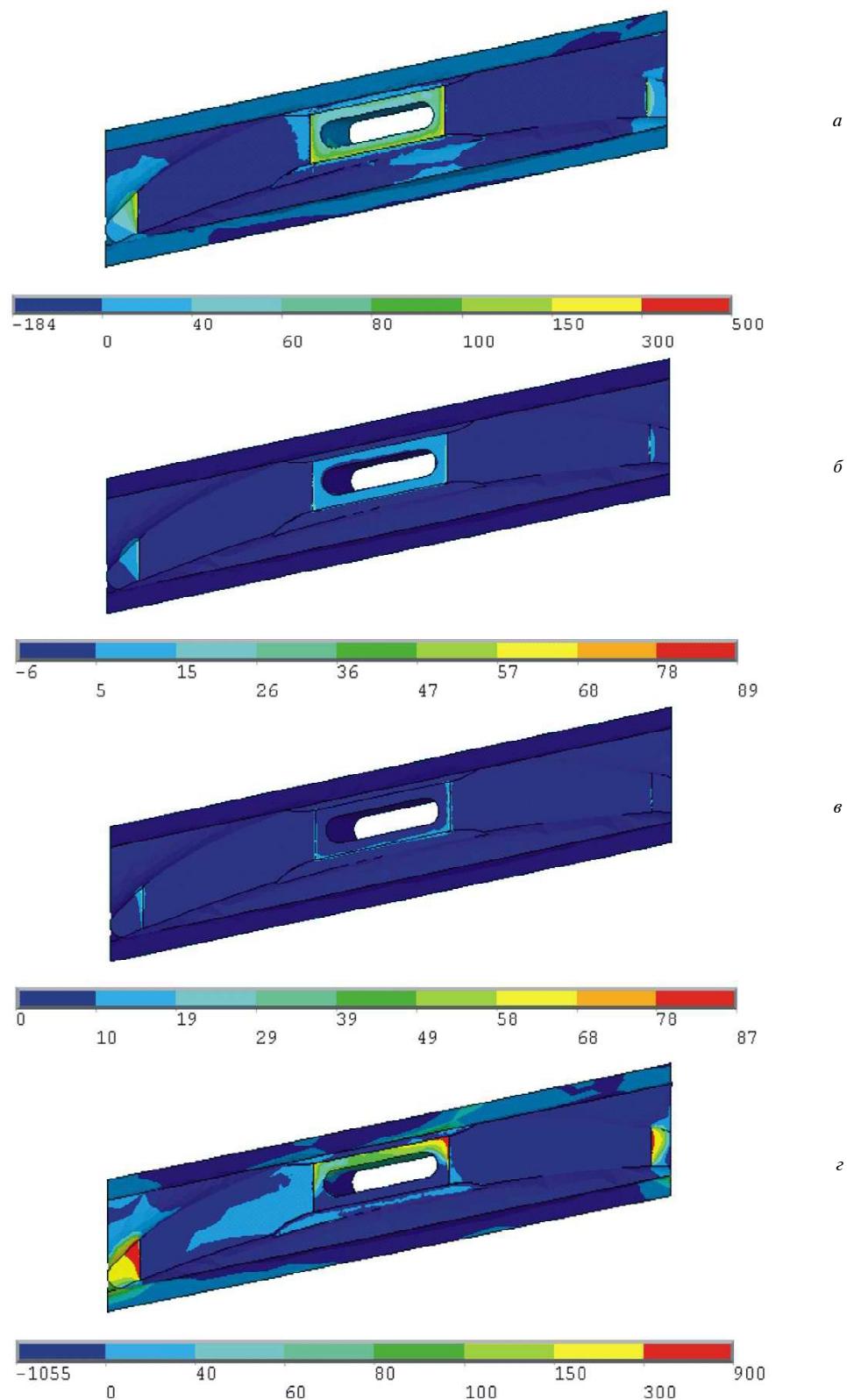


Рис. 4. Фрагмент лопатки с подрезанным сечением. Распределение упругих (*а*) и упруго-пластических (*б*) напряжений σ_y и интенсивностей напряжений (*в*) при $T = 20$ °С. Распределение упругих напряжений σ_y при температурном поле от нагревателя (*г*). (Значения σ_y приведены в кГ/мм²)



Рис. 5. Корпус двигателя с подготовленной лопаткой



Рис. 6. Корпус двигателя с подготовленной лопаткой на разгонном стенде



Рис. 7. Ротор вентилятора после испытаний



Рис. 8. Разрушенная лопатка после обрыва

Оборвавшаяся лопатка удержана корпусом. В контрольном алюминиевом экране, установленном вокруг корпуса, следов пролета фрагментов оборвавшейся лопатки не обнаружено.

Проведенные испытания на непробиваемость корпуса вентилятора на разгонном стенде показали эффективность управления обрывом лопатки в заданном сечении на требуемой частоте вращения.



Рис. 9. Корпус вентилятора после испытаний

Выводы

1. Разработан оригинальный метод управления обрывом лопатки турбомашины, позволяющий без использования взрыва и без выборки зазора обеспечить разрушение лопатки в заданном сечении при требуемой частоте вращения ротора и провести испытания корпуса на непробиваемость. Метод защищен патентами РФ на изобретения.

2. На основе экспериментальных исследований выбран наиболее технологичный и дешевый метод управления обрывом лопатки путем перераспределения напряжений и снижения прочностных свойств материала за счет местного разогрева ослабленного сечения лопатки. Разработана методика доработки лопатки.

3. Экспериментальная проверка разработанного метода управления обрывом лопатки на испытательной машине показала снижение ее несущей способности в результате дополнительного нагружения более чем на 50 %. Не выявлено каких-либо конструкторско-технологических трудностей, связанных с подготовкой лопатки к управляемому обрыву. Выполнено расчетное проектирование по доработке лопатки вентилятора из сплава ВТ6 для ее управляемого обрыва на заданной частоте вращения ротора (11050 ± 200 об/мин).

4. Разработанный метод был внедрен при испытаниях на непробиваемость корпуса вентилятора двигателя при активном управлении обрывом роторной лопатки на разгонном стенде Т14-01. Лопатка оборвалась в заданном сечении от действия центробежной нагрузки на требуемой частоте вращения.

5. Можно рекомендовать к использованию при испытаниях корпусов на непробиваемость, разработанный и отлаженный метод управления обрывом рабочих лопаток без применения взрыва.

Предложенный метод можно применять при проверке корпусов роторных машин, газотурбинных и энергетических установок и двигателей.

Перечень ссылок

1. Ануров Ю. М. Основы обеспечения прочностной надежности авиационных двигателей и силовых установок / Ю. М. Ануров, Д. Г. Федорченко. – Санкт-Петербург : Издво СПбГПУ, 2004. – С. 292–297.
2. Москвитин О. А. Пространственное моделирование процесса пробивания корпусных элементов двигателя оборвавшимися деталями / О. А. Москвитин, Б. Ф. Шорр. Тез. докл. XXVIII Межд. НТС по проблемам прочности двигателей. – М., 2002. – С. 60–61.
3. Придорожный Р. П. Расчетное определение последствий обрыва фрагмента лопатки на повреждения рабочего колеса и корпуса газотурбинного двигателя / Р. П. Придорожный, А. В. Шереметьев, А. П. Зиньковский // Вестник двигателестроения. – 2009. – № 2. – С. 42–45.
4. Жуков В. Г. Расчет корпусов на непробиваемость / В. Г. Жуков, С. М. Хоменко, А. В. Шереметьев // Вестник двигателестроения. – 2004. – № 1. – С. 56–59.
5. Mohamed N.A., Timm Moffat. A design methodology for Fan Blade-off Based on Structural Failure / N.A. Mohamed, Timm Moffat // Papes ISABE. Canada, 2009. – Р. 1–6.
6. Предотвращение опасных отказов при обрыве рабочих лопаток ГТД. Сборник «Новые технологические процессы и надежность ГТД» / [под ред. Ю. А. Ножницкого и Р. И. Ткаченко]. – Вып. 8. – М. : ЦИАМ, 2008.
7. Баженов В. Г. Универсальный разгонный стенд для повторно-статических испытаний крупногабаритных элементов ротора / В. Г. Баженов, Ю. И. Тростенюк, В. К. Захаров // Проблемы прочности, 1988. – № 9. – С. 114–116.
8. BR715 clears last certification hurdle before 717 flight // Flight. 1998. – 15–21/VII. – Vol. 154. – 4634. – 12 p.
9. Пат. № 2279047 Российская Федерация, МПК⁷ G 01 M 7.08. Способ испытания корпуса на непробиваемость и устройство для его реализации / Каримов В. З., Кремлев А. Н., Саков Ю. Л. и др. ; заявитель и патентообладатель ОАО НПО «Искра». – № 2004131477; заявл. 28.10.04; опубл. 27.06.06, Бюл. № 18.
10. Лепешкин А. Р. Метод термоуправляемого обрыва лопаток рабочих колес ГТД при испытаниях конструкций и корпусов на непробиваемость / А. Р. Лепешкин, Н. Г. Бычков, Б. А. Балуев // Авиакосмическая техника и технология. – Вып. 4/20. – 2005. – С. 77–82.
11. Лепешкин А. Р. Расчетно-экспериментальные исследования управления обрывом моделей лопаток для обеспечения проверки корпусов на непробиваемость / А. Р. Лепешкин, Н. Г. Бычков // Вестник двигателестроения. – 2008. – № 3. – С. 124–129.
12. Пат. № 2207534 Российской Федерации, МПК⁷ G 01 M 7.08. Способ испытания корпуса на непробиваемость и устройство для его реализации / Лепешкин А. Р., Бычков Н. Г. ; заявитель и патентообладатель ФГУП «ЦИАМ им. П.И. Баранова». – № 2001135486; заявл. 28.12.01; опубл. 27.06.03, Бюл. № 18.
13. Пат. № 2176389 Российской Федерации, МПК⁷ G 01 M 7.08. Способ испытания корпуса на непробиваемость и устройство для его реализации / Лепешкин А. Р., Бычков Н. Г. ; заявитель и патентообладатель ФГУП «ЦИАМ им. П.И. Баранова». – № 99121433 ; заявл. 11.10.99 ; опубл. 27.11.01, Бюл. № 33.
14. Пат. № 2311626 Российской Федерации, МПК⁷ G 01 M 7.08. Способ испытания корпуса на непробиваемость и устройство для его реализации / Лепешкин А.Р., Бычков Н.Г. ; заявитель и патентообладатель ФГУП «ЦИАМ им. П.И. Баранова». – № 2005140224 ; заявл. 23.12.05 ; опубл. 27.11.07, Бюл. № 33.

Поступила в редакцию 06.09.2010

Лепьошкін О.Р., Бичков Н.Г., Балуєв Б.О., Ваганов П.О. Оцінка непробивності корпусу авіаційного двигуна при керованому обриві лопатки

Розроблено метод управління обривом лопатки робочого колеса. Він дозволяє забезпечити руйнування лопатки в заданому періоді за необхідної частоті обертання ротора без використання вибуху. Проведено випробування корпусу авіаційного двигуна на непробивність з використанням розробленого методу обриву лопатки.

Ключові слова: метод обриву, лопатка, корпус, непробивність.

Lepeshkin A., Bychkov N., Baluev B., Vaganov P. The estimation of containment of aviation engine casing at controlled breakage of blade

The method of control by blade breakage of the driving wheel is developed. It allows to provide blade destruction in the set section at demanded rotor frequency of rotation without use of explosion. The containment tests of the aviation engine casing with use of the developed blade breakage method are carried.

Key words: breakage method, blade, casing, containment.

УДК 621.438:62-762

Л. Л. Филимонова

Государственное предприятие «Ивченко-Прогресс», г. Запорожье

МОДЕЛЬ РАБОТЫ ЩЕТОЧНОГО УПЛОТНЕНИЯ ГТД

Разработана аналитическая модель работы щеточного уплотнения (ЩУ) ГТД для оценки поведения волокон в процессе эксплуатации. В работе рассмотрено единичное волокно как балка с действующими на нее реакциями. Выполнен расчет деформации балки при плоском изгибе, а также расчет балки как статически неопределенной системы. Кроме того, изучен пучок проволочек как элементарный участок ЩУ, где учтены взаимодействия волокон между собой. Установлен перепад давления, при котором монтажный зазор между внутренним диаметром ЩУ и поверхностью ротора закрывается. Результаты работы подтверждены экспериментальными данными.

Ключевые слова: щеточное уплотнение, микропроволока, ось, балка, изгиб, нагрузка.

Постановка проблемы и ее связь с практическими задачами

В области газотурбинных двигателей контроль зазоров в полостях компрессора и турбины является важной задачей, так как он влияет на эффективность и КПД двигателя в целом. Ведущие мировые авиастроительные фирмы, выпускающие как авиационные, так и стационарные ГТД, прикладывают значительные усилия по внедрению более эффективных уплотнений, одними из которых являются щеточные уплотнения (ЩУ). Щеточное уплотнение представляет собой круглое кольцо, где пучок гибких волокон обжат или сварен между двумя рабочими кольцами под углом 45° (рис. 1, а). Так как ЩУ свойственна гибкость и податливость, они способны значительно уменьшать утечки за счет своей приспособляемости к конструкции и изменениям положения ротора. Из трех основных составляющих данного уплотнения самым важным компонентом является гибкий проволочный пакет. Пропускная способность щеточного уплотнения в основном характеризуется жесткостью пакета (диаметром, свободной длиной, плотностью укладки проволоки), материалом проволоки и рабочими условиями.

Понимание процесса работы ЩУ, описанного ниже, дает возможность формирования рационального ТП. На сегодняшний день существует не только конструкторская задача о выборе правильного варианта сопряжения щетки с поверхностью ротора (т.е. зазора или натяга) и допуска на размер, но и технологическая задача по выбору метода формирования внутреннего диаметра, его приработки, режимов обработки и, соответственно, подбора диаметра инструмента. Следовательно, эти вопросы вызывают необходимость разработки аналитических и числовых расчетных моделей, которые позволят спрогнозировать эф-

ективность уплотнения, подбирая подходящие конструкторско-технологические параметры ЩУ, необходимые для тех или иных условий работы в двигателе.

Цель работы

Разработка аналитической модели для определения перепада давления, при котором монтажный зазор между внутренним диаметром ЩУ и поверхностью ротора закрывается, а также определения силы на вершинах проволочек и их прогиба при максимальном перепаде давления.

Для достижения цели была поставлена задача – выполнить расчет деформации единичного волокна как балки при плоском изгибе, а также балки как статически неопределенной системы, и расчет пучка проволочек как элементарного участка ЩУ, с учетом взаимодействия волокон между собой и между опорной пластиной ЩУ.

Содержание и результаты исследований

ЩУ в двигателе устанавливается с монтажным зазором 0,2 мм. Зазор был установлен из ранее проводимых экспериментальных работ, а также анализа исследований, описанных в зарубежных изданиях. Соответственно, его работу можно рассмотреть в два этапа. Первым этапом является закрытие данного зазора при перепаде давления воздуха, то есть перемещение волокон от их исходного положения до полного прилегания к поверхности вала. Далее, в процессе работы возникает второй этап, когда проволочный пакет с поверхностью вала образует натяг, и уже на перемещение проволоки оказывает влияние дополнительная реакция от ротора, возникающая из-за трения между данной контактирующей парой.

Движение потока воздуха через ЩУ показано на рис. 1, б. Как показал наш начальный опыт, так



Рис. 1. Щеточное уплотнение ГТД:

a – фотография; *б* – поперечное сечение ЩУ и схема движения потока воздуха, где 1 – пластина защитная, 2 – уплотнительный элемент (проводочный пакет), 3 – пластина опорная

и утверждают авторы зарубежных изданий [1], что поток первоначально направлен в осевом направлении, однако, эффект «закрытия» проволочек осуществляется в радиальном направлении. Когда поток подходит близко к вершинкам проволочек, выходит в канал под ними и способствует завихрению в этой области. Действие данного эффекта характеризуется тем, что при встрече с опорной пластиной направление потока изменяется, за счет чего выпрямляются волокна на угол α и соответственно зазор закрывается.

В данной работе завихрения потока не учтены.

Первый этап работы ЩУ – эффект «закрытия» монтажного зазора

Из рис. 1, *б* видно, что на проволочный пакет распределенная нагрузка действует как в радиальном, так и осевом направлениях. Для удобства рассмотрим отдельную проволочку как балку круглого сечения с действующими на нее нагрузками (рис. 2).

Данная задача заключается в комбинации простых напряженных состояний балки, что называется сложным сопротивлением. Конкретно рассмотрим случай сложного и косого изгиба [2].

Сложный изгиб вызывается силами или моментами, расположенными в разных плоскостях, проходящих через ось балки. Такой изгиб называется неплоским изгибом. Если нагрузка, вызывающая изгиб, действует в плоскости, не совпадающей ни с одной из главных плоскостей, то изгиб называется косым. Как в случае неплоского, так и в случае косого изгиба, наиболее удобно приводить изгиб к двум плоским. Для этого нагрузки, действующие в произвольных продольных силовых плоскостях, нужно разложить на составляющие, расположенные в главных плоскостях xy и xz , где y и z – главные оси инерции сечения. Таким образом, схема нагружения балки при сложном и косом изгибе представлена на рис. 2.

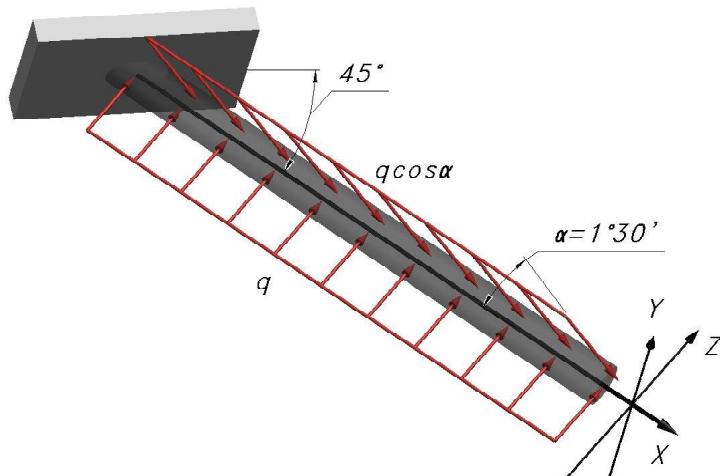


Рис. 2. Схема нагружения балки при сложном и косом изгибе

Полное перемещение определяется по формуле:

$$f = \sqrt{\omega^2 + v^2} = \frac{PL^3}{3E} \sqrt{\frac{\cos^2 \beta}{J_z^2} + \frac{\sin^2 \beta}{J_y^2}}, \quad (1)$$

где $\omega = -\frac{P_y L^3}{3E J_z}$; $v = -\frac{P_z L^3}{3E J_y}$ — прогибы в главных плоскостях.

P — сила, действующая на балку, H ;
 L — длина балки, м;
 $\beta = 45^\circ$ — угол от разложения силы P по направлениям осей;

E — модуль Юнга, Па;
 J — момент инерции, m^4 .

Однако заметим, что в данном случае $J_z = J_y$, так как балка имеет круглое сечение. Следовательно, суммарный прогиб лежит в силовой плоскости, а в этом случае косой изгиб невозможен. Исходя из этого, приведем задачу к одному плоскому изгибу.

Рассмотрим деформацию балки при плоском изгибе (рис. 3).

Ось балки под действием нагрузки, расположенной в одной из главных плоскостей инерции, искривляется в той же плоскости, а попеченные сечения поворачиваются и одновременно получают поступательные перемещения. Искривленная ось балки называется изогнутой осью или упругой линией.

Таким образом, для определения деформации балки в ее произвольном сечении необходимо прежде всего получить уравнение упругой линии:

$$\omega = F(x).$$

Исходя из физической природы изогнутой оси балки, можно утверждать, что упругая линия должна быть непрерывной и гладкой (не имеющей изломов) кривой, следовательно, на протяжении всей оси балки должны быть непрерывны функция ω и ее первая производная. Прогибы и углы поворота и являются перемещениями сечений балок при изгибе

$$\frac{1}{\rho(x)} = \frac{M(x)}{EJ(x)}.$$

Известно уравнение кривизны плоской кривой:

точное уравнение изогнутой оси балки —

$$\frac{1}{\rho(x)} = \frac{M(x)}{EJ(x)} = \pm \frac{\frac{d^2 \omega}{dx^2}}{\left[1 + \left(\frac{d\omega}{dx} \right)^2 \right]^{\frac{3}{2}}}. \quad (3)$$

Уравнение упругой линии в общем случае будет иметь вид:

$$\begin{aligned} \omega(x) = \omega_0 + \theta_0 x + \frac{1}{EJ} \times \\ \times \left[M_0 \frac{x^2}{2!} + Q_0 \frac{x^3}{3!} - q \frac{x^4}{4!} + q \frac{(x-L)^4}{4!} \right]. \end{aligned} \quad (4)$$

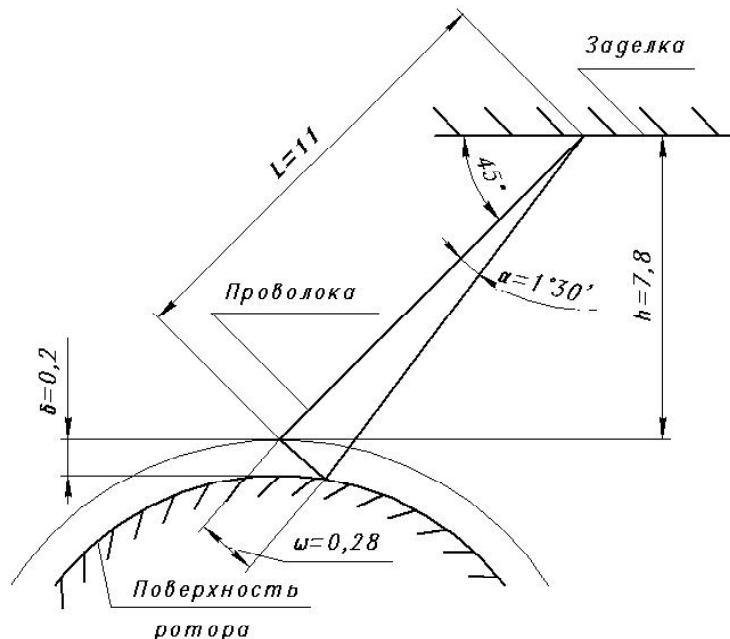


Рис. 3. Схема сопряжения проволоки с поверхностью ротора

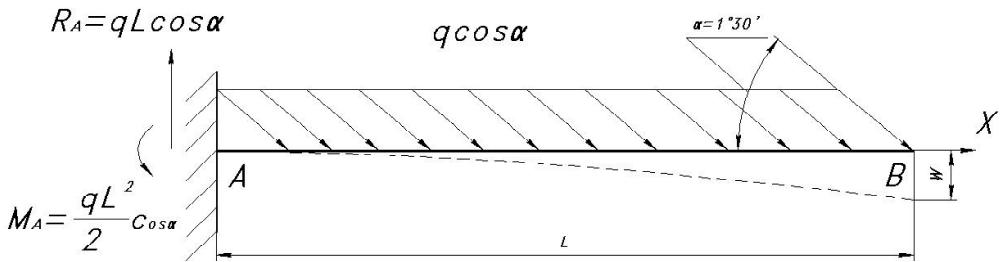


Рис. 4. Консоль, нагруженная равномерно распределенной нагрузкой на длине

Из условий равновесия балки определяем статические начальные параметры:

$$M_0 = M_A = -\frac{qL^2}{2} \cos \alpha; \quad Q_0 = R_A = qL \cos \alpha.$$

Так как начало координат совпадает с заделкой, то геометрические параметры — прогиб и угол поворота в начале координат — равны нулю:

$$\omega_0 = 0; \quad \theta_0 = 0.$$

Подставив в уравнение (4) найденные значения начальных параметров, получим уравнение упругой линии в окончательном виде:

$$\omega(x) = \frac{1}{EJ} \left[-\frac{qL^2}{2} \frac{x^2}{2!} + qL \frac{x^3}{3!} - q \frac{x^4}{4!} + q \frac{(x-L)^4}{4!} \right]. \quad (5)$$

Подставив в выражение (5) $x = L$, получим формулу для прогиба свободного конца консоли (рис. 4):

$$\omega_B = -\frac{qL^4 \cos \alpha}{8EJ}. \quad (6)$$

Так как задача заключается в определении нагрузки при заданном изгибе, из формулы (6) выразим q :

$$q = -\frac{8\omega EJ}{L^4 \cos \alpha}, \quad (7)$$

где q — распределенная нагрузка (интенсивность), Н/м;

ω — прогиб балки, м;

L — длина балки, м;

$E = 2,25 \cdot 10^{11}$ Па — модуль Юнга для сплава на кобальтовой основе;

$J = \frac{\pi d^4}{64}$ — момент инерции балки круглого сечения, м^4 .

Выразим распределенную нагрузку q через давление:

$$q = \frac{F}{L},$$

где F — сила, Н;

$$P = \frac{F}{S} = \frac{F}{L \cdot d}, \quad (8)$$

где S — площадь продольного сечения, м^2 .

Отсюда:

$$q = P \cdot d, \quad (9)$$

где d — ширина балки, м.

Из формул (7) и (9) имеем зависимость давления от прогиба:

$$P = -\frac{8\omega EJ}{L^4 \cdot d \cos \alpha} = -\frac{\omega \cdot E \cdot \pi \cdot d^4}{8L^4 \cdot d \cos \alpha},$$

где $\cos \alpha = \cos 1^\circ 30' = 0,999 \approx 1$;

$$P = \frac{\omega \cdot E \cdot \pi \cdot d^3}{8L^4}. \quad (10)$$

Подставим числовые значения в формулу (10):

$$P = \frac{0,28 \cdot 10^{-3} \cdot 2,25 \cdot 10^{11} \cdot 3,14 \cdot (0,07 \cdot 10^{-3})^4}{8 \cdot (11 \cdot 10^{-3})^4 \cdot 0,07 \cdot 10^{-3}} = 579,6 \text{ Па.}$$

Из расчета видно, что для прогиба одной проволочки на величину 0,28 мм необходимо 580 Па. Однако для изгиба пучка проволоки на эту же величину недостаточно этого давления, вследствие чего, в работе рассматривается элементарный участок ШУ (рис. 5), где учтены взаимодействия волокон между собой.

Рассчитаем давление, при котором элементарный участок ШУ будет закрывать монтажный зазор:

$$R_{\Sigma} = P \cdot n \cdot \varepsilon \cdot c_f, \quad (11)$$

где $P = 580$ — давление на одну проволочку, Па;

$n = 200$ — количество проволочек на 1 мм^2 , шт;

ε — коэффициент заполнения (несплошности);

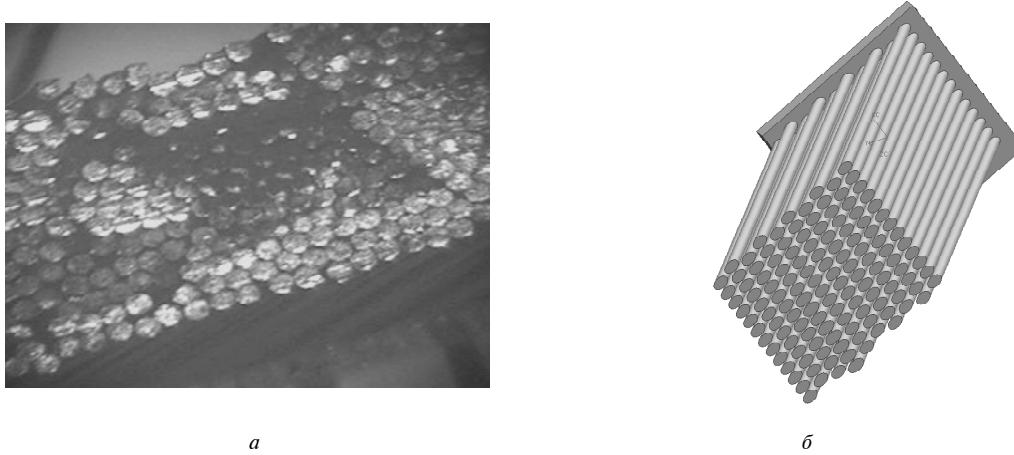


Рис. 5. Элементарный участок ЩУ:
а – увеличенное изображение; б – модель

$c_f = 1,72$ – эмпирический коэффициент межпроволочного трения [3].

Рассчитаем коэффициент заполнения по формуле, приведенной в источнике [4]:

$$\varepsilon = 1 - \frac{\pi \cdot d^2 \cdot n_b}{4 b_b \cos \varphi}, \quad (12)$$

где $d = 0,07$ – диаметр проволоки ЩУ, мм;

$n_b = 14$ – количество проволочек на 1 мм, шт;

$b_b = 0,98 \approx 1$ – толщина проволочного пакета, мм;

$\varphi = 45^\circ$ – угол наклона волокон;

$$\varepsilon = 1 - \frac{\pi \cdot (0,07)^2 \cdot 14}{4 \cdot 0,98 \cdot \cos 45^\circ} = 0,92.$$

Следовательно:

$$P_{\Sigma} = 580 \cdot 200 \cdot 0,92 \cdot 1,72 = 0,18 \text{ МПа} = 1,8 \text{ атм}.$$

Найдем усилие, действующее на пучок площадью 1 мм^2 при давлении 1,8 атм из (8)

$$F = P \cdot S = 0,18 \cdot 10^6 \cdot 1 \cdot 10^{-6} = 0,18 \text{ Н}.$$

Тогда усилие, необходимое для закрытия зазора между ЩУ диаметром 90,4 мм и диаметром вала 90 мм, равно:

$$F = P \cdot S = 0,18 \cdot 10^6 \cdot 90,4 \cdot 10^{-6} = 16,3 \text{ Н}.$$

Полученные данные были подтверждены экспериментально на специальной установке для продувки ЩУ диаметром до 100 мм. Эффект «закрытия» монтажного зазора наблюдался с помощью подсветки, установленной в приспособлении. Поток света прекращался при подаче давления около 2 атм [5].

Второй этап работы ЩУ – образование натяга ЩУ с ротором

Как было отмечено выше, в дальнейшем процессе работы уплотнения после закрытия зазора, образуется натяг проволочного пакета с поверхностью вала и уже на перемещение проволоки оказывает влияние дополнительная реакция от ротора, возникающая в результате трения между данной контактирующей парой.

В данном случае выполнен расчет балки как статически неопределенной системы.

Однако из анализа зарубежных источников [3, 6] отмечен другой метод расчета силы реакции от вала в процессе работы ЩУ.

Статически неопределенными называются системы, силовые факторы, в элементах которых только из уравнений равновесия твердого тела определить нельзя. В таких системах больше связей, чем необходимо для равновесия. Таким образом, некоторые связи оказываются в этом смысле как бы лишними, а условия в них – лишними неизвестными. По числу лишних связей или лишних неизвестных устанавливается степень статической неопределенности системы [2].

В данном случае рассчитаем балку, один конец которой защемлен, а другой оперт на шарнирно-подвижную опору (рис. 6). Этот вариант имитирует защемленную проволочку в корпусе, а шарнирно-подвижная опора есть силой на ее вершине от реакции вала. Защемление левого конца, эквивалентное трем стрелкам, дает три реакции, шарнирно-подвижная опора – одну. Всего требуется определить четыре реакции. Следовательно, балка один раз статически неопределенна. Для построения основной системы нужно устраниТЬ одну связь. Основная система, полученная в результате удаления лишней связи (подвижно-шарнирной опоры), представляет собой консоль.

Нагружаем основную систему заданной распределенной нагрузкой (давлением на проволоку), а вместо отброшенной опоры прикладываем неизвестную реакцию (силу на вершине проволоки) $R_B = X_1$ (см. рис. 6). Полное перемещение точки В основной системы (от лишнего неизвестного усилия) по направлению X_1 , т.е. по направлению удаленной связи, должно быть равно нулю, т.к. в т. В исходная балка не имеет прогиба. Таким образом, дополнительное уравнение перемещений имеет вид:

$$\Delta_1 = 0.$$

Полный прогиб Δ_1 можно представить как сумму прогибов от внешней нагрузки

$$\Delta_{1P} = -\frac{q \cos \alpha \cdot L^4}{8EJ} \quad (13)$$

и неизвестной реакции:

$$\Delta_{11} = -\frac{X_1 L^3}{3EJ}. \quad (14)$$

Тогда уравнение имеет вид:

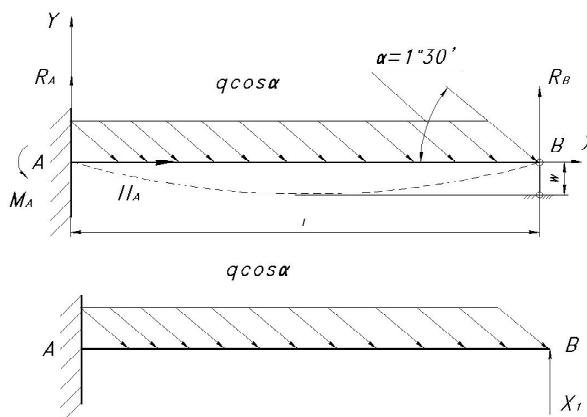
$$\Delta_1 = \Delta_{1P} + \Delta_{11} = 0 \quad (15)$$

$$\text{или } -\frac{q \cos \alpha \cdot L^4}{8EJ} + \frac{X_1 L^3}{3EJ} = 0.$$

Отсюда искомая реакция

$$X_1 = \frac{3}{8} q L \cdot \cos \alpha. \quad (16)$$

Зная реакцию X_1 из уравнений статики легко вычислить остальные реакции, а затем построить эпюры изгибающих моментов и поперечных сил (рис. 7).



Рассчитаем натяг и силу на вершине проволоки при максимальном давлении.

Максимальный перепад давления, действующий на пучок, равен 5 атм, отсюда давление на одну проволоку можно рассчитать по формуле (11):

$$P = \frac{P_{\Sigma}}{n \cdot \varepsilon \cdot c_f} = \frac{0,5 \cdot 10^6}{200 \cdot 0,92 \cdot 1,72} = 1,6 \cdot 10^3 \text{ Па.}$$

Из формулы (9) найдем распределенную нагрузку на балку:

$$q = P \cdot d = 1,6 \cdot 10^3 \cdot 0,07 \cdot 10^{-3} = 0,11 \frac{\text{H}}{\text{м}}.$$

Подставляя числовые значения в формулу (16) находим усилие на вершине проволоки:

$$X_1 = \frac{3}{8} \cdot 0,11 \cdot 11 \cdot 10^{-3} \cos 1,5 = 0,45 \cdot 10^{-3} \text{ Н.}$$

Прогиб рассчитаем по формуле 14:

$$\begin{aligned} \Delta_{11} &= -\frac{X_1 L^3}{3EJ} = \\ &= \frac{0,45 \cdot 10^{-3} \cdot (11 \cdot 10^{-3})^3}{3 \cdot 2,25 \cdot 10^{11} \cdot \frac{3,14 \cdot (0,07 \cdot 10^{-3})^4}{64}} = 0,76 \cdot 10^{-3} \text{ м} = 0,76 \text{ мм.} \end{aligned}$$

Из полученного полного прогиба 0,76 мм при перепаде давления 5 атм, вычитая величину прогиба проволоки при зазоре, определим прогиб при натяге:

$$\Delta = \Delta_{11} - \delta = 0,76 - 0,28 = 0,48 \text{ мм.}$$

Отсюда величина радиального натяга равна:

$$\Delta \cos \varphi = 0,48 \cdot \cos 45 = 0,34 \text{ мм.}$$

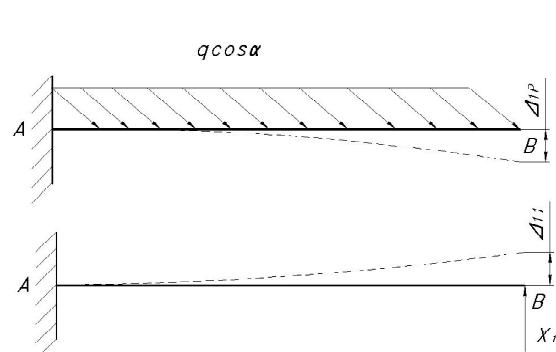


Рис. 6. Схема нагружения балки как статически неопределенной системы

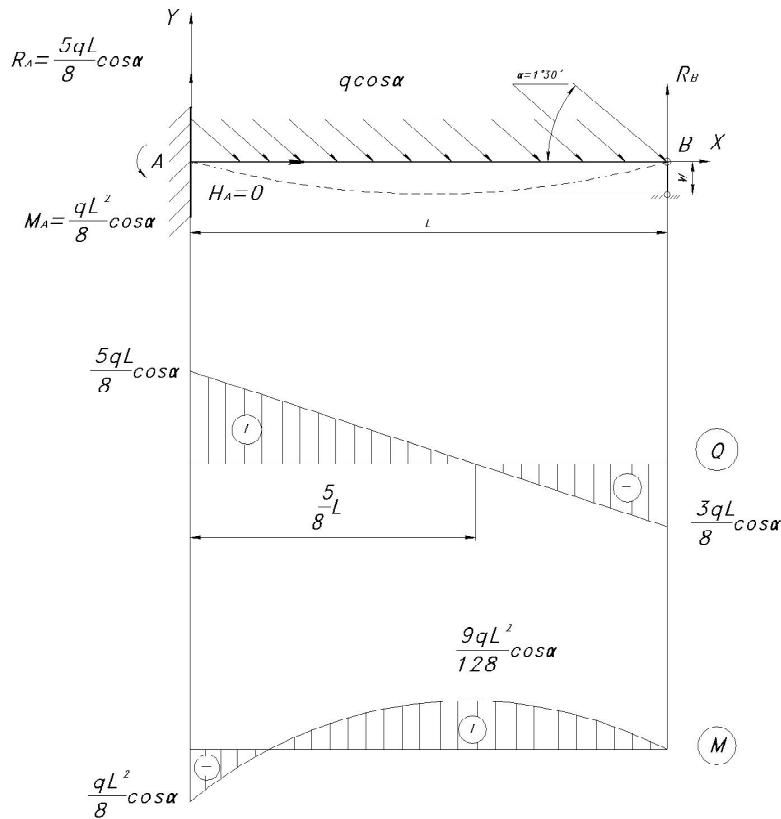


Рис. 7. Эпюра изгибающих моментов и поперечных сил балки

Перспективы дальнейших исследований

Последующие расчеты должны быть направлены как на решение конструкторских, так и технологических задач с использованием результатов полученной аналитической модели. Это расчет режимов обработки внутреннего диаметра ЩУ и расчет сил трения, которые вызывают износ контактирующей пары и зарождение тепла в зоне контакта, с целью выбора необходимого покрытия вала при требуемых условиях эксплуатации.

Выводы

Разработанная аналитическая модель работы щеточного уплотнения ГТД является базовой моделью, и ее результаты могут быть использованы в дальнейших тепловых, прочностных и газодинамических расчетах.

Выполненные расчеты показали, что монтажный зазор 0,2 мм между внутренним диаметром ЩУ и поверхностью ротора закрывается при перепаде давления 1,8 атм. Полученные данные были подтверждены экспериментально. А также определена сила на вершине единичной проволоки и ее прогиб (радиальный натяг) при максимальном перепаде давления 5 атм, которые равны $0,45 \cdot 10^{-3}$ Н и 0,34 мм соответственно.

Однако полученные характеристики могут меняться как от жесткости проволочного пакета, т.е. его толщины и слоев намотки, так и от параметров отдельной проволоки, ее диаметра, угла наклона, свободной длины и механических свойств.

Перечень ссылок

1. Gervas Franceschini. Improved understanding of blow-down in filament seals / Gervas Franceschini, Terry V. Jones David R.H. Gillespie // ASME Paper No. GT2008-51197. – Proceedings of Rower for Land, Sea and Air, Berlin, Germany, June 9-13, 2007. – Р. 1–12.
2. Сопротивление материалов ; под ред. Акад. АН УССР Г. С. Писаренко. – [изд. 5-е, перераб. и доп.]. – К. : Вища шк. Головное изд-во, 1986. – 775 с.
3. Mehmet Demiroglu. An investigation of tip force characteristics of brush seals / Mehmet Demiroglu, Mustafa Gursoy, John A. Tichy // ASME Paper No. GT2007-28042. – Proceedings of Rower for Land, Sea and Air, Montreal, Canada, May 14-17, 2007. – Р. 1–12.
4. Peter Helm. Breaking the swirl with brush seals – numerical modeling and experimental evidence / Peter Helm, Alexander Pugachev, Matthias Neef //

- ASME Paper No. GT2008-50257 - Proceedings of Rower for Land, Sea and Air, Berlin, Germany, June 9–13, 2008. – P. 1–10.
5. Элементы технологии изготовления щеточного уплотнения ГТД и его экспериментальные исследования в статическом положении / [Л. Л. Каминская, Э. В. Кондратюк, С. Д. Зиличихис и др.] // Вестник двигателестроения. – 2008. – № 1. – С. 71–74.
6. Mehmut F. Aksit. Analysis of brush seal bristle stresses with pressure-friction coupling / Mehmut F. Aksit. // ASME Paper No. GT2003-38718. – Proceedings of Rower for Land, Sea and Air, Atlanta, Georgia, June 16–19, 2003. – P. 1–9.

Поступила в редакцию 23.04.2010

Філімонова Л.Л. Модель роботи щіткового ущільнення ГТД

Розроблено аналітичну модель роботи щіткового ущільнення (ЩУ) ГТД з метою оцінювання поведінки волокон у процесі експлуатації. В роботі розглянуто одиничне волокно як балка з діючими на ней реакціями. Виконано розрахунок деформації балки при плоскому згині, а також розрахунок балки як статично невизначеної системи. Крім того, вивчено жмуток дротів як елементарну ділянку ЩУ, де врахована взаємодія волокон між собою. Встановлено перепад тиску, при якому монтажний зазор між внутрішнім діаметром ЩУ і поверхнею ротору закривається. Результати роботи підтверджено експериментальними даними.

Ключові слова: щіткове ущільнення, мікродріт, вісь, балка, згин, монтаження.

Filimonova L. Model of GTE brush seal work

An analytical model of GTE brush seal work has been developed to estimate bristle behavior in operation process. In this paper, the single bristle as beam acted by reactions is considered. Deformation analysis of beam with simple bending and statically indeterminate beam as well is carried out. Besides, the bristle bundle as elementary area of BS subject to its interaction has been studied. Differential pressure when assembly clearance between BS internal diameter and rotor surface is closed has been established. Working results are confirmed by experimental data.

Key words: brush seal, wire, axis, beam, bend, load.

УДК 629.7.036:539.4

**Канд. техн. наук Р. П. Придорожный¹, канд. техн. наук А. В. Шереметьев¹,
д-р техн. наук А. П. Зиньковский²**

¹ Государственное предприятие «Ивченко-Прогресс», г. Запорожье

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

ОСОБЕННОСТИ АЗИМУТАЛЬНОЙ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ ОРИЕНТАЦИИ ОХЛАЖДАЕМЫХ РАБОЧИХ ЛОПАТОК ТУРБИН

Исследовано влияние азимутальной кристаллографической ориентации на прочность монокристаллических охлаждаемых рабочих лопаток с учетом особенностей их системы охлаждения. Установлено, что совершенствование системы охлаждения и рациональный выбор азимутальной кристаллографической ориентации монокристаллических охлаждаемых рабочих лопаток турбин, обеспечивает повышение их надежности и ресурса.

Ключевые слова: азимутальная кристаллографическая ориентация, монокристаллические лопатки, система охлаждения, надежность, долговечность.

Введение и постановка задачи

В связи с широким использованием для авиационных ГТД рабочих лопаток турбин из монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов, составной частью проблемы прочности таких лопаток стал вопрос о влиянии кристаллографической ориентации монокристалла на их надежность и долговечность. Это обусловлено тем, что монокристаллы обладают существенной анизотропией как физических, так и механических свойств.

Неизбежным следствием охлаждения лопаток является неравномерное распределение температуры и высокий уровень температурных напряжений, который в 2–3 раза может превышать уровень напряжений, возникающих от действия центробежных и газовых нагрузок. Поэтому в процессе проектирования охлаждаемой лопатки очень важно снизить уровень действующих температурных напряжений. Это возможно не только за счет повышения эффективности охлаждения, но и путем выбора определенной ориентации монокристалла.

В ходе расчетных исследований [1–4] было сформировано одно из основных требований к отливке монокристаллических охлаждаемых рабочих лопаток турбин – совпадение их продольной оси с кристаллографическим направлением <001> монокристалла, когда относительно высокие прочностные характеристики будут обеспечены при пониженном модуле упругости, поскольку температурные напряжения пропорциональны его величине. При этом в большинстве случаев азимутальная ориентация осей монокристалла в плоскости поперечного сечения лопатки обычно не регламентируется. Однако, как пока-

зывают результаты исследований, надежность и долговечность монокристаллических лопаток может в значительной мере зависеть от выбора азимутальной ориентации. Поэтому на стадии проектирования монокристаллической охлаждаемой рабочей лопатки турбины очень важно при фиксированной аксиальной ориентации лопатки выявить наиболее оптимальную, с точки зрения прочности, азимутальную ориентацию.

С развитием технологии литья монокристаллических лопаток и необходимостью повышения температуры газа перед турбиной, их конструкция также претерпевала определенные изменения. В частности происходили существенные изменения в системе охлаждения лопаток. Поэтому целью данной работы является изучение влияния азимутальной кристаллографической ориентации на прочность монокристаллических охлаждаемых рабочих лопаток с учетом особенностей их системы охлаждения.

1 Объект исследования и его расчетная модель

В качестве объектов исследования были выбраны монокристаллические охлаждаемые рабочие лопатки ТВД, разработанные на ГП «Ивченко-Прогресс» для эксплуатации на различных двигателях.

Современная охлаждаемая рабочая лопатка – это лопатка с особо сложной конструкцией, большим количеством внутренних каналов и развитой системой интенсификаторов охлаждения, отверстий перетекания, щелей и перфорации. Поэтому для достоверной и точной оценки ее НДС, как правило, требуется построение трехмерной расчетной модели. Однако, как показывает опыт проектирования, для исследования влияния ази-

мутальной ориентации на прочность монокристаллических охлаждаемых рабочих лопаток, вполне достаточно рассмотреть наиболее термонапряженное среднее поперечное сечение такой лопатки, поскольку влияние кристаллографической ориентации кристалла на прочность монокристаллической охлаждаемой лопатки в большей степени определяется распределением и уровнем термических напряжений в этом сечении.

Таким образом, для исследования влияния азимутальной ориентации на прочность монокристаллических охлаждаемых рабочих лопаток были выбраны, охлаждаемые рабочие лопатки малоразмерного ГТД, ТРДД с тягой $R = 2500$ кгс и $R = 23430$ кгс, современного и перспективного ТВВД, средние сечения которых представлены на рис. 1.

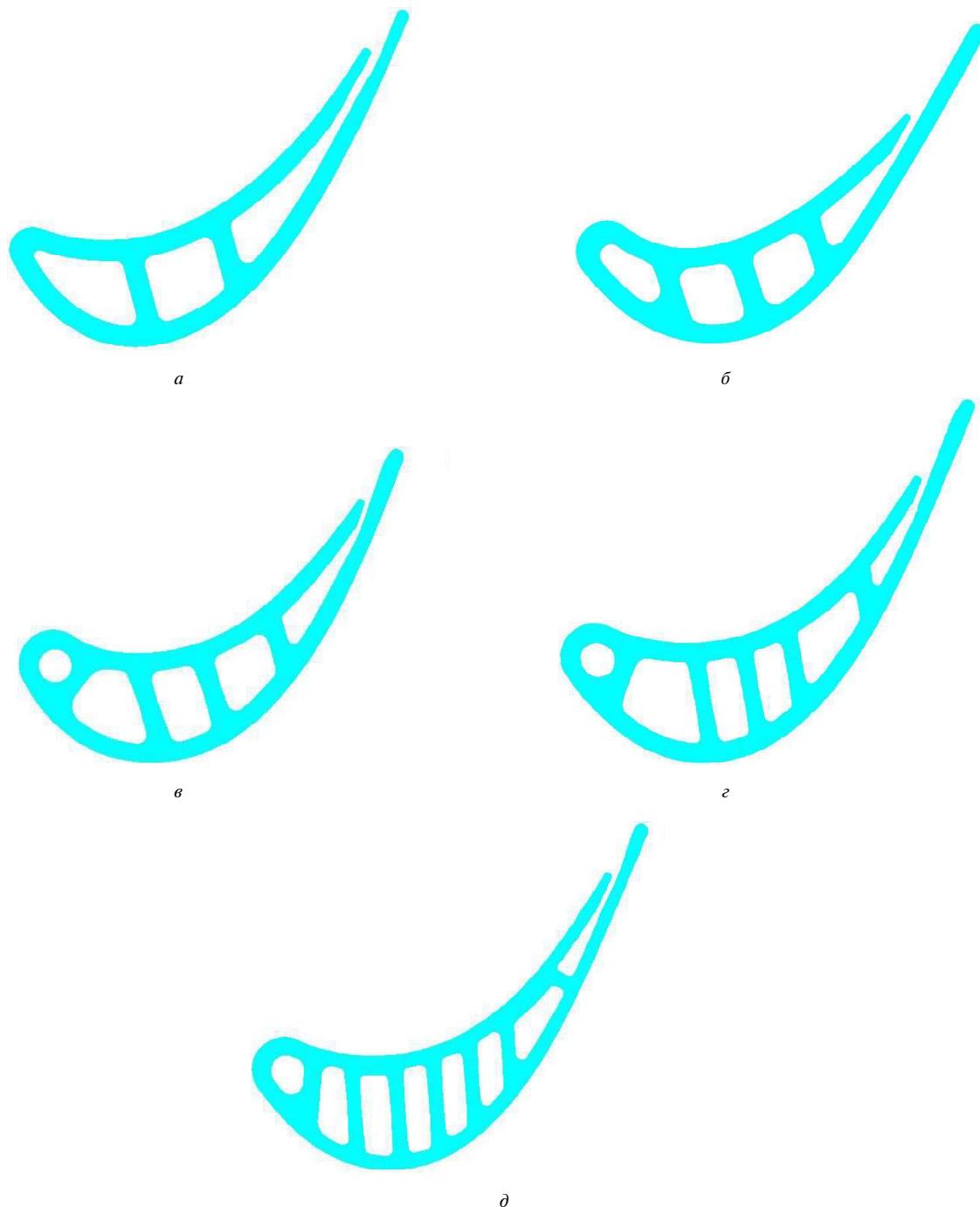


Рис. 1. Расчетные сечения охлаждаемых рабочих лопаток турбины высокого давления малоразмерного ГТД (а), ТРДД с тягой $R = 2500$ кгс (б) и $R = 23430$ кгс (в), современного (г) и перспективного (д) ТВВД

2 Результаты расчетов

Следует отметить, что рассматриваемые в данной работе охлаждаемые рабочие лопатки разработаны для двигателей с различной температурой газа перед турбиной, что обуславливает их конструкционные отличия, и как показано в таблице 1, температурное и напряженное состояния.

Как видно из представленных данных, при повышении температуры газа перед турбиной увеличивается число охлаждающих каналов в системе охлаждения лопатки, одновременно, за исключением перспективного двигателя, увеличивается перепад температур по сечению и возрастают доли термических напряжений в общем уровне напряженности лопатки. Однако при создании лопатки для перспективного двигателя наметилась тенденция, что дальнейшее увеличение числа охлаждающих каналов может привести к уменьшению перепада температур по сечению и уменьшению доли термических напряжений в лопатке.

В настоящей работе, для установления закономерностей влияния азимутальной ориентации

на долговечность и надежность исследуемых монокристаллических охлаждаемых рабочих лопаток, была использована полупространственная модель лопатки, а в качестве критерия оценки – коэффициент запаса статической прочности. Здесь следует отметить, что эта модель применима к монокристаллическим лопаткам только тогда, когда продольная ось лопатки совпадает с кристаллографическим направлением $<001>$. Однако, как было указано выше, этот случай и является наиболее важным для современных монокристаллических лопаток с большими температурными перепадами по сечению.

Все расчеты НДС исследуемых лопаток проводились в упругопластической постановке без учета процессов ползучести материала.

Таким образом, изменения положение главных осей монокристалла x , y относительно осей лопатки x' , y' в плоскости поперечного сечения на угол φ (см. рис. 2), можно определить влияние азимутальной ориентации на напряженное состояние лопатки.

Влияние азимутальной ориентации удобно характеризовать плоскими замкнутыми кривы-

Таблица 1 - Анализ температурного и напряженного состояний охлаждаемых рабочих лопаток турбин

№ п/п	Двигатель	Температура газа перед турбиной, °C	Количество охлаждающих каналов	Перепад температур по сечению, °C	Доля Термических напряжений, %
1	Малоразмерный ГТД	1147	3	105	31
2	ТРДД с тягой $R = 2500$ кгс	1267	4	248	43
3	ТРДД с тягой $R = 23430$ кгс	1357	5	271	65
4	Современный ТВВД	1437	6	326	69
5	Перспективный ТВВД	1527	8	305	65

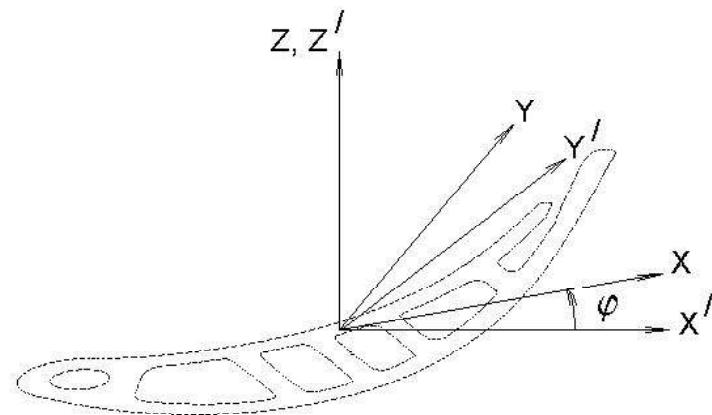


Рис. 2. Системы декартовых координат, описывающие главные оси монокристалла (xyz) и положение поперечного сечения лопатки ($x'y'z'$)

ми, если зафиксировать одно из направлений в кристалле (в данном случае $<001>$), а два других вращать вокруг первого, не изменяя положения самого кристалла в пространстве. Каждая точка замкнутой кривой определяет минимальное значение коэффициентов запаса при различной азимутальной ориентации для выбранного отклонения продольной оси лопатки от кристаллографического направления $<001>$. Для исследуемых монокристаллических охлаждаемых рабочих лопаток на рис. 3 в таком виде приведены относительные распределения минимальных коэффициентов запаса (K_m) в зависимости от азимутальной

ориентации лопатки (ϕ) при отсутствии отклонения ее продольной оси.

Из представленных зависимостей следует, что для исследуемых монокристаллических охлаждаемых лопаток, отливаемых в направлении кристаллизации $<001>$, азимутальное расположение осей монокристалла по отношению к осям лопатки в плоскости ее поперечного сечения, может оказывать существенное влияние на их надежность и долговечность. Диапазон изменения минимальных коэффициентов запаса в зависимости от азимутальной ориентации рассматриваемых лопаток представлен в таблице 2.

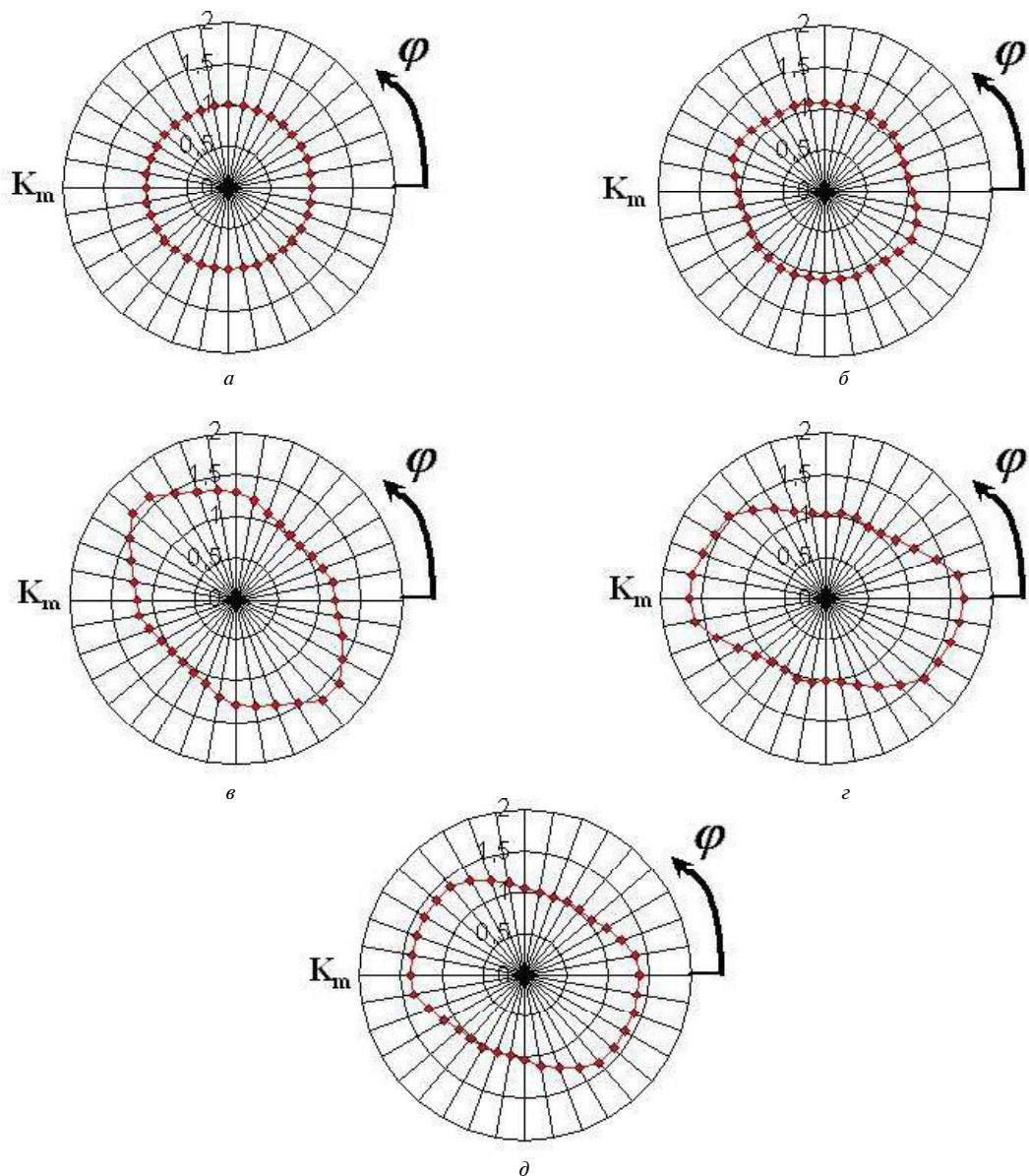


Рис. 3. Относительные распределения минимальных коэффициентов запаса (K_m) в зависимости от азимутальной ориентации (ϕ) монокристаллических охлаждаемых рабочих лопаток турбины высокого давления малоразмерного ГТД (a), ТРДД с тягой $R = 2500$ кгс (b) и $R = 23430$ кгс (c), современного (d) и перспективного (d) ТВВД

Таблица 2 – Анализ влияния азимутальной ориентации на минимальные коэффициенты запаса в охлаждаемых рабочих лопатках турбин

№ п/п	Двигатель	Диапазон изменения K_m , %
1	Малоразмерный ГТД	1
2	ТРДД с тягой $R = 2500$ кгс	19
3	ТРДД с тягой $R=23430$ кгс	61
4	Современный ТВВД	65
5	Перспективный ТВВД	40

Как видно из представленных данных, с увеличением перепада температур по сечению и возрастанием доли термических напряжений все большее влияние на прочность монокристаллической охлаждаемой лопатки оказывает ее азимутальная ориентация. Однако при создании перспективного двигателя наметилась тенденция, что дальнейшее увеличение числа охлаждающих каналов может привести к уменьшению доли термических напряжений, тем самым, уменьшив влияния азимутальной ориентации на надежность и долговечность монокристаллической охлаждаемой рабочей лопатки турбины, что облегчает формирование рабочих колес из лопаток с различной азимутальной ориентацией. Тем не менее, влияние азимутальной ориентации все еще остается на достаточно высоком уровне и поэтому на стадии проектирования желательно сделать обоснованный выбор рациональной кристаллографической ориентации, обеспечивающей повышение надежности и ресурса монокристаллических охлаждаемых рабочих лопаток турбин.

Заключение

На основании проведенного анализа результатов исследований по изучению влияния азимутальной кристаллографической ориентации на прочность монокристаллических охлаждаемых рабочих лопаток с учетом особенностей их системы охлаждения

Придорожний Р.П., Шеремет'єв О.В., Зіньковський А.П. Особливості азимутальної кристаллографічної орієнтації охолоджуваних робочих лопаток турбін

Досліджено вплив азимутальної кристаллографічної орієнтації на міцність монокристалічних охолоджуваних робочих лопаток турбін з урахуванням особливостей їх системи охолодження. Встановлено, що удосконалення системи охолодження та раціональний вибір азимутальної кристаллографічної орієнтації монокристалічних охолоджуваних робочих лопаток турбін забезпечує підвищення їх надійності і ресурсу.

Ключові слова: азимутальна кристаллографічна орієнтація, монокристалічні лопатки, система охолодження, надійність, довговічність.

Pridorozhniy R., Sheremeteyev A., Zin'kovskiy A. Features azimuthal crystallographic orientation of the rotor blades cooled turbine

The influence of azimuthal crystallographic orientation on strength of monocrystalline cooled turbine blades taking into account features of their system of cooling is investigated. The improvement of system of cooling and the efficient choice of azimuthal crystallographic orientation of monocrystalline cooled turbine blades, that provided increase of their reliability and service life, is established.

Key words: azimuthal crystallographic orientation, monocrystalline blades, cooling system, reliability, durability.

можно сформулировать следующие выводы:

1. Рациональный выбор азимутальной кристаллографической ориентации монокристаллических охлаждаемых рабочих лопаток турбин, обеспечивает повышение их надежности и ресурса.
2. Совершенствование системы охлаждения монокристаллических охлаждаемых рабочих лопаток турбин позволяет уменьшить влияние азимутальной кристаллографической ориентации на их надежность и долговечность.

Перечень ссылок

1. Колесников В. И. К ресурсному проектированию монокристаллических охлаждаемых лопаток турбины / В. И. Колесников, Р. П. Придорожный // Тр. Междунар. науч.-техн. конф. «Совершенствование турбоустановок методами математического и физического моделирования», Харьков, 29 сент.–2 окт., 1997. – Харьков : ИПМ НАН Украины, 1997. – С. 522–526.
2. Придорожный Р. П. Расчетное исследование объемного напряженного состояния монокристаллической охлаждаемой лопатки турбины / Р. П. Придорожный // Авіаційно-космічна техніка і технологія. – 2002. – Вип. 34. – С. 119–123.
3. Придорожный Р. П. Особенности влияния кристаллографической ориентации на усталостную прочность монокристаллических рабочих лопаток турбин / Р. П. Придорожный, А. В. Шереметьев // Авиационно-космическая техника и технология. – 2005. – Вып. 10/26. – С. 55–59.
4. Придорожный Р. П. Влияние кристаллографической ориентации на спектр собственных колебаний и предел выносливости монокристаллических рабочих лопаток турбин / Р. П. Придорожный, А. В. Шереметьев, А. П. Зиньковский // Пробл. прочности. – 2008. – № 5. – С. 15–27.

Поступила в редакцию 06.09.2010

С. К. Колтун

Национальный аэрокосмический университет им. Н.Е. Жуковского «ХАИ», г. Харьков

ТЕХНОЛОГИЧЕСКАЯ НАСЛЕДСТВЕННОСТЬ ПРИ ПОЛУЧЕНИИ ЗАГОТОВОК РАБОЧИХ ЛОПАТОК КОМПРЕССОРА ПЕРИОДИЧЕСКИМ ПРОКАТОМ

В работе определены макро- и микроструктура, механические свойства и химический состав заготовок, полученных периодическим прокатом, и проведено их сравнение с групповой заготовкой.

Ключевые слова: рабочая лопатка, титановый сплав, периодический прокат, групповая заготовка, качество, производительность, технологическая наследственность.

Постановка проблемы и ее связь с практическими задачами

В ОАО «Мотор Сич» изготовление рабочих лопаток компрессора производится методом точной штамповки с последующим холодным вальцеванием без окончательной размерной механической обработки. Профиль пера формируется пластической деформацией металла – сначала горячей (периодический прокат и точная штамповка), а затем – холодной (вальцевание пера в несколько переходов) [1].

Сущность периодического проката заготовок лопаток состоит в том, что пруток определенного диаметра и длины нагревают в печи до необходимой температуры и подают в проводку ковочных валков стана. Ковочные валки на рабочей поверхности имеют профильный ручей, который при прокатке заготовки образует необходимую на ней геометрию. За один оборот валков профилюется 45 и более заготовок, связанных перемычкой (рис. 1) [1].

Основное назначение периодического проката – выполнить набор материала в зоне хвостовика лопатки за счет утонения исходной заготовки в зоне профильной части лопатки. Периодическую прокатку заготовок лопаток из титановых и нержавеющих сталей выполняют на специальном прокатном стане (рис. 2).

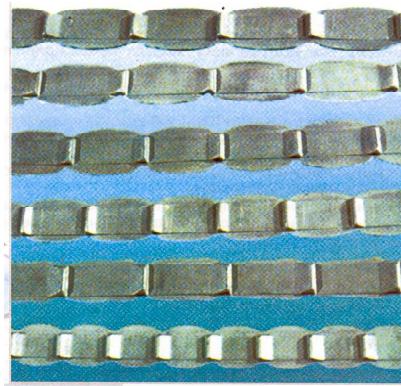


Рис. 1. Полосы периодического проката заготовок рабочих лопаток компрессора под точную штамповку

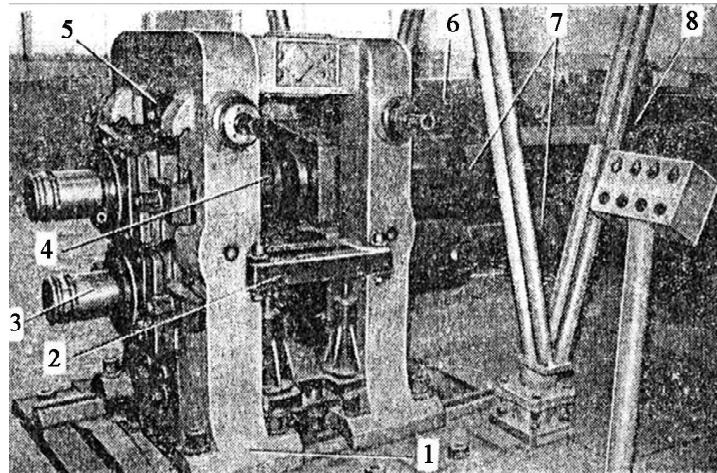


Рис. 2. Стан для продольной периодической прокатки заготовок лопаток:

1 – рабочая клеть; 2 – передний стол; 3 – вал; 4 – сборный валок; 5 – клин; 6 – электродвигатель; 7 – верхний и нижний шпиндель; 8 – редуктор с шестеренной клетью

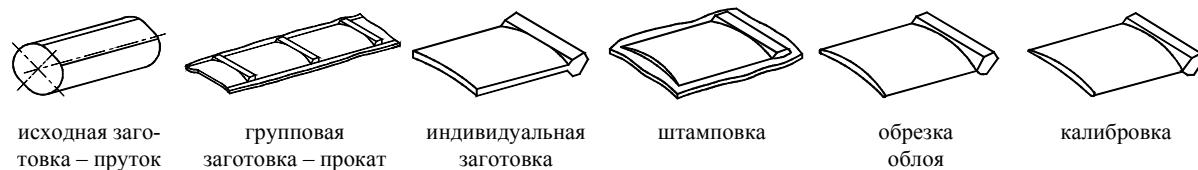


Рис. 3. Последовательность технологических переходов получения заготовок лопаток с применением периодического проката

Последовательность технологических переходов (рис. 3) с применением периодического проката следующая [1]:

- исходная заготовка;
- периодический прокат;
- вырубка индивидуальной заготовки;
- штамповка;
- обсечка облоя;
- калибровка.

Однако в научно-технической литературе нет публикаций по влиянию технологической наследственности периодического проката заготовок рабочих лопаток компрессора из титанового сплава на их качество.

Цель работы – определить параметры качества заготовок рабочих лопаток компрессора, полученных периодическим прокатом.

Содержание и результаты исследования

Периодическая прокатка заготовок под точную штамповку лопаток производилась по следующей технологии.

На исходную круглую заготовку наносилась смазка для сталей – стеклоэмалевая, для титанового сплава – порошок нитрида бора. Нагретые прутки прокатывались на полосу за один проход. Толщина получаемой полосы меньше высоты хвостовой части заготовки под штамповку, а ширина полосы меньше ширины хвостовика на 1...2 мм или равна ей. Нагрев заготовок под прокатку производился в электропечах до температуры 1080...1160 °C для сталей и до 900...930 °C для титанового сплава ВТ8. Нагретые плоские полосы прокатывались в калибровочных валах в периодическую полосу заготовок лопаток.

Полное усилие металла на валки при прокатке стальных лопаток составляло 60–75 Тс, а при прокатке лопаток из титанового сплава ВТ8 ~ 50 Тс. Максимальное относительное обжатие по перу заготовки составляло 80...90 % для сталей и 50...60 % – для титанового сплава, а вытяжка соответственно – 2,5...3,0 и 2,3...2,6.

Проводились сравнительные металлографические исследования заготовок лопаток компрессора из титанового сплава ВТ8.

Макроанализ заготовок производился на макротомпетах, изготовленных в продольном направлении, по всей длине заготовки под лопатку.

Дополнительно на заготовке периодического проката изготовлен макротомпет в поперечном сечении.

Макроструктура на заготовке периодического проката в зоне пера – тонкая, без проявления макророзерна; в зоне хвостовика – рекристаллизована с величиной зерна, соответствующей баллу 1 единой 10-балльной шкалы АМТУ518-68.

В периферийной части заготовок имеется тонкая темная полоса по периметру профиля пера, которая является следствием усиленной деформации в подповерхностной зоне пера.

Макроструктура групповой заготовки рекристаллизована в хвостовике и пере. Величина зерна соответствует баллу 2.

Микроструктура заготовки периодического проката состоит из смеси $\alpha + \beta$ фаз несколько вытянутой формы, но более измельченной, чем на катанных прутках в исходном состоянии (рис. 4, а).

Микроструктура групповой заготовки состоит из смеси $\alpha + \beta$ фаз равноосной формы (рис. 4, б).

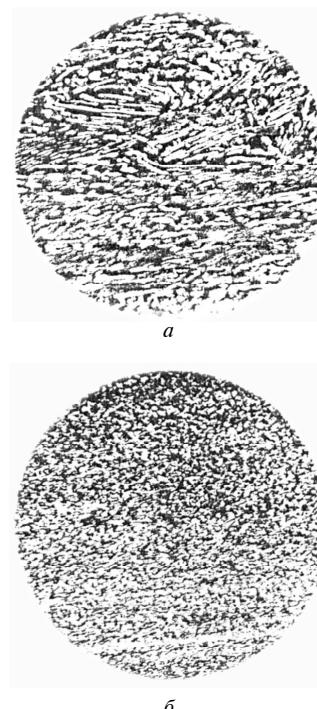


Рис. 4. Микроструктура материала заготовки:
а – периодического проката; б – групповой заготовки

Зоны усиленной деформации на обеих заготовках отличаются большей степенью измельчения структуры по сравнению со структурой остального сечения пера.

Измерение микротвердости на приборе ПМТ-3 при нагрузке 0,5 Н показали, что в подповерхностных слоях металла заготовки периодического проката наблюдаются повышенные значения на 1700 МПа по сравнению с сердцевиной.

Микротвердость подповерхностного слоя на глубине 20...25 мкм составляет 4879 МПа, а в сердцевине – 3170 МПа, что свидетельствует о наличии газонасыщенного слоя, образовавшегося в процессе нагрева под технологическую операцию периодической прокатки профиля.

Аналогичное повышение микротвердости наблюдается и на групповой заготовке.

Значения механических свойств определялись на образцах, вырезанных из хвостовика и пера полосы периодического проката, а также из хвостовика и пера групповой заготовки (табл. 1).

Значения механических свойств для каждой из заготовок находятся на достаточно высоком уровне.

Механические свойства на образцах, вырезанных из хвостовика периодической полосы, имеют более высокие значения предела прочности и соответственно более низкие значения попереч-

ного сужения по сравнению с образцами из групповой заготовки.

Аналогичная разница наблюдается на обеих заготовках между значениями механических свойств образцов, вырезанных из хвостовика пера.

Разброс значений на обеих заготовках следует отнести за счет того, что испытания проводились на нестандартных образцах различной формы на промежуточной технологической операции без стабилизирующей термической обработки, проведение которой, согласно технологии, предусмотрено после всех операций горячего деформирования.

Химический состав заготовок групповой и периодического проката представлен в табл. 2.

Таким образом, из полученных результатов сравнительных исследований следует, что качество заготовок для рабочих лопаток компрессора из титанового сплава ВТ8, изготовленных методом периодического проката, по состоянию макро-, микроструктуры и механических свойств практически аналогично групповым заготовкам.

Внедрение в производство продольной периодической прокатки заготовок рабочих лопаток компрессора под точную штамповку и вальцевание позволило улучшить качество лопаток, увеличить производительность в 34 раза, уменьшив расход материала на 20...50 % (рис. 5).

Таблица 1 – Механические свойства материала заготовок лопаток из титанового сплава ВТ8

Характеристика образцов	Предел прочности, МПа	Удлинение, %	Поперечное сужение, %	Твердость HB 5/750, диаметр отпечатка, мм
Образцы из хвостовика полосы периодического проката	1130,0	12,0	46,2	1,70
	1111,0	13,0	51,7	1,72
	1130,0	13,3	51,3	1,67
	1115,0	16,6	55,4	1,70
	1108,0	17,0	51,3	1,68
	1114,0	13,3	51,9	1,71
Образцы из пера полосы периодического проката (плоские)	1220,0	2,5	–	–
	1178,0	8,5	–	–
	1186,0	7,0	–	–
	1186,0	7,0	–	–
Образцы из хвостовика групповой заготовки	1057,0	14,0	56,8	1,65
	1051,0	13,2	56,4	1,65
	1051,0	13,2	58,3	1,65
	1042,0	14,0	59,3	1,65
Образцы из пера групповой заготовки (плоские)	1242,0	6,0	–	–
	1213,0	6,0	–	–
	1290,0	4,8	–	–
	1242,0	4,8	–	–

Таблица 2 – Химический состав заготовок из титанового сплава ВТ8

Характеристика заготовки	Содержание элементов, %			
	Алюминий	Молибден	Цирконий	Титан
Групповые заготовки	6,17	3,55	0,36	Остальное
Периодический прокат	6,0	3,80	0,28	Остальное
АМТУ 388-68 на сплав ВТ8	6,0...7,3	2,8...3,8	–	–



Рис. 5. Заготовки лопаток, изготавливаемые точной штамповкой из периодического проката

Выводы и перспективы дальнейших исследований

1. Установлено, что получение заготовок рабочих лопаток компрессора из титанового сплава ВТ8 периодической прокаткой по состоянию макро-, микроструктуры и механических свойств практически аналогично групповым заготовкам.

2. Внедрение в производство периодической прокатки заготовок рабочих лопаток компрессора под точную штамповку и вальцевание улучшает качество лопаток, увеличивает производительность и уменьшает расход материала.

3. Следует продолжить исследования, направленные на повышение качества изготовления лопаток и уменьшение расхода материалов.

Перечень ссылок

1. Технология производства авиационных двигателей/ [В. А. Богуслаев, А. Я. Качан, В. Ф. Мозговой, Е. Я. Кореневский] : – Запорожье : Изд. комплекс ОАО «Мотор Сич», 2000. – 945 с.
2. Технологическое обеспечение эксплуатационных характеристик деталей ГТД. Лопатки компрессора и вентилятора. Часть I / [В. А. Богуслаев, Ф. М. Муравченко, П. Д. Жеманюк и др.] – Запорожье : Изд. комплекс ОАО «Мотор Сич», 2003. – 396 с.

Поступила в редакцию 22.11.2010

Колтун С.К. Технологічна спадковість при отриманні заготовок робочих лопаток компресора періодичним прокатом

В роботі визначено макро- і мікроструктуру, механічні властивості та хімічний склад заготовок, які отримано періодичним прокатом, та проведено їх порівняння з груповою заготовкою.

Ключові слова: робоча лопатка, титановий сплав, періодичний прокат, групова заготовка, якість, продуктивність, технологічна спадковість.

Koltun S. Technological heredity when producing compressor rotor blades by die-rolling

The present paper determines macro and micro structures, mechanical properties and chemical composition of the blanks produced by die-rolling and they are compared with the batch blank.

Key words: rotor blade, titanium alloy, die-rolled metal, batch blank, quality, efficiency, technological heredity.

УДК 621.785.532

**Д-р техн. наук В. Г. Каплун¹, канд. техн. наук Н. С. Машовець¹,
д-р техн. наук О. О. Розенберг², д-р техн. наук С. Є. Шейкін²**

¹ Хмельницький національний університет,

² Інститут надтвердих матеріалів ім. В. М. Бакуля НАН України, м. Київ

ВПЛИВ НИЗЬКОТЕМПЕРАТУРНОГО АЗОТУВАННЯ В ТЛІЮЧОМУ РОЗРЯДІ НА ЗНОСОСТІЙКІСТЬ ПАРИ «ТИТАН-ТИТАН»

Приведено експериментальні дослідження зносостійкості пари «титан-титан» з технічно чистого титана BT1-0 після низькотемпературного азотування в тліючому розряді в безводневому насичуючому середовищі (суміші азоту і аргону), зміни твердості, товщини, фазового складу і трибологічних властивостей азотованого шару залежно від технологічних параметрів процесу зміщення, які змінювалися в широкому діапазоні. Визначено оптимальні режими зміщення, що забезпечують мінімальну інтенсивність зношування азотованого шару в середовищі Рінгера в умовах вантааження, близьких до умов роботи в суглобах людини.

Ключові слова: азотування в тліючому розряді, титан BT1-0, зносостійкість, мікроструктура, фазовий склад.

Вступ

Титан і його сплави застосовуються в багатьох галузях біомедицини завдяки своїм унікальним властивостям, таким як мала питома вага, низький модуль пружності, висока корозійна стійкість і біосумісність [1]. Проте, низька зносостійкість цих матеріалів в умовах граничного і абразивного тертя не дозволяє їх використовувати у сфері хірургії для протезування суглобів людини без зміщення поверхні. В даний час існує багато способів зміщення поверхні титану: іонна імплантация, лазерне зміщення, азотування, нанесення покріттів методами PVD і CVD, створення на поверхні наноструктур [2, 3]. Проте трибологічні властивості цих покріттів і біологічна дія продуктів зносу на організм людини мало вивчені. Одним з перспективних методів зміщення поверхні тертя пари «метал-метал» є безводневе азотування в тліючому розряді [4, 5].

Азотування в тліючому розряді титанових сплавів дозволяє змінювати механічні властивості і фазовий склад азотованих шарів в широких межах [3–9]. При високотемпературному азотуванні в тліючому розряді досягається висока твердість поверхні титанових сплавів – до 2000 МПа, але при цьому різко зменшується пластичність азотованих шарів і на 30 % зменшується границя міцності при розтязі матеріалу [3, 6]. Наявність водню в насичуючому середовищі підвищує крихкість азотованих шарів та зменшує механічні характеристики титанових сплавів. Збільшення часу азотування титанових сплавів сприяє збільшенню товщини азотованого шару

до певних меж по параболічній залежності [7]. Додавання в насичуюче середовище інертних газів гелію і аргону сприяє збільшенню пластичності та товщини азотованого шару [6, 10].

Альтернативою високотемпературному азотуванню титанових сплавів є низькотемпературне (до 700 °C) азотування в тліючому розряді в безводневому (азотно-argonному) середовищі [5, 6]. При такій технології зберігаються вихідні механічні характеристики титанових сплавів, виключається їх воднева крихкість, на поверхні відсутня крихка фаза δ-TiN і утворюється пластичний азотований шар з нітридною зоною, що має в своєму складі в різному співвідношенні фази TiN, Ti₂N і Tia(N) в залежності від режиму азотування. При оптимальному співвідношенні твердості і пластичності та високій корозійній стійкості можна досягти значного підвищення зносостійкості титанових сплавів в корозійно-активному середовищі і, зокрема, в рідині Рінгера.

Методика експериментів

З метою визначення максимальної зносостійкості пари тертя «титан-титан» із матеріалу BT1-0 в середовищі рідини Рінгера при тиску 3,5 МПа на поверхні тертя і швидкості ковзання 0,057 м/с нами розроблена методика випробувань з використанням технології низькотемпературного азотування в тліючому розряді в безводневому насичуючому середовищі (суміші азоту з аргоном). Зміна властивостей поверхні тертя досягалась за рахунок різних технологічних режимів азотуван-

ня. Технологічні параметри процесу азотування (температура дифузійного насыщення T °C, тиск в вакуумній камері P і склад насычуючого середовища – суміш N_2+Ar) змінювались в слідуючих межах: T °C – від 540 °C до 680 °C; P – від 240 до 400 Па; об'ємний вміст Ar в суміші N_2+Ar – від 25 до 95 %. Час дифузійного насыщення приймався 6 годин.

З метою зменшення кількості експериментів і одержання математичних залежностей властивостей азотованого шару і трибологічних характеристик пари тертя від технологічних параметрів процесу азотування застосовувався трьохфакторний план другого порядку [11] (табл. 1) відповідно до якого

$$\begin{aligned} y = & b_0 + b_1x_1 + b_2x_2 + b_3x_3 + b_{12}x_1x_2 + b_{13}x_1x_3 + \\ & + b_{23}x_2x_3 + b_{11}x_1^2 + b_{22}x_2^2 + b_{33}x_3^2, \end{aligned} \quad (1)$$

де y – відклик функції;

b_0, b_{ij} – коефіцієнти регресії;

x_1, x_2, x_3 – технологічні параметри процесу азотування.

В процесі досліджень властивостей поверхні титану ВТ1-0 після різних режимів азотування контролювалась мікротвердість поверхні за допомогою приладу ПМТ-3, товщини нітридного шару з використанням мікроструктурного аналізу за допомогою мікроскопу МІМ-10 і фазовий склад поверхневого шару з використанням установки ДРОН-3М.

Дослідження зносостійкості пари «титан-титан» проводились на машині торцевого тертя. Вимірювання зносу зразків проводились на спеціальному вимірювальному пристрої в одних і тих же точках з точністю до 0,5 мкм через кожні

100 м шляху тертя. При цьому вимірювалась мікротвердість поверхні тертя. Результати вимірювань визначались як середньоарифметичне значення після десятикратного повторення вимірювань. Кожний дослід зношування за даним режимом азотування повторювався три рази і кінцевий результат приймався як середнє арифметичне з 3-х дослідів.

Результати дослідження

В таблиці 1 наведені результати досліджень мікротвердості поверхні титану ВТ1-0 після азотування за різними режимами. З таблиці видно, що в результаті азотування мікротвердість поверхні збільшилась від 1998 МПа до 7390 МПа (режим 1). При цьому в залежності від значень технологічних параметрів мікротвердість поверхневого шару змінювалась від 5126 МПа (режим 8) до 7390 МПа (режим 1). Величина мікротвердості залежить від фазового складу поверхні. Як видно з табл. 1, на поверхні сплаву ВТ1-0 після низькотемпературного азотування утворюються три фази TiN , Ti_2N і $Ti_\alpha(N)$. Саму високу твердість має фаза TiN , меншу – Ti_2N . Твердість зони внутрішнього азотування ($Ti_\alpha(N)$) змінюється в залежності від концентрації в ній азоту.

Твердість поверхневого шару азотованого титану залежить від співвідношення цих фаз і тим вища, чим більша кількість фази TiN (табл. 1).

На рис. 1 наведена мікроструктура зразків титанового сплаву ВТ1-0 після азотування в тліючому розряді за різними режимами. З рисунку видно, що структура матеріалу основи при низькотемпературному азотуванні не змінюється. На поверхні утворюється азотований шар з різною за товщиною нітридною зоною, яка залежить від режиму азотування, і слабо травився травником.

Таблиця 1 – Характеристики азотированих шарів титану ВТ1-0 після різних режимів азотування

№ режиму	Технологічні параметри азотування			Мікро- тврд. поверхні H_{100} , МПа	Товщина, мкм		Фазовий склад поверхні, об'ємних %		
	Темп. T , °C	Тиск P , Па	Вміст Ar , %		Азот. шару	Нітридної зони	TiN	Ti_2N	$Ti_\alpha(N)$
1	680	400	70	7390	320	4,0	15,0	18,2	66,8
2	680	240	70	7350	290	3,0	6,9	25,9	67,2
3	640	400	70	5390	180	1,0	1,0	23,5	75,5
4	640	240	70	5863	200	5,0	9,7	18,2	72,1
5	660	320	70	6330	260	9,0	10,6	21,5	67,9
6	680	320	95	6615	240	8,0	10,9	21,2	67,9
7	680	320	45	6420	220	4,5	6,1	20,4	73,5
8	640	320	95	5126	260	0,8	–	24,0	76,0
9	640	320	45	5390	175	4,3	7,9	26,2	65,9
10	660	320	70	6355	250	9,0	10,8	21,6	67,6
11	660	400	95	6803	230	4,0	14,1	16,5	69,4
12	660	400	45	6307	350	8,5	7,1	21,2	71,4
13	660	240	95	7182	360	3,5	10,5	20,9	69,5
14	660	240	45	5673	200	10,0	6,5	17,1	76,5
15	660	320	70	6307	250	9,0	10,4	20,8	68,8
Опти- мальний	666	240	45	6760	280	9,5	11,3	22,1	66,6

Розподіл мікротвердості по глибині азотованого шару, яка вимірювалася в процесі досліджень на зношування, показана на рис. 2. З графіків видно, що для азотованих зразків мікротвердість зменшується по глибині азотованого шару по експоненційній залежності з різними градієнтами твердості в залежності від режиму азотування. Після зношування азотованого

шару твердість на поверхні тертя складає 3200–3300 МПа. Неазотований ВТ1-0 має вихідну мікротвердість поверхні після шліфування ~ 2000 МПа. В процесі тертя на поверхні неазотованого титану ВТ1-0 мікротвердість збільшується в результаті утворення наклепу і в даних умовах тертя складає від 3200 до 3300 МПа.

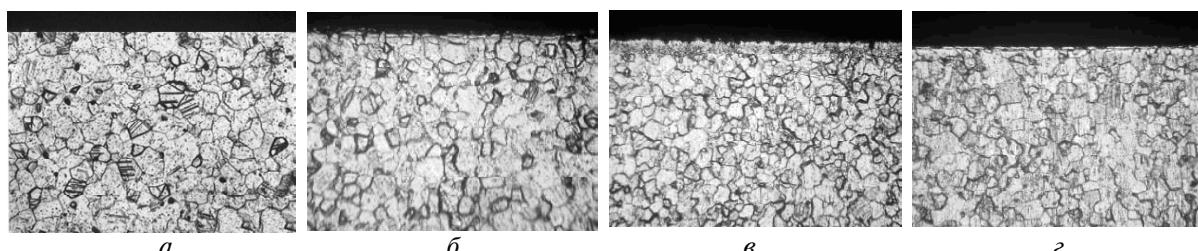


Рис. 1. Мікроструктура неазотованого титану ВТ1-0 (a) та після азотування в тліючому розряді за різними режимами: б – № 12, в – № 14, г – № 15 ($\times 200$)

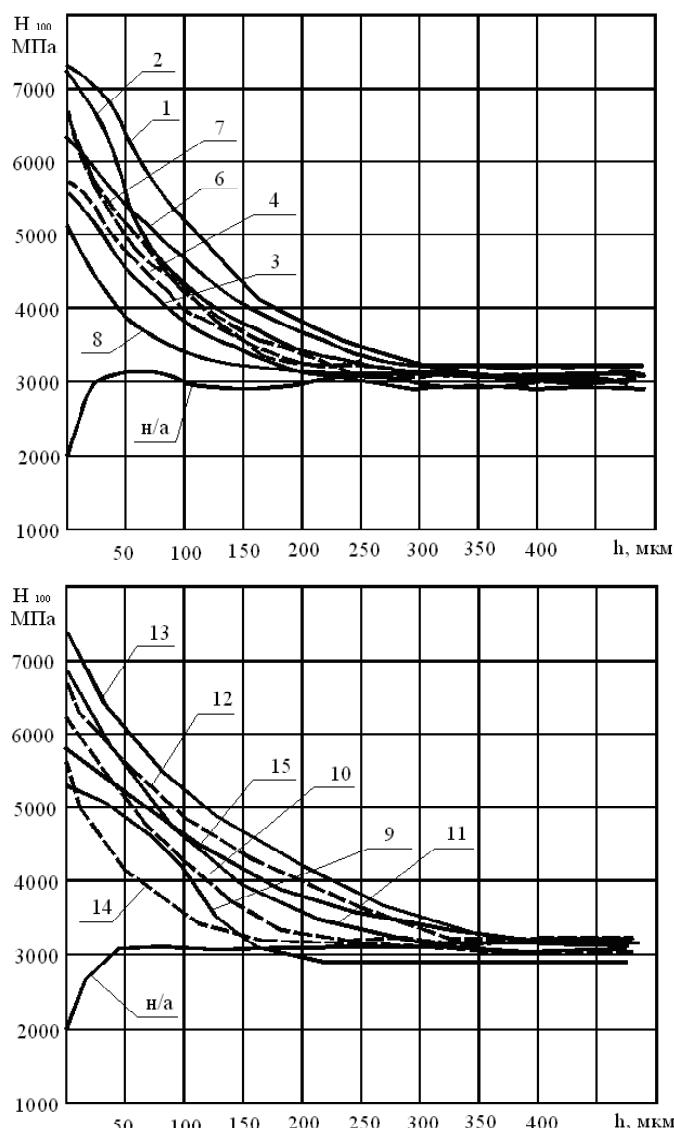


Рис. 2. Зміна твердості по глибині азотованого шару в процесі зношування зразків із титану ВТ1-0, що азотувалися за різними режимами (табл. 1)

В табл. 2 наведено дані величини зносу та середньої інтенсивності зношування рухомих зразків титанового сплаву ВТ1-0 після азотування за різними технологічними режимами в залежності від шляху ковзання. В якості контртіла застосовувався титан ВТ1-0, азотований за режимом 1 (табл. 1). Дослідження показали, що величина зносу в залежності від довжини шляху тертя та інтенсивність зношування азотованого шару відбуваються нерівномірно. В початковий період зношування (перші 100 м шляху тертя) величина зносу і інтенсивності зношування найменші, а при збільшенні шляху тертя ці характеристики збільшуються аж до досягнення періоду схоплювання. В період початку схоплювання інтенсивність зношування різко падає і знов збільшується в зв'язку з намазуванням на поверхню тертя матеріалу контртіла, або навпаки, намазування матеріалу рухомих зразків на контртіло. Такий режим тертя є не-нормальним (катастрофічним). Дослідження показали, що найвищу зносостійкість має нітрида зона (табл. 2), інтенсивність зношування якої на порядок нижча в порівнянні з середнім значенням інтенсивності зношування для зони внутрішнього азотування.

Порівняння величини зносу (рис. 3) і інтенсивності зношування зразків, азотованих за різними технологічними режимами (табл. 2), показують, що вони різні для різних режимів азотування. Найбільшу зносостійкість мали зразки, що азотувалися за оптимальним режимом (температура $T = 666^{\circ}\text{C}$, тиск $P = 240 \text{ Па}$, вміст аргону 45 об. % в суміші з азотом, при протяжності дифузійного насищення $\tau = 6$ годин), який знайде-

но на основі використання трьохфакторного плану експериментів другого порядку.

На рис. 3 показана кінетика зношування азотованих зразків за 15 різними режимами, з яких видно, що найбільшу зносостійкість мають зразки, зміщенні за режимами 12 і 14, технологічні параметри яких наближаються до оптимального режиму.

Вплив технологічних параметрів азотування на інтенсивність зношування до початку схоплювання пари тертя титанового сплаву ВТ1-0 в середовищі рідини Рінгера при тиску в зоні тертя 3,5 МПа і швидкості 0,057 м/с описується наступною залежністю:

$$\begin{aligned} y = & 0,346 - 0,0537x_1 + 0,0267x_2 + 0,044x_3 + \\ & + 0,0555x_1x_2 + 0,0755x_1x_3 + 0,003x_2x_3 + 0,222x_1^2 + \\ & + 0,067x_2^2 - 0,0582x_3^2, \end{aligned} \quad (2)$$

де $y = I \cdot 10^{-6}$ – інтенсивність зносу зразків;

$$x_1 = \frac{T^{\circ}\text{C} - 660}{20}, \quad x_2 = \frac{P, \text{Pa} - 320}{80}, \quad x_3 = \frac{\text{Ar}\% - 70}{25}.$$

На рис. 4 наведені графіки залежності інтенсивності зношування азотованого титану ВТ1-0 в залежності від технологічних параметрів азотування: температури $T^{\circ}\text{C}$; тиску P, Pa ; вмісту аргону Ar, об. % при протяжності азотування 6 годин. Із графіків видно, що найменшу інтенсивність зношування мають зразки, що азотувалися при температурі 666°C , тиску 240 Па і вмісту аргону 45 об. % (оптимальні режими азотування).

Таблиця 2 – Інтенсивність зношування в середовищі розчину Рінгера титанового сплаву ВТ 1-0, азотованого за різними режимами

% режиму азот.	Технологічні параметри азотування			Шлях тертя до зносу $L, \text{м}$		Середня інтенсивність зносу $I \times 10^{-6}$	
	Темпер. $T_o, ^{\circ}\text{C}$	Тиск, P, Pa	Вміст Ar, %	Азотов. шару	Нітрид. зони	Азотов. шару	Нітрид. зони
1	680	400	70	450	50	0,712	0,08
2	680	240	70	450	40	0,65	0,075
3	640	400	70	300	20	0,6	0,05
4	640	240	70	350	120	0,57	0,04
5	660	320	70	700	370	0,37	0,024
6	680	320	95	600	150	0,40	0,053
7	680	320	45	400	120	0,55	0,038
8	640	320	95	250	30	0,78	0,03
9	640	320	45	260	100	0,67	0,043
10	660	320	70	700	380	0,36	0,023
11	660	400	95	350	95	0,57	0,042
12	660	400	45	900	560	0,39	0,017
13	660	240	95	750	120	0,48	0,028
14	660	240	45	680	440	0,28	0,023
15	660	320	70	700	400	0,36	0,012
Опт.	666	240	45	980	520	0,27	0,01

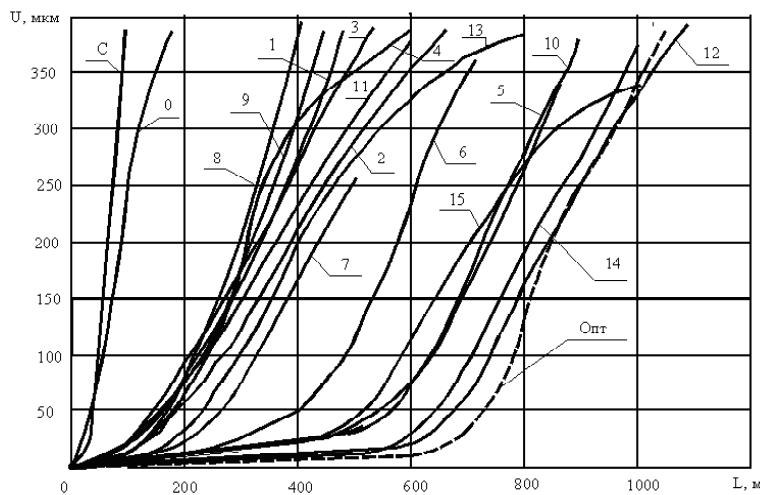


Рис. 3. Залежність зносу зразків із титану BT1-0, азотованих в тліючому розряді за різними режимами (табл. 3), від шляху тертя в середовищі рідини Рінгера при питомому навантаженні 3,5 МПа і швидкості ковзання 0,057 м/с, ОПТ – оптимальний режим ($T = 666^{\circ}\text{C}$, $P = 240$ Па, Ar = 45 об.%, $\tau = 6$ годин)

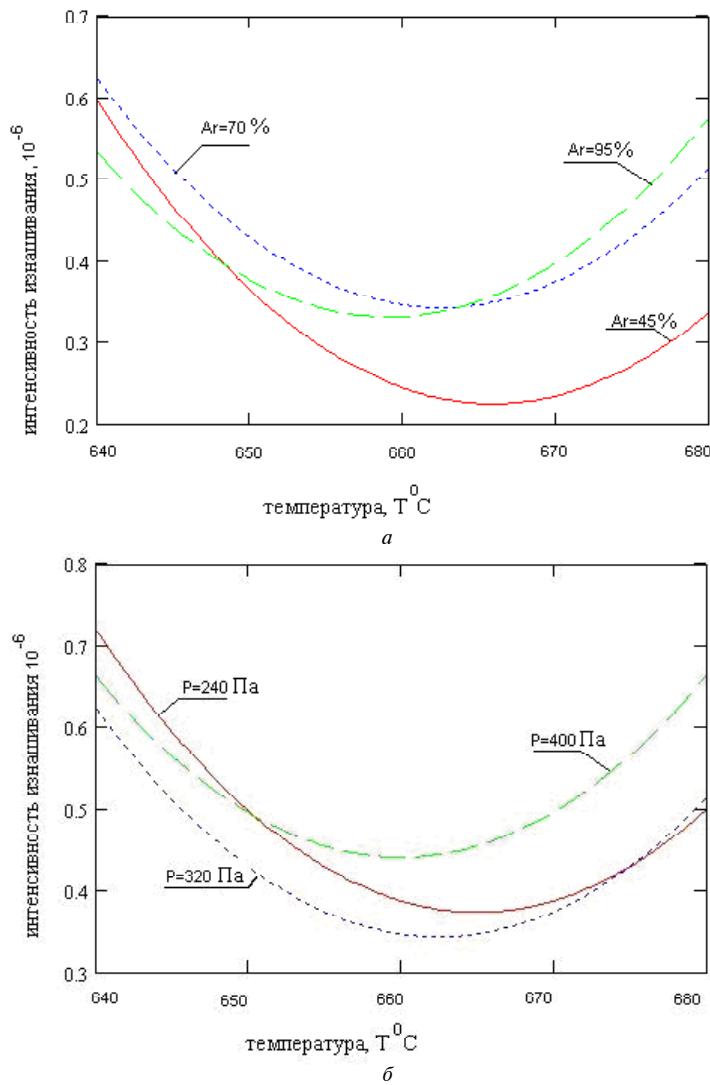


Рис. 4. Залежність інтенсивності зносу титану BT1-0 від технологічних параметрів азотування в тліючому розряді:

$$a = f(T, \text{Ar}\%); \quad b = f(T, P)$$

Висновки

1. Низькотемпературне (до 700 °C) азотування в тліючому розряді в безводневих середовищах титану BT1-0 дозволяє значно підвищити трибологічні характеристики пари тертя ковзання «титан-титан» за рахунок антифрикційних властивостей азоту та його сполук з титаном, зберігаючи при цьому вихідні механічні властивості матеріалу основи;

2. Зносостійкість пари тертя «титан-титан» із матеріалу BT1-0 після азотування за оптимальним режимом (температура 666 °C, тиск в вакумній камері 240 Па, в середовищі 55 об.%N₂⁺ + 45 об.%Ar, час насичення 6 годин) при ковзанні в середовищі рідини Рінгера при питомому навантаженні 3,5 МПа і швидкості ковзання 0,057 м/с в 20 разів перевищує неазотовану пару тертя і максимальний шлях тертя до схоплювання складає 980 м.

3. Найвища зносостійкість і найменшу інтенсивність зношування має нітридна зона з оптимальним співвідношенням фаз. Інтенсивність зношування зразків, що азотувалися за оптимальними режимами в умовах випробувань складала 0,01·10⁻⁶, що в 27 разів менша від інтенсивності зношування зони внутрішнього азотування та всього азотованого шару ($I = 0,27 \cdot 10^{-6}$) і на три порядки менша від інтенсивності зношування неазотованого титану, в якого $I = (2,5 \div 4) \cdot 10^{-6}$.

Перелік посилань

1. Титановые сплавы в эндопротезировании тазобедренного сустава. / [Н. В. Загородний, А. А. Ильин, В. Н. Карпов и др.] // Вестник травматологии и ортопедии им. Н. Н. Пирогова. – 2000. – № 2. – С. 73–75.
2. Структура и триботехнические свойства субмикрокристаллического титана, модифицированного ионами азота / [А. В. Белый, В. А. Кукареко, А. Г. Кононов и др.] // Трение и износ. – 2008. – Т. 29. – № 6. – С. 571–577.
3. Федірко В. М. Азотування титану та його сплавів / В. М. Федірко, І. М. Погрелок. – К. : Наук. думка, 1995. – 220 с.
4. Каплун В. Г. Особенности формирования диффузионных слоев при ионном азотировании в безводородных средах / Каплун В. Г. // Физическая инженерия. – Харьков, 2003. – Т. 1. – № 2. – С. 141–146.
5. Каплун В. Г. Дослідження зносостійкості титанового сплаву BT8 після низькотемпературного азотування в плазмі тліючого розряду / В. Г. Каплун, Н. С. Машовець, О.М. Маковкін // Проблеми трибології (Problem of Tribology). – № 4. – 2008. – С. 84–86.
6. Панайоти Т. А. Особенности формирования диффузионных слоев при ионном азотировании α - и $(\alpha + \beta)$ – титановых сплавов в интервале температур от 500 до 1000 °C / Т. А. Панайоти, Г. В. Соловьев // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1994. – №5. – С. 34–37.
7. Арзамасов Б.Н. Влияние режимов ионного азотирования на структуру и свойства титановых сплавов / Б. Н. Арзамасов, В. И. Гримов, М. Д. Сосков // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1996. – № 5. – С. 26–28.
8. Gokul Lakshmi S. Tribological behaviour of plasma nitrided Ti-5Al-2Nb-1Ta alloy against UHMWPE / Lakshmi S. Gokul, D. Arivuoli // Tribology International. – 2004. – Vol. 37. – P. 627–631.
9. Corrosion resistance properties of plasma nitrided Ti-6Al-4V alloy in hydrochloric acid solutions / [E. Galvanetto, F. P. Galliano, A. Fossati, F. Borgioli] // Corrosion Science. – 2002. – Vol. 44. – Is.7. – P. 1593–1606.
10. Применение комбинированных методов азотирования для формирования износостойких покрытий на титановых сплавах / [И. Н. Погрелюк, О.И. Яськів, В. Н. Федирко та ін.] // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2007. – №7. – С. 29–33.
11. Скиба М. Е. Розробка методики пошуку оптимальних параметрів для нелінійних моделей / М. Е. Скиба, Ю. Б. Михайловский, Е. О. Филипченко // Вісник Хмельницького національного університету. – 2006. – Т. 1. – С. 176–180.

Поступила в редакцию 21.06.2010

Каплун В.Г., Машовец Н.С., Розенберг О.А., Шейкин С.Е. Влияние низкотемпературного азотирования в тлеющем разряде на износостойкость пары «титан-титан»

Приведены экспериментальные исследования износостойкости пары «титан-титан» из технически чистого титана BT1-0 после низкотемпературного азотирования в тлеющем разряде в безводородной насыщающей среде (смеси азота и аргона), изменения твердости, толщины, фазового состава и трибологических свойств азотированного слоя в зависимости от технологических параметров процесса упрочнения, которые изменялись в широком диапазоне. Определены оптимальные режимы упрочнения, обеспечивающие минимальную интенсивность изнашивания азотированного слоя в среде Рингера в условиях нагружения, близких к условиям работы в суставах человека.

Ключевые слова: азотирования в тлеющем разряде, титан BT1-0, износостойкость, микроструктура, фазовый состав.

Kaplun V., Mashovets N., Rosenberg O., Sheykin S. Influence of low-temperature nitriding in a glow discharge on wear resistance of pair «titanium-titanium»

Experimental studies of wear resistance of pair «titanium-titanium» out of tough-pitch pure titanium after low-temperature nitriding in a glow discharge in hydrogen free saturating medium (a mixture of nitrogen and argon), the change in hardness, thickness, phase composition and tribological properties of the nitrided layer, depending on the parameters of the process of hardening, which varied in a wide range. Optimal modes of hardening are found to ensure minimum wear rate of the nitrided layer in Ringer medium under loading conditions close to conditions of work in human joints.

Key words: nitriding in glow discharge, pure titanium, wear resistance, microstructure, phase composition.

УДК 621.74.045

Канд. техн. наук В. В. Наумик¹, О. В. Гнатенко², д-р техн. наук В. В. Луньов¹¹ Национальний технічний університет, ² ВАТ «Мотор Січ»; м. Запоріжжя

ОТРИМАННЯ ЯКІСНИХ ВИЛИВКІВ З ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ З ВИКОРИСТАННЯМ ВЛАСНОГО ТЕХНОЛОГІЧНОГО ВОРОТТЯ

Досліджено вплив попередньої термочасової обробки розплаву та спрямованої кристалізації на хімічний склад, структуру та властивості жароміцних нікелевих сплавів. Показано принципову можливість отримання виливків з жароміцних нікелевих сплавів із використанням в шихті власного технологічного вороття таких, що за якістю не поступаються тим, що були виготовлені тільки зі свіжого імпортного робочого сплаву.

Ключові слова: жароміцний нікелевий сплав, виливок, технологічне вороття, термочасова обробка, спрямована кристалізація, макроструктура, хімічний склад, механічні властивості, тріщиностійкість.

Постановка проблеми

В сучасних силових установках для авіаційного та енергетичного машинобудування широко застосовуються відповідальні литі вироби із жароміцних нікелевих сплавів зі спрямованою макроструктурою. Згідно з директивною технологією Всеросійського інституту авіаційного машинобудування ці виливки виготовляються виключно із готового робочого сплаву, який завозиться в Україну з Росії. Однак, сучасні економічні умови вимагають вживання всіляких заходів по зниженню собівартості та підвищенню конкурентоспроможності вітчизняних виробів, в тому числі і таких високотехнологічних.

На підприємствах накопичується велика кількість власного технологічного вороття коштовних жароміцних сплавів, відправлення якого на переробку за кордон є економічно невигідним. Тому актуальною є проблема вивчення та вдосконалення технологічних процесів, що забезпечують отримання відповідальних виливків із застосуванням в шихті вторинних матеріалів таких, що за якістю не поступаються тим, що були виготовлені тільки зі свіжого імпортного робочого сплаву.

Основний матеріал дослідження

Статистичним аналізом виробничих даних встановлено, що основною причиною відбраковування є невідповідність виливків вимогам, що висуваються до їх макроструктури за кількістю, напрямом меж макрокристалів, кристалографічною орієнтацією, наявністю та кількістю «паразитних кристалів». Встановлено, що причиною цього є зниження тепlopровідності рідкометалевого кристалізатора через його забруднення під час експлуатації, що призводило до порушення

умов відведення тепла в процесі спрямованої кристалізації [1].

Жароміцні нікелеві сплави, що використовуються у сучасному авіаційному двигунобудуванні, відрізняються дуже складною системою легування і є дуже коштовними матеріалами. Виливки з них отримують вакуумним переплавом готового робочого сплаву і багато елементів в їх складі в процесі цього сильно вигорає, що неодмінно впливає на властивості матеріалу у разі використання технологічних відходів.

Ще однією проблемою, яку необхідно вирішити в зазначеному випадку, є забезпечення однорідності розплаву перед початком процесу кристалізації, для чого може бути використано відомий метод термочасової обробки. З літератури та власних досліджень відомо, що в результаті термочасової обробки суттєво знижується структурна неоднорідність рідкого металу, що призводить до його суттевого переохолодження відносно ліквідусу при кристалізації та, як результат, до суттевого подрібнення структурних складових. Однак, під час витримки металу при високій температурі, навіть під захисною атмосферою аргону, також відбувається сильний вигар багатьох елементів. Так, в сплаві ЖС3ДК-ВІ особливо вигорають алюміній, реній та вуглець [2].

Дослідили зразки зі спрямованою макроструктурою із жароміцних нікелевих сплавів ЖС26-ВІ та ЖС32-ВІ, які було отримано на установках типу УВНК-8П. Шихта при цьому складалась з 50 % свіжого робочого сплаву та 50 % технологічного вороття, а також зі 100 % технологічного вороття після попередньої термочасової обробки, яку проводили в вакуумній печі типу УППФ-3М під захисною атмосферою аргону з тиском $1 \cdot 10^{-4}$ Па.

Зразки були щільними без видимих усадкових дефектів. Макроструктура поверхні зразків складалася з 4–6 стовбчастих кристалів.

Середні показники механічних властивостей при кімнатній температурі, та тривалості міцності при 975 °C зразків, що були отримані з 50 % свіжого робочого сплаву та 50 % технологічного вороття, відповідали рівню вимог технічних умов.

Хімічний аналіз зразків, що були отримані зі 100 % технологічного вороття сплаву ЖС32-ВІ після попередньої термочасової обробки показав, що через вигар вміст деяких легуючих елементів зменшився нижче рівня, припустимого згідно до ТУ 1-92.177-91. Найбільше піддавались вигару вуглець, алюміній, хром та реній. На рівні вимог ТУ лишався вміст молібдену, кобальту, танталу, ніобію та вольфраму.

Середня міцність матеріалу цих зразків, при кімнатній температурі, а також тривала міцність при 1000 °C були декілька нижчими за вимоги ТУ. Одночасно пластичність цього матеріалу перевищувала означені вимоги приблизно в три рази [3].

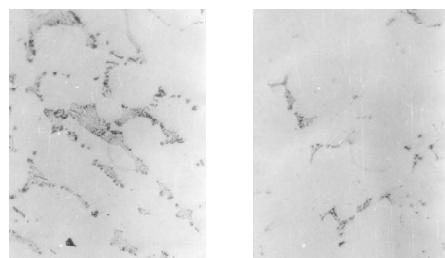
Як відомо, саме пластичність є показником ступеню чистоти та однорідності основи ливарного сплаву, а також рівня комплексу фізико-механічних властивостей, що може бути принципово досягнуто. Рівень міцності матеріалу при цьому може бути підвищений, відповідно до необхідного, додатковим легуванням жароміцного сплаву.

Металографічний аналіз нетравлених та травлених реактивом Марбле шліфів (рис. 1) показав, що в зразках, що були виплавлені зі 100 % технологічного вороття після попередньої термочасової обробки, у порівнянні з отриманими зі свіжої шихти значно зменшились кількість та розміри евтектичних карбідів, що явно свідчить про суттєвий вигар вуглецю. Тип та морфологія карбідів лишилися практично незмінними. Одночасно збільшилися кількість та розміри евтектичної $\gamma + \gamma'$ -фази. Вочевидь, в неї перейшла частина тих карбідоутворюючих елементів, що вивільнілися.

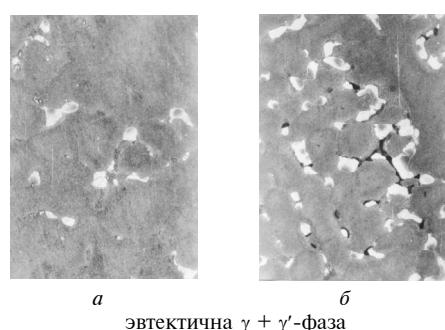
З жароміцних нікелевих сплавів часто виготовляють виливки із внутрішніми порожнинами, тобто із використанням внутрішніх стержнів, тому окреме питання складає їх поведінка в умовах утрудненої усадки.

Дослідили структуру та властивості тонкостінних зразків із жароміцних нікелевих сплавів ЖС26-ВІ та ЖС32-ВІ із внутрішнім стрижнем із матеріалу, що характеризується практично нульовою податливістю. Дослідні зразки отримували в результаті керованої рівновісної та спрямованої кристалізації.

На зразках із рівновісною макроструктурою було виявлено гарячі тріщини з окисленими краями, що проходили по межам окремих макрокристалів.



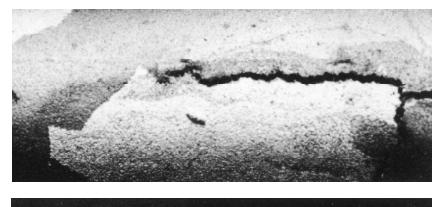
карбіди



eutekтична $\gamma + \gamma'$ -фаза

Рис. 1. Структурні складові зразків зі спрямованою макроструктурою жароміцного нікелевого сплаву ЖС-32ВІ, що були виплавлені на свіжій шихті (а), та зі 100 % технологічного вороття після попередньої термочасової обробки (б) $\times 200$

Встановлено, що зародження цих тріщин відбувалося по карбідному каркасу перпендикулярно поверхні зразка (рис. 2).



а



б

Рис. 2. Гарячі тріщини в зразках після рівновісної кристалізації (а) та бездефектний зразок після високошвидкісної спрямованої кристалізації (б)

На зразках зі спрямованою макроструктурою окрім поздовжні гарячі тріщини виникали лише по межам паразитних кристалів, виникнення яких обумовлено порушенням теплових умов кристалізації. На зразках із монокристалічною макроструктурою гарячих тріщин виявлено не було.

Дослідження показали, що спрямована кристалізація зразків, у порівнянні із рівновісною, призводила до більшої однорідності хімічного складу металу, суттєвого подрібнення його дендритної структури та помітного підвищення мікротвердості всіх структурних складових жароміцного нікелевого сплаву.

На ВАТ «Мотор Січ» розроблено технологію налагоджено серійне виробництво жароміцного нікелевого сплаву ЖС6К-ВІ з шихти, що складається зі свіжих матеріалів та приблизно 80 % власного технологічного вороття. Проведені дослідження показали, що за хімічним складом, неметалевими включеннями, механічними та жароміцними властивостями сплав повністю відповідає вимогам нормативно-технічної документації і нічим не поступається аналогічному імпортному [4].

Висновки

Таким чином, не дивлячись на дуже високий рівень вимог, що пред'являються до виливків із жароміцних нікелевих сплавів, принципово можливим та економічно об'рунтованим є промислове використання при їх виготовленні власного технологічного вороття.

Застосування термочасової обробки в комплексі із додатковим легуванням ще більше розширює можливості використання відходів коштовних нікелевих сплавів.

Спрямована кристалізація суттєво підвищує рівень однорідності нікелевих сплавів, покращує комплекс фізико-механічних властивостей, як при кімнатних, так і при підвищених температурах, і, як результат, підвищує експлуатаційні властивості виливків, що виготовляються.

Перелік посилань

1. Наумик В. В. Получение качественных отливок методом высокоскоростной направленной кристаллизации на установках типа УВНК-8П / В. В. Наумик // Вісник двигунобудування. – 2010. – № 1. – С. 104–107.
2. Свойства жаропрочных никелевых сплавов после ВТОР / [Ключихин В. В., Жеманюк П. Д., Цивирко Э. И., Наумик В. В.] // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2000. – № 1. – С. 41–46.
3. Наумик В. В. Перспективы использования возврата при получении качественных отливок с управляемой кристаллизацией / Наумик В. В., Цивирко Э. И., Лунев В. В. // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2008. – № 1. – С. 37 – 43.
4. Гнатенко О. В. Производство жаропрочного никелевого сплава с использованием возврата / Гнатенко О. В., Ключихин В. В., Наумик В. В. // Перспективные технологии, материалы и оборудование в литейном производстве : матер. II междунар. науч.-техн. конф., 7–14 сентября 2009 г. ; под общ. ред. А. Н. Фесенко. – Краматорск : ДГМА, 2009. – С. 56–57.

Поступила в редакцию 10.09.2010

Наумик В.В., Гнатенко О.В., Лунев В.В. Получение качественных отливок из жаропрочных никелевых сплавов с использованием собственного технологического возврата

Исследовано влияние предварительной термовременной обработки расплава и направленной кристаллизации на химический состав, структуру и свойства жаропрочных никелевых сплавов. Показана принципиальная возможность получения из жаропрочных никелевых сплавов с использованием в шихте собственного технологического возврата отливок, по качеству не уступающих полученным только из свежего импортного рабочего сплава.

Ключевые слова: жаропрочный никелевый сплав, отливка, технологический возврат, термовременная обработка, направленная кристаллизация, макроструктура, химический состав, механические свойства, трещиноустойчивость.

Naumyk V., Gnatenko O., Lunev V. Receipt of the high-quality casts from heatproof nickel alloys with the use of own technological return

It is investigated the influence of time-thermal treatment of fusion and directed crystallization on chemical composition, structure and properties of heatproof nickel alloys. It is shown the principle possibility of getting of casts from heatproof nickel alloys with the use in the charge of own technological return which in quality are not worse then casts got only from the fresh imported working alloy.

Key words: heatproof nickel alloy, founding, technological return, time-thermal treatment, directed crystallization, macrostructure, chemical composition, mechanical properties, crack resistance.

УДК 539.374.001.8.621.7-111

**Д-р техн. наук В. В. Чигиринский, д-р техн. наук А. Я. Качан,
А. В. Иванов, Е. Н. Мисник**

Запорожский национальный технический университет

РАЗРАБОТКА МАТЕМАТИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ ПРОСТОГО ПРОЦЕССА ПРОКАТКИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕТОДА ГАРМОНИЧЕСКИХ ФУНКЦИЙ

На базе замкнутого решения плоской задачи теории пластичности получены аналитические зависимости, позволяющие определить модель простого процесса прокатки в условиях неоднородного пластического течения среды. В зависимости от постановки задачи, граничных условий, показана возможность получить асимметричное распределение контактных напряжений по длине очага деформации.

Ключевые слова: замкнутое решение, контактные напряжения, асимметрия нагружения, прокатка.

Введение

В работах [1–3] показано замкнутое решение плоской задачи теории пластичности. При решении ряда теоретических и практических задач возникает необходимость исследовать различные процессы пластического течения, в данном случае простой процесс прокатки. Его отличие, например, от осадки, заключается в асимметричном распределении контактных давлений по длине очага деформации, вследствие наклона текущей контактной поверхности. Рассмотрим постановку и аналитическое решение задачи.

Постановка задачи

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

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

$$\frac{\sigma_x - \sigma_y}{2 \cdot \tau_{xy}} = \frac{\xi_x - \xi_y}{\gamma_{xy}} = F, \quad \xi_x + \xi_y = 0,$$

$$\frac{\partial^2 \xi_x}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 \xi_y}{\partial x^2} = \frac{\partial^2 \gamma_{xy}}{\partial y \partial x}. \quad (1)$$

Границные условия заданы в напряжениях

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

$$\text{или } \tau_n = \left(\frac{\sigma_x - \sigma_y}{2} \cdot \sin 2 \cdot \alpha - \tau_{xy} \cdot \cos 2 \cdot \alpha \right), \quad (2)$$

Введение угла α в граничные условия позволяет учитывать влияние геометрии инструмента

на параметры процесса. Граничные условия будут тождественно удовлетворены, если в (2) принять

$$\tau_{xy} = k \cdot \sin A\Phi. \quad (3)$$

Решение задачи

Первые три уравнения системы (1) можно привести к обобщенному уравнению равновесия

$$\frac{\partial^2 \tau_{xy}}{\partial x^2} - \frac{\partial^2 \tau_{xy}}{\partial y^2} = \pm 2 \cdot \frac{\partial^2}{\partial x \partial y} \sqrt{k^2 - \tau_{xy}^2}. \quad (4)$$

Сопротивление пластической деформации рассматривается как переменная величина и является функцией координат очага деформации

$$k = H_\sigma \cdot \exp[\theta']. \quad (5)$$

Подставляя (3) и (5) в обобщенное уравнение равновесия (4), имеем

$$\begin{aligned} & \left\{ H_\sigma \cdot \left[\theta'_{xx} + (\theta'_x + A\Phi_y)^2 - \theta'_{yy} - (\theta'_y - A\Phi_x)^2 \right] + (H_\sigma)_{xx} + 2 \times \right. \\ & \times (H_\sigma)_x \cdot (\theta'_x + A\Phi_y) - (H_\sigma)_{yy} - 2 \cdot (H_\sigma)_y \cdot (\theta'_y - A\Phi_x) \Big\} \cdot \sin A\Phi + \\ & + \left\{ 2 \cdot H_\sigma \cdot (A\Phi_x - \theta'_y) \cdot (\theta'_x + A\Phi_y) - 2 \cdot (H_\sigma)_y \cdot (A\Phi_y + \theta'_x) + 2 \times \right. \\ & \times (H_\sigma)_x \cdot (A\Phi_x - \theta'_y) + H_\sigma \cdot (A\Phi_{xx} - A\Phi_{yy}) \Big\} \cdot \cos A\Phi = -2 \cdot H_\sigma \times \\ & \times A\Phi_{xy} \cdot \sin A\Phi + \left[2 \cdot (H_\sigma)_{xy} + 2 \cdot H_\sigma \cdot \theta'_{xy} \right] \cdot \cos A\Phi. \end{aligned} \quad (6)$$

Решением обобщенного уравнения равновесия (6) является функциональная зависимость вида

$$\tau_{xy} = H_\sigma \cdot \exp[\theta'] \cdot \sin A\Phi, \quad (7)$$

при выполнении соотношений $\theta'_x = -A\Phi_y$, $\theta'_y = A\Phi_x$.

Подставляя значения касательных напряжений (7) в уравнения равновесия системы (1), после дифференцирования по координатам и интегрирования, получим нормальные составляющие тензора напряжений

$$\begin{aligned}\sigma_x &= H_\sigma \cdot \exp \theta' \cdot \cos A\Phi + \sigma_0 + f(y) + C, \\ \sigma_y &= -H_\sigma \cdot \exp \theta' \cdot \cos A\Phi + \sigma_0 + f(x) + C.\end{aligned}\quad (8)$$

Анализ решения показывает, что значение H_σ может быть получено в виде

$$H_\sigma = C''_\sigma \cdot x + C'_\sigma.$$

При этом обе части уравнения связи, с учетом (8), принимают вид, $f(x) = f(y) = 0$,

$$\frac{\sigma_x - \sigma_y}{2 \cdot \tau_{xy}} = \pm \operatorname{ctg} A\Phi, \quad \frac{\xi_x - \xi_y}{\gamma_{xy}} = \pm \operatorname{ctg} B\Phi.$$

С учетом условия несжимаемости (вторая половина системы (1))

имеем $\gamma_{xy} = \pm 2 \cdot \operatorname{tg} B\Phi \cdot \xi_x$ или $\gamma_{xy} = \mp 2 \cdot \operatorname{tg} B\Phi \cdot \xi_y$.

Уравнение совместности скоростей деформаций

$$\frac{\partial^2 \xi_x}{\partial y^2} - \frac{\partial^2 \xi_x}{\partial x^2} = \pm 2 \cdot \frac{\partial^2}{\partial y \partial x} \xi_x \cdot \operatorname{tg} B\Phi. \quad (9)$$

Решаем относительно неизвестной функции ξ_x . Для компонентов тензора скоростей деформаций можно записать

$$\begin{aligned}\xi_x &= -\xi_y = \beta \cdot \cos B\Phi = H_\xi \cdot \exp \theta'' \cdot \cos B\Phi, \\ \gamma_{xy} &= 2 \cdot H_\xi \cdot \exp \theta'' \cdot \sin B\Phi.\end{aligned}\quad (10)$$

Подставляя зависимости (10) в дифференциальное уравнение (9), получим

$$\begin{aligned}&H_\xi \cdot \left[\theta''_{xx} - (\theta''_x + B\Phi_y)^2 + \theta''_{yy} + (\theta'_y - B\Phi_x)^2 \right] - (H_\xi)_{xx} - 2 \times \\ &\times (H_\xi)_x \cdot (\theta''_x + B\Phi_y) + (H_\xi)_{yy} + 2 \cdot (H_\xi)_y \cdot (\theta''_y - B\Phi_x) \cdot \sin B\Phi + \\ &+ 2 \cdot H_\xi \cdot (B\Phi_x - \theta''_y) \cdot (\theta'_x + B\Phi_y) - 2 \cdot (H_\xi)_y \cdot (B\Phi_y + \theta''_x) + 2 \times \\ &\times (H_\xi)_x \cdot (B\Phi_x - \theta''_y) + H_\xi \cdot (B\Phi_{xx} - B\Phi_{yy}) \cdot \cos B\Phi = 2 \cdot H_\xi \times \\ &\times B\Phi_{xy} \cdot \sin B\Phi + [2 \cdot (H_\xi)_{xy} + 2 \cdot H_\xi \cdot \theta''_{xy}] \cdot \cos B\Phi.\end{aligned}\quad (11)$$

При $\theta''_x = -B\Phi_y$, $\theta''_y = B\Phi_x$ дифференциальное уравнение (11) превращается в тождество.

Анализ (11), (6) показывает, что компоненты тензора напряжений и компоненты тензора ско-

ростей деформаций определяются одинаковыми гармоническими функциями координат θ и Φ . Действительно,

$$\theta' = -A \cdot \theta, \quad \theta'' = -B \cdot \theta, \quad \text{при } A = B, \quad \theta' = \theta''.$$

Результат получен благодаря решению замкнутой задачи и является здесь определяющим. Поля напряжений и скоростей деформаций зависят от одинаковых функций, являющихся параметрическими. Это позволяет установить между ними аналитическую связь в виде математической модели деформируемой среды

$$\text{С учетом } m = \frac{A}{B}, \quad T_i = \alpha \cdot (H_i)^m, \quad (12)$$

где T_i – интенсивность касательных напряжений, H_i – интенсивность скорости деформации сдвига.

Используя значение H_σ можно показать, что со стороны входа и выхода из очага деформации задействованы разные константы, следовательно, разные напряжения входа и выхода. Действительно,

$$H_\sigma = \frac{C_0 \cdot (l_{\text{оп}} - x) + C_1 \cdot (l_{\text{от}} + x)}{l},$$

где $l_{\text{оп}}, l_{\text{от}}, l$ – длины зон опережения, отставания и всего очага деформации;

C_0, C_1 – постоянные, определяющие напряжения на входе и выходе из очага деформации. При этом

$$C''_\sigma = \frac{C_0 \cdot l_{\text{оп}} + C_1 \cdot l_{\text{от}}}{l}, \quad C'_\sigma = \frac{C_1 - C_0}{l}.$$

В первом приближении угол $\alpha = \text{const}$. Функцию $A\Phi$ определяем, решая уравнение Лапласа, в виде

$$\begin{aligned}A\Phi &= AA'_6 \cdot (x + l_{\text{от}}) \cdot y + \\ &+ AA''_6 \cdot (x - l_{\text{оп}}) \cdot y - 2\alpha \cdot \frac{2y}{h(x)},\end{aligned}\quad (13)$$

где AA'_6, AA''_6 – постоянные, определяемые граничными условиями трения на контакте со стороны выхода и входа в очаг деформации.

Определяя угол α , из геометрических соотношений, получим $\alpha' = 2\alpha$, где α' – угол захвата при прокатке.

Используя возможности полуобратного метода решения задачи, получаем

$$AA'_6 = 2 \cdot \frac{A\Phi'_1 - \alpha'}{l \cdot h_1}, \quad AA''_6 = 2 \cdot \frac{A\Phi'_0 + 3\alpha'}{l \cdot h_0},$$

где $A\Phi_1' = A\Phi_0' = \alpha \tan f \cdot (1 - f)$, f – коэффициент трения.

Так как, $\theta_x' = -A\Phi_y'$, $\theta_y' = A\Phi_x'$, тогда

$$\begin{aligned} \theta' &= -\frac{1}{2} \cdot (AA_6' + AA_6'') \cdot (x^2 - y^2) - \\ &- (AA_6' \cdot l_{om} - AA_6'' \cdot l_{on}) \cdot x + \alpha' \cdot \frac{2x}{h(x)}. \end{aligned} \quad (14)$$

Длину зоны опережения можно определить из условия $A\Phi = 0$, при $x = 0$, тогда после упрощений и преобразований имеем

$$l_{on} = \frac{l}{2} \cdot \frac{A\Phi_1' - \alpha'}{A\Phi_1' + \alpha'},$$

переходя к углам

$$\gamma = \frac{\alpha'}{2} \cdot \frac{A\Phi_1' - \alpha'}{A\Phi_1' + \alpha'}.$$

Структурно, последнее выражение напоминает формулу Экелунда-Павлова.

С учетом $\sigma_0 = -2H_\sigma \cdot \exp \theta' \cos A\Phi$ в выражениях (8), напряжения на контакте принимают вид

$$\begin{aligned} \sigma_x &= -H_\sigma \cdot \exp \theta' \cos A\Phi + k_0, \\ \sigma_x &= -3H_\sigma \cdot \exp \theta' \cos A\Phi + k_0. \end{aligned} \quad (15)$$

При этом C_0, C_1 соответственно

$$C_0 = \frac{k_0}{\exp \theta_0 \cos A\Phi_0}, \quad C_1 = \frac{k_1}{\exp \theta_1 \cos A\Phi_1}.$$

Из граничных условий определяем θ_0, θ_1

$$\begin{aligned} \theta_0' &= -\frac{1}{2} \cdot (AA_6' + AA_6'') \cdot \left(l_{om}^2 - \frac{h_0^2}{4} \right) + \\ &+ (AA_6' \cdot l_{om} - AA_6'' \cdot l_{on}) \cdot l_{om} - \alpha' \cdot \frac{2 \cdot l_{om}}{h_0}; \\ \theta_1' &= -\frac{1}{2} \cdot (AA_6' + AA_6'') \cdot \left(l_{on}^2 - \frac{h_1^2}{4} \right) - \\ &- (AA_6' \cdot l_{om} - AA_6'' \cdot l_{on}) \cdot l_{on} + \alpha' \cdot \frac{2 \cdot l_{on}}{h_1}. \end{aligned}$$

Значения $A\Phi_0 = A\Phi_0' + 2\alpha'$, $A\Phi_1 = -(A\Phi_1' + 2\alpha')$.

Расчеты по выражениям (15) проводились для простого случая прокатки при разных значениях коэффициента трения f и фактора формы l_d/h_{cp} . Результаты расчета представлены на рис. 1, 2.

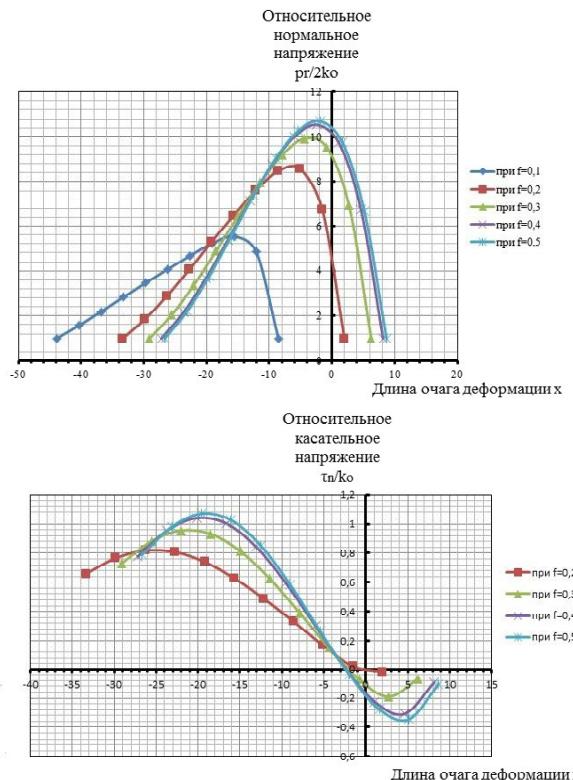


Рис. 1. Распределение контактных напряжений при прокатке $l_d/h_{cp} = 7$, и коэффициент трения $f = 0,1-0,56$

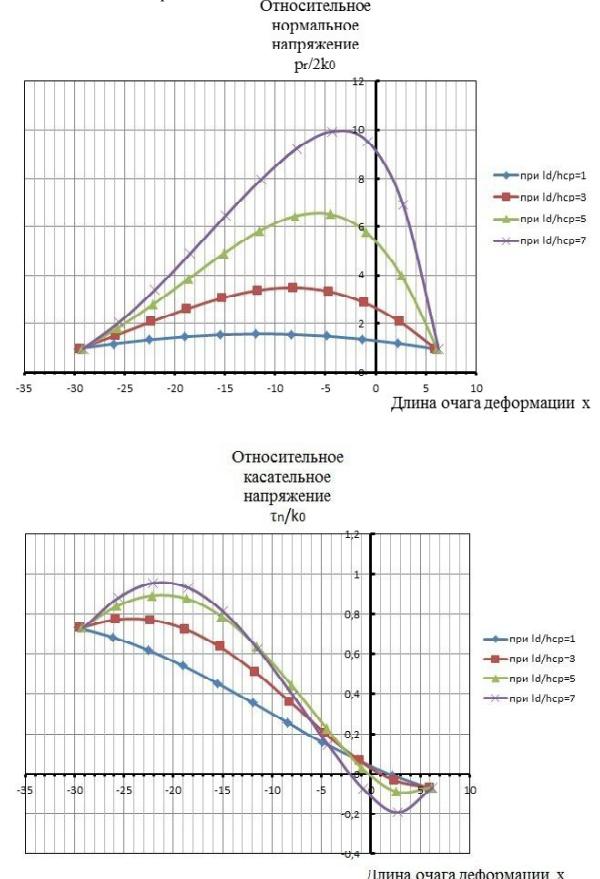


Рис. 2. Распределение контактных напряжений при прокатке $l_d/h_{cp} = 1,3, 5,7$, и коэффициент трения $f = 0,3$

Распределение контактных напряжений реагируют на указанные параметры, как по величине, так и характеру распределения. При небольших значениях фактора формы, эпюра, примерно, симметрична относительно середины очага деформации. При больших значениях появляется явная асимметрия, со сдвигом в сторону выхода из очага деформации, что соответствует экспериментальным данным Чекмарева А. П., Клименко П. Л. С увеличением коэффициента трения контактные напряжения увеличиваются, а пик эпюры перемещается в сторону входа. Фактор формы при прокатке, во многих случаях, является определяющим параметром, оказывает влияние на распределение и величину удельного давления.

Выводы

1. На базе замкнутого решения плоской задачи теории пластичности разработан метод с использованием гармонических функций для определения полей напряжений, скоростей деформаций.

2. В аналитических выражениях для определения указанных полей содержатся одинаковые координатные функции, которые позволяют связать интегральные характеристики напряжен-

го и деформированного состояний деформируемого материала.

3. Рассмотрена продольная асимметричная задача теории пластичности, прокатка. Показано решение, учитывающее асимметрию процесса, через граничные условия. Распределение контактных напряжений соответствует качественной и количественной оценке в сопоставлении с экспериментальными данными.

Перечень ссылок

1. Чигиринский В. В. Метод решения задач теории пластичности с использованием гармонических функций / Чигиринский В. В. // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2009. – № 5. – С. 11–16.
2. Чигиринский В. В. Новое решение плоской задачи теории пластичности / Чигиринский В. В. // Науч. тр. ДонНТУ, серия : Металлургия. – Донецк, 2008. – Вып. 10 (141). – С. 105–115.
3. Чигиринский В. В. Новый метод решения задач теории пластичности / Чигиринский В. В. // Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении. – 2008. – № 1. – С. 57–62.

Поступила в редакцию 20.09.2010

Чигиринський В.В., Качан О.Я., Іванов А.В., Місник О.М. Розробка математичної моделі простого процесу прокатки з використанням методу гармонічних функцій

На базі замкнутого рішення плоскої задачі теорії пластичності показано аналітичні залежності, які дозволяють визначити модель процесу прокатки в умовах неоднорідної пластичної течії середовища. В залежності від постановки задачі, граничних умов, показана можливість визначення асиметричного розподілу контактних напружень в осередку деформування.

Ключові слова: замкнуте рішення, контактні напруження, асиметричне навантаження, прокатка.

Chigirinskiy V., Kachan A., Ivanov A., Misnik E. Development of mathematical model of simple process of rolling with the use of method of harmonic functions

On the base of the reserved decision of flat task of theory of plasticity analytical dependences, allowing to define the model of simple process of rolling in the conditions of heterogeneous plastic flow of environment, are got. Depending on raising of task, scope condition, possibility to get the asymmetric distributing of contact tensions on length of hearth of deformation is rotined

Key words: reserved decision, contact tensions, asymmetry of ladening, rolling.

УДК 621.793

**Канд. техн. наук О. Г. Чернета¹, д-р техн. наук Л. И. Ивщенко²,
И. Н. Поддубный¹, А. М. Нестеренко³, д-р техн. наук А. Н. Коробочка¹**

¹ Днепродзержинский государственный технический университет

² Запорожский национальный технический университет

³ Институт черной металлургии НАН Украины, г. Днепропетровск

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ЖАРОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ КОМБИНИРОВАННОГО УПРОЧНЕНИЯ

Разработана комбинированная технология упрочнения жаропрочных сталей путем азотирования с последующей закалкой токами высокой частоты, охлаждением на воздухе и низкотемпературного отпуска.

Ключевые слова: жаропрочная сталь, микроструктура, микротвердость, испытание.

Введение

Одним из перспективных научных направлений является повышение ресурса работы деталей автомобилей, в частности, двигателей внутреннего сгорания (ДВС).

Среди деталей цилиндрапоршневой группы бензиновых двигателей внутреннего сгорания (ДВС) наибольшему термическому воздействию подвергаются выпускные клапаны. Выпускные клапаны изготавливают из жаропрочных и коррозионностойких сплавов: 45Х14Н14В2М, ЭП-322, ЭП-303 (55Х20Г9АН) [1].

Методика исследований

Для исследований выбраны стали мартенситного класса 40Х10С2М и austенитного класса – ЭП-303 (55Х20Г9АН4) и ЭП-332 [2].

Для упрочняющей обработки исследованных образцов из жаропрочных сталей использовали комбинированную технологию термической обработки, которая включала азотирование, последующий нагрев токами высокой частоты, охлаждение на воздухе и низкотемпературный отпуск.

Азотирование образцов проводили в промышленной печи азотации шахтного типа на ОАО «Азот» (г. Днепродзержинск). Процесс азотирования осуществлялся путем выдержки образцов в течение 96 часов при температуре 520 °C в атмосфере частично диссоциированного аммиака. Избыточное давление газообразного аммиака поддерживали на уровне 0,3 МПа. Степень диссоциации аммиака в первые 10 часов составляла 23–30 %, а в остальное время – 70 %.

Затем образцы подвергались нагреву до температуры 1130 – 1180 °C токами высокой частоты (ТВЧ) на высокочастотном генераторе модели ВЧГ 8.60 / 0,44 (ТУ 16 – 530.239 – 78) и последующему охлаждению на воздухе. Отпуск образцов проводили в печи в течение 3 часов при температуре 400 °C [3].

Образцы для металлографического анализа заливали пастой «Протакрил» в специальные обоймы (рис. 1), а затем препарировали шлифовкой и полировкой по стандартной методике [4]. Травление полированных шлифов для выявления основной структуры осуществляли в стандартном травителе (реактив Ржешотарского – 4 % раствор HNO₃ в спирте – «ниталь» [4]).



Рис. 1. Микрошлиф для проведения исследования

Металлографический анализ полученных шлифов производили с помощью современного оптического микроскопа «Axiovert 200M MAT» (рис. 2) фирмы «Карл Цейсс» (Германия).



Рис. 2. Оптический микроскоп «Axiovert 200M MAT» фирмы «Карл Цейсс»

Рентгеновский фазовый анализ исследованных образцов проводили на дифрактометре ДРОН-2,0 в монохроматизированном CuKa-излучении.

Полученные результаты и их обсуждение

Микроструктура поверхностного слоя стали 40Х10С2М до обработки представлена на рис. 3. Образец имеет феррито-карбидную структуру.



Рис. 3. Микроструктура образца из стали 40Х10С2М до обработки

Данные проведенного рентгено-фазового анализа аустенитных сталей свидетельствуют о наличии в структуре материала исследованных образцов (ЭП-303 и ЭП-332) после обработки по указанным выше режимам трех фаз – феррита, аустенита и комплексного карбида Me_{23}C_6 , системные интерференции которых отчетливо выявляются на соответствующей дифрактограмме (рис. 4).

Согласно результатам микроструктурного анализа частицы карбида Me_{23}C_6 окружной и, час-

тично, продолговатой формы размером 1–12 мкм достаточно равномерно распределены по объему феррито-аустенитной матрицы сталей (рис. 5, б, в).

Аустенит, как составляющая структуры, имеет вид более светлых микроучастков с размытыми очертаниями, окруженных более темной по окраске ферритной фазой (рис. 5, б, в). Карбидная составляющая (Me_{23}C_6) из округлой и продолговатой по форме трансформируется в изогнутые нити или образования с отростками, распределяющимися по границам ферритных зерен (рис. 5, в).

Замеры микротвердости поверхностного слоя образцов жаропрочных сталей после термической обработки, произведенные на микротвердомере ПМТ-3 с нагрузкой 0,5 Н, показали следующие результаты (рис. 6). В поверхностном слое исследованных термообработанных образцов вдоль поверхности величина микротвердости $H_{\mu 0,5}$ каждого из них практически одинаковы и составляют: для стали 40Х10С2М – 4694 МПа, для стали ЭП-332 – 4586 МПа, для стали ЭП-303 – 4035 МПа.

Таким образом величина микротвердости поверхностного слоя образцов из сталей 40Х10С2М, ЭП-332, ЭП-303, обработанных с помощью комбинированного упрочнения увеличивается по сравнению с необработанным в 1,75; 1,7; 1,5 раза соответственно. Из этого следует, что предложенную комбинированную технологию упрочнения следует рекомендовать для применения при упрочнении жаростойких и жаропрочных сталей, используемых в машиностроении.

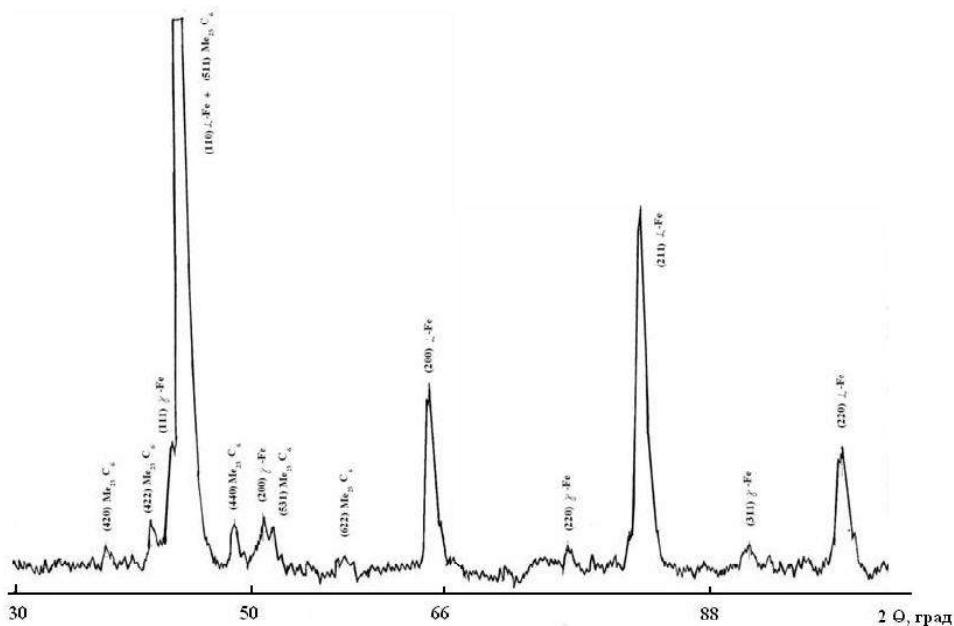


Рис. 4. Дифрактограмма поверхностного слоя стали ЭП-303 после азотирования с последующей обработкой ТВЧ



Рис. 5. Микроструктура образцов из жаропрочных сталей после азотирования с последующей закалкой ТВЧ:
а – 40Х10С2М; б – ЭП-332; в – ЭП-303

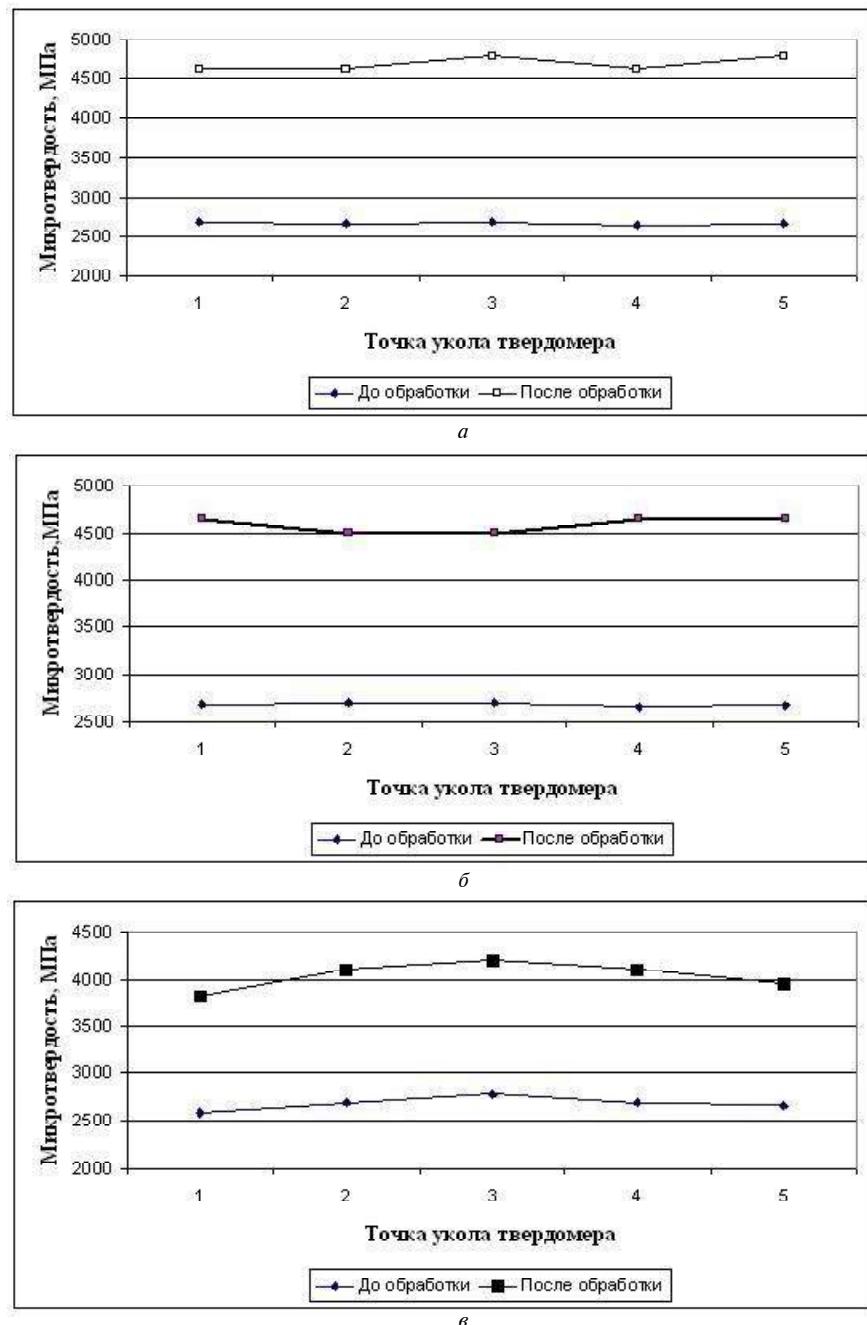


Рис. 6. Графики изменения микротвердости поверхностного слоя образцов из жаропрочных сталей после комбинированного упрочнения: а – 40Х10С2М; б – ЭП-332; в – ЭП-303

Трибологические исследования образцов в дальнейшем будут проведены на машине трения, разработанной на кафедре «Автомобили и автомобильное хозяйство» Днепродзержинского государственного технического университета [5].

Выводы

Установлено, что комбинированная термическая обработка образцов из стали 40Х10С2М, ЭП-332 и ЭП-303, включающая низкотемпературное газовое азотирование, последующий нагрев ТВЧ, охлаждение на воздухе и последующий низкотемпературный (400°C) отпуск, приводит к формированию в поверхностном слое структур отпуска, обеспечивающих увеличение микротвердости $H_{\mu 0,5}$ поверхностной зоны этих образцов в 1,75; 1,7 и 1,5 раза соответственно.

Перечень ссылок

1. Мотовилин Г. В. и др. Автомобильные материалы : справочник. – [3-е изд., перераб. и доп.] / Г. В. Мотовилин, М. А. Масино, О. М. Суворов. – М. : Транспорт, 1989. – С. 94–97.

2. Марочник сталей и сплавов. – [2-е изд., доп. и испр.] / [А. С. Зубченко, М. М. Колосков, Ю. В. Каширский и др.] ; под общей ред. А. С. Зубченко. – М. : Машиностроение, 2003. – 784 с.
3. Седов Ю. Е. Справочник молодого термиста / Седов Ю. Е., Адаксин А. М. – М. : Высш. шк., 1986. – 239 с., ил.
4. Баранова Л. В. Металлографическое травление металлов : справочник / Баранова Л. В., Демкина Э. Л.. – М. : Металлургия, 1986 – 256 с.
5. Пат. 43294 Україна, МПК⁸ G 23 M 15/00. Пристрій для випробування клапанів двигунів внутрішнього згоряння / Піддубний І. М., Чернета О. Г., Коробочка О. М., Івщенко Л. Й., Кубіч В. І. ; заявник та патентовласник Дніпродзержинський держ. техніч. універ. – № 200902605 ; заявл. 23.03.09 ; опубл. 10.08.09, Бюл. №15.

Поступила в редакцию 08.07.2010

Чернета О.Г., Івщенко Л.Й., Піддубний І.М., Нестеренко А.М., Коробочка О.М.
Дослідження структури жароміцних сталей після комбінованого зміцнення

Розроблено комбіновану зміцнюючу технологію жароміцних сталей шляхом азотування з наступним гарячим струмами високої частоти, охолодженням на повітрі та низькотемпературним відпусканням.

Ключові слова: жароміцна сталь, мікроструктура, мікротвердість, випробування.

Cherneta O., Ivchenko L., Poddubny I., Nesterenko A., Korobochka A. Research of structure heatproof stales after the combined work-hardening

The main result of the work is considered to combined technology of the treatment of the *heatproof steels* by nitriding with subsequent heating of high-frequency currents, quenching on the air and low temperature tempering.

Key words: heatproof steel, microstructure, microhardness, test.

УДК 621.9.025

Д-р техн. наук Е. В. Мироненко

Донбасская государственная машиностроительная академия, г. Краматорск

ИССЛЕДОВАНИЕ СТАБИЛЬНОСТИ ЭКСПЛУАТАЦИИ РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА ПРИ МНОГОКРИТЕРИАЛЬНОЙ ОПТИМИЗАЦИИ

Анализируется возможность использования коэффициента вариации стойкости как показателя, характеризующего стабильность работы режущих инструментов при много-критериальной оптимизации регламентов эксплуатации режущего инструмента.

Ключевые слова: стабильность работы режущих инструментов, коэффициент вариации стойкости, многокритериальная оптимизация.

При системном математическом описании функционирования режущего инструмента и всей технологической системы выявляется большая роль стабильности технологического процесса. Стабильность работы режущих инструментов определяется многими факторами: выбором инструментального материала; конструкцией режущего инструмента; технологией изготовления режущих инструментов; условиями их эксплуатации; точностью формы и размеров заготовки; постоянством физико-механических свойств обрабатываемого материала. При обработке на автоматизированных станках, чистовой обработке ответственных деталей и в некоторых других случаях стабильность обработки оказывает значительное влияние на время восстановления, расход инструмента и, в конечном итоге, на затраты на обработку.

Для оценки стабильности работы режущего инструмента различные исследователи вводят различные показатели. Наиболее часто в качестве такого показателя выступает гамма-процентная стойкость T_γ , как, например, в [1], энтропия, удельный износ по основным элементам режущей части инструментов, а также допустимые уровни рассеивания параметров функционирования режущего инструмента [2].

В настоящей работе в качестве показателя стабильности работы режущего инструмента принят коэффициент вариации стойкости W_T . Это обусловлено следующими причинами:

1. W_T в отличие от T_γ является относительным показателем, что позволяет сравнивать стабильность работы режущего инструмента в разных условиях, когда значения стойкости значительно отличаются.

2. В отличие от энтропии зависимость W_T от ряда факторов и его влияние на многие показатели детально исследованы в работах ДГМА и некоторых других организаций. Поэтому возможно сопоставление данных.

3. Коэффициент вариации стойкости является весьма операциональным показателем. Он способствует определению закона распределения стойкости, физической природы отказов, методов повышения надежности и т.д.

4. W_T легко определяется, причем наряду с более точными существуют и экспресс-методы.

Прежде всего было установлено, какие значения коэффициентов вариации имеют место в условиях данной работы (наружного точения стали резцами с пластиной твердого сплава; станок с $D_c = 1000$ мм, задаваемые глубины резания $t = 4...8$ мм; диапазон подач $s = 0,75...1,3$ мм/об, диапазон скоростей резания $v = 50...150$ м/мин). Известно, что для напайных резцов в условиях тяжелого машиностроения W_T колеблется до 1,0 и более, а среднее значение составляет 0,6. На рисунке 1 приведен расширенный анализ распределений стойкости резцов $H = 40$ мм с многогранными пластинами (квадрат и ромб) из сплава Т5К10 с различными покрытиями при точении теплостойких сталей (главным образом – 36Х2НМФА), обработка производилась по корке и без корки с глубиной резания 7,5–10,0 мм, подачей 0,6–0,9 мм/об и скоростью резания 40–107 м/мин (кривая 1). Эти условия для сталей указанного класса являются тяжелыми. Результаты были следующие: диапазон изменения коэффициента вариации 0,06–0,44, среднее значение – 0,25. Кривая плотности распределения асимметрична. Большинство значений W_T лежит в области малых коэффициентов вариации (модальное значение – 0,2). Кривая близка к нормальному закону распределения стойкости, что связано с высокой культурой производства, высокими требованиями к качеству продукции, использованию прогрессивного режущего инструмента. Кривая плотности распределения коэффициента вариации стойкости для напайных резцов (кривая 2) приведена для сравнения.

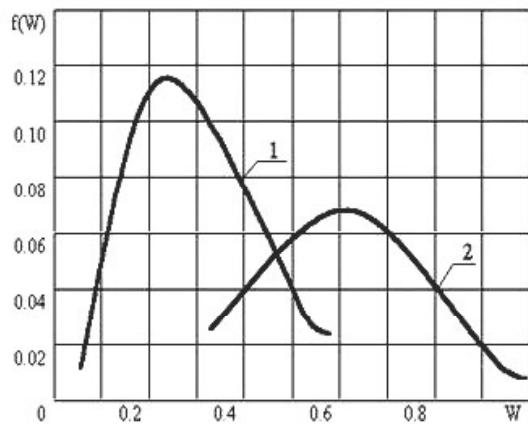


Рис. 1. Распределение коэффициента вариации стойкости:
1 – резцы с СМП и покрытиями; 2 – напайные резцы

Подробно исследовалась взаимосвязь коэффициента вариации стойкости с другими показателями работы режущего инструмента. Часть этих показателей представлена на рисунке 2. При точении в тяжелых условиях большинство факторов действуют на коэффициент вариации стойкости через вероятность разрушения: между W_T и q существует почти прямопропорциональная зависимость. Однако, на самом деле многие факторы одновременно действуют на W_T . К ним относятся: материал режущего лезвия и конструкция инструмента, материал заготовки и состояние ее поверхностного слоя. С ростом твердости обрабатываемого материала увеличивается q , в связи с чем растет и W_T . Кроме того, имеет место рассеивание свойств материала заготовки, которые действуют непосредственно. При переходе от напайного инструмента к инструменту с СМП q может увеличиваться, а может и умень-

шаться в связи с изменением прочности, но независимо от этого W_T уменьшается в связи с повышением качества режущей пластины и однородности ее свойств. Указанное прямое влияние на W_T учтеть в функциях затруднительно. Влияние скорости резания на коэффициент вариации стойкости имеет место как через вероятность разрушения q , так и непосредственное. Для средних станков соответствующая зависимость приведена на рисунке 3. Она была получена с помощью банка данных и относится к обработке сталей НВ = 220240, с глубиной резания $t = 4–20$ мм, подачей $s = 0,3–1,5$ мм/об, резцами с пластинами Т5К10. Такое непосредственное влияние скорости от части объясняется тем, что при малых скоростях растет стойкость инструмента и соответственно – число случайных отказов, вероятность наступления которых зависит только от времени. Низкая стабильность при относительно малых скоростях также связана с явлением наростообразования.

С учетом изложенного прогнозируемое влияние основных факторов на коэффициент вариации стойкости выражается уравнением

$$W_T = \frac{C_W q^{x_W}}{v^{m_W}},$$

где для рассматриваемых сталей $x_W = 1,0$, а m_W при точении в диапазоне наиболее распространенных скоростей принимается равным 0,5. Значение C_W на основе статистических данных принято следующим: 17 – для напайных резцов; 13,5 – для резцов со сменными перетачиваемыми пластинами; 11 – для резцов с СМП. Значение C_W для конкретных конструкций далее принималось на основе производственных испытаний резцов.

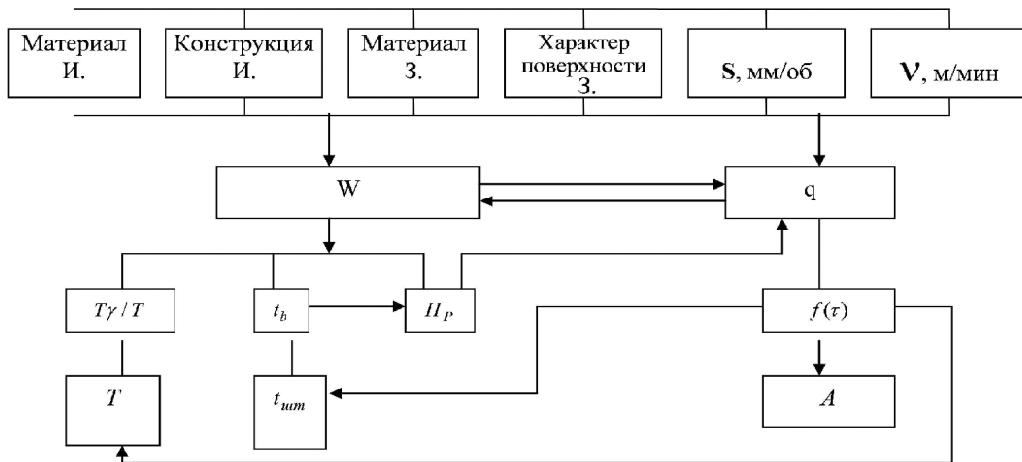


Рис. 2. Взаимосвязь коэффициента вариации стойкости и некоторых функций
(И – инструмент; З – заготовка)

Имеет место целая сеть связей, вызванная тем обстоятельством, что при строгом рассмотрении в целевые функции нельзя подставлять среднюю стойкость, а нужно подставлять серию ее случайных значений, распределенных с плотностью $f(\tau)$. Тогда на выходе имеют место распределения штучного времени, затрат и т.д. Решить такую задачу как многокритериальную сложно.

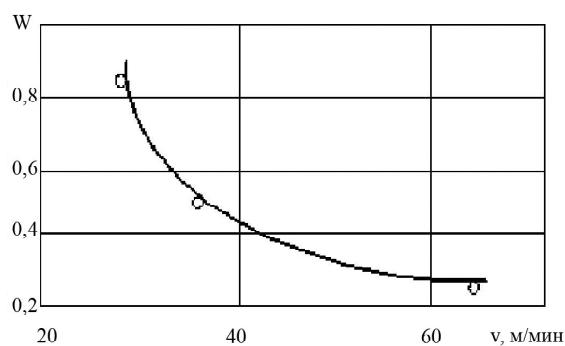


Рис. 3. Зависимость коэффициента вариации стойкости от скорости резания

Формула напряженности труда рабочего, учитывающая величину коэффициента вариации стойкости, была получена на основании работы [3]:

$$H_p = C'_H \frac{t_B H}{T} + \frac{C''_H W_T}{t_0}.$$

где C'_H – коэффициент, характеризующий условия обработки и уровень физической нагрузки; C''_H – коэффициент, характеризующий уровень психофизиологической нагрузки по сравнению с уровнем физической нагрузки. Степень влияния факторов соответствует условиям заводов тяжелого машиностроения.

При исследовании возможности использования коэффициента вариации стойкости в качестве показателя стабильности обработки и представления его в виде целевой функции учитывалось, что он зависит от многих параметров и, в свою очередь, влияет на многое показатели и целевые функции. С другой стороны, часть механизмов влияния W_T на целевые функции оценена только статистически, а в некоторых случаях с помощью экспертных оценок. Поэтому оценки этого влияния не являются точными и могут несколько изменяться в зависимости от условий производства. Поэтому коэффициент вариации стойкости имеет смысл выделять в самостоятельную целевую функцию при автоматизированной обработке, высоких требованиях к качеству и стабильности технологического процесса.

С учетом для многокритериальной оптимизации режущего инструмента дополнительно к используемым [4], предложены следующие функции (табл. 1).

В результате проведенных оптимизационных расчетов были получены следующие значения частных минимумов целевых функций (табл. 2).

Таблица 1 – Функции для многокритериальной оптимизации режимов резания и параметров инструмента на средних токарных станках

Функция	Формула	Примечание
Показатель стабильности обработки	$W_T = \frac{C_n q}{\sqrt{v}}$	1) Функциональное ограничение ($0,3 < W_T < 0,7$) 2) Целевая функция $\rightarrow \min$
Вспомогательное время	$t_b = t_w W_T \sqrt{H}$	Исходная функция
Напряженность труда	$H_p = 0,074 \sqrt{\frac{t_b H D_c}{T} + \frac{C_H W_T}{t_0}}$	Целевая функция $\rightarrow \min$

Таблица 2 – Значения показателей для частных минимумов

N п/п	Минимум по критерию	Приведенные затраты, A	Штучное время, t_{um}	Напря- женность труда, H_p	Расход тв. спла- ва, R_c	Стой- кость, T , мин	Коэф. вариации стойко- сти, W_T	Подача s, мм/об	Ско- рость реза- ния, v, м/мин
1	A_{min}	1,07	1,88	0,94	0,89	66,3	0,54	1,01	102
2	t_{ummin}	1,29	1,02	1,45	1,61	24,6	0,48	1,5	150
3	H_{pmin}	1,73	3,73	0,19	0,91	91	0,04	0,3	150
4	R_{cmin}	1,29	3,1	0,74	0,52	90	0,45	0,659	89,9

Выводы

Показана большая роль стабильности обработки, характеризуемой коэффициентом C_w и коэффициентом вариации стойкости. Их уменьшение в пределах практически встречающихся значений приводит к снижению затрат на 14 %, штучного времени в 1,5 раза, напряженности труда в 2,2 раза.

Перечень ссылок

1. Клименко Г. П. Основы рациональной эксплуатации режущего инструмента. — Краматорск : ДГМА, 2006. — 200 с.
2. Ивченко Т. Г. Определение законов распределения параметров процесса резания на основе статистического моделирования / Т. Г. Ивченко, А. А. Пустовой // Машиностроение и техносфера XXI века: сб. тр. XIV межд. конф. — Донецк : ДонНТУ, 2007. — Т. 2. — С. 89–91.
3. Еськов А. Л. Многокритериальная оптимизация процесса механообработки с учетом его стабильности и трудового потенциала станочников/ А. Л. Еськов, Г. Л. Хаэт, Л. М. Зуева // Надежность режущего инструмента и оптимизация технологических систем. — Краматорск : ДГМА, 1997. — С. 147–156.
4. Мироненко Е. В. К определению весомости критерииев при оптимизации выбора режущего инструмента и режимов резания / Е. В. Мироненко, Л. В. Васильева // Надійність інструменту та оптимізація технологічних систем : зб. наук. праць. — Краматорськ: ДДМА, 2004. — Вип. 16. — С. 159–165.

Поступила в редакцию 18.06.2010

Мироненко Є.В. Дослідження стабільності обробки експлуатації ріжучого інструменту при багатокритеріальній оптимізації

Аналізується можливість використання коефіцієнта варіації стійкості як показника, що характеризує стабільність роботи ріжучих інструментів при багатокритеріальній оптимізації регламентів експлуатації ріжучого інструменту.

Ключові слова: стабільність роботи ріжучих інструментів, коефіцієнт варіації стійкості, багатокритеріальна оптимізація.

Mironenko E. Research of influencing stability of treatment on regulations of exploitation of cutting instrument during the multicriterion optimization

Possibility of use of coefficient of variation of firmness is analysed as an index, characterizing stability of work of cutting instruments during the multicriterion optimization of regulations of exploitation of cutting instrument.

Key words: stability of work of cutting instruments, coefficient of variation of firmness, multicriterion optimization.

УДК 620.179.14

**Канд. техн. наук В. Н. Учанин¹, В. Г. Тихий², И. И. Кириченко¹,
канд. техн. наук В. Г. Рыбачук¹**

¹ Физико-механический институт им. Г. В. Карпенко НАН Украины, г. Львов

² ГП «КБ «ЮЖНОЕ», г. Днепропетровск

ПРИМЕНЕНИЕ ВИХРЕТОКОВОГО МЕТОДА ДЛЯ НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Представлено два характерных примера применения вихретокового метода для обнаружения дефектов и оценки зоны разупрочнения сварных соединений алюминиевых конструкций. Предложенная технология вихретоковой дефектоскопии с применением низких рабочих частот позволяет выявлять как поверхностные, так и подповерхностные дефекты различного типа. Метод оценки зоны разупрочнения базируется на корреляции механических характеристик материала, таких как твердость с измеряемой вихретоковым методом удельной электрической проводимостью материала. Полученные результаты показывают эффективность вихретокового метода для неразрушающего контроля сварных конструкций.

Ключевые слова: неразрушающий контроль, вихретоковый преобразователь, сварное соединение, дефект, помеха, алюминиевый сплав, зона разупрочнения.

Введение

При неразрушающем контроле (НК) ответственных конструкций особое внимание следует уделять сварным соединениям. Это связано с возможным разупрочнением материала в зоне термического влияния и появлением дополнительных специфических дефектов сварки, которые могут существенно влиять на надежность конструкций [1–2]. Все дефекты сварного шва целесообразно разделить на два основных класса: 1) линейные дефекты (непровары и трещины) и 2) локальные дефекты (поры, неметаллические и металлические (вольфрамовые) включения, включения окисных плен) [3]. Линейные дефекты расположены преимущественно вдоль сварного шва и их длина намного больше глубины и раскрытия (ширины). В локальных дефектах все геометрические параметры близки.

Для неразрушающего контроля сварных швов чаще всего применяют рентгеновский и ультразвуковой методы [4], каждый из которых имеет свои ограничения и недостатки. Рентгеновский метод требует двухстороннего доступа к контролируемому объекту (что не всегда возможно, особенно для заключительных швов габаритных конструкций), является достаточно дорогим и оказывает вредное воздействие на окружающую среду. Недостатками рентгеновского метода являются также очень низкая чувствительность к дефектам типа «слипание» в сварных швах изделий из алюминиевых сплавов, выполненных электронно-лучевой сваркой (ЭЛС). Недостатками

ультразвукового метода являются низкая чувствительность к некоторым характерным для сварных швов дефектам («слипание», окисная пленка, вольфрамовые включения), существующие ограничения при контроле тонкостенных конструкций и необходимость использования контактных жидкостей.

Современная практика показывает большие перспективы вихретокового метода при НК сварных швов, особенно в случае тонкостенных конструкций толщиной до 3–4 мм [3–8]. Вихретоковый метод может быть перспективным и для современных методов сварки – лазерным лучом и трением. Эти методы сварки в комплексе с вихретоковым методом НК используются при производстве новых самолетов фирмы Airbus [9]. Ниже представлены возможности вихретокового метода для решения двух характерных задач НК сварных швов:

- 1) выявления дефектов в сварных швах, выполненных дуговой сваркой;
- 2) определения зоны разупрочнения материала в зоне термического влияния сварных швов.

Вихретоковая дефектоскопия сварных швов

Рассмотрим результаты, полученные при разработке вихретокового метода НК заключительных сварных швов топливных баков из алюминиевого сплава АМГ-6. Сложность задачи состояла в необходимости выявлять как приповерхностные дефекты, так и внутренние скрытые дефекты на глубине до 2–3 мм. Исследование воз-

можности выявления внутренних дефектов сварных швов в условиях действия помех проводились при помощи универсальной компьютерной системы вихретокового контроля на базе платы типа EddyMax. На рис. 1 представлена схема сканирования вихретоковым преобразователем (ВТП) зоны сварного шва при ручном контроле. Согласно методике, необходимо установить ВТП на расстоянии 10–15 мм от границы 1 сварного шва в точке Б (2 на рис. 1). Поворотом ВТП сориентировать его для получения максимальной чувствительности по продольным относительно сварного шва дефектам (метка 3 на корпусе ВТП должна быть ориентирована в направлении сварного шва) и провести компенсацию небаланса сигнала ВТП. Зона сварного шва сканируется по зигзагообразной траектории симметрично относительно середины шва по пунктирной линии 4 с шагом $K_{CK} = 1,0\text{--}2,0$ мм (рис. 1). Ширина зоны сканирования l_{CK} = 20–30 мм.

Исследования показали, что при отсутствии помех, связанных с неоднородностью материала в зоне сварного шва, современные вихретковые преобразователи позволяют выявлять дефекты типа трещина с протяженностью по глубине $a = 2$ мм при глубине их залегания до 6 мм. Однако помехи могут существенно (в 2 раза) ограничить глубину контроля. Исследования на образцах реального сварного шва показали, что амплитуда сигнала от дефекта с глубиной залегания $h_3 = 3$ мм ненамного превышает уровень помех, обусловленных неоднородностью геометрии сварного шва после удаления валика усиления.

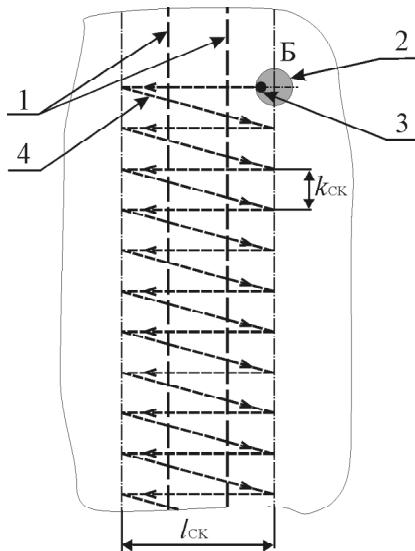


Рис. 1. Схема сканирования зоны сварного шва:
1 – границы сварного шва; 2 – положение ВТП при
проводении компенсации небаланса; 3 – метка на
корпусе ВТП; 4 – зигзагообразная схема сканирования;
 K_{CK} – шаг сканирования; l_{CK} – ширина зоны сканиро-
вания

На рис. 2 приведено сигналы от дефекта с $h_3 = 3$ мм (обозначено буквой Д), которые можно сопоставить с сигналами от помех (обведено пунктиром и обозначено буквой П). Кроме сигналов в комплексной плоскости, на рис. 2, б записаны вертикальная (сверху) и горизонтальная (снизу) составляющие сигнала с временной разверткой. При этом, разворотом комплексной плоскости сигнал от дефекта с глубиной $h_3 = 3$ мм ориентирован по вертикальной оси комплексной плоскости. При выбранном развороте комплексной плоскости эффективно применение различного усиления по вертикальной и горизонтальной оси. В нашем случае усиление K_Y по вертикальной оси на 6 дБ больше усиления K_X по горизонтальной оси. Видно, что вертикальная составляющая сигнала от дефекта приблизительно на 6 дБ превышает сигналы от помех, что особенно заметно по сигналу вертикальной составляющей сигнала с временной разверткой (рис. 2, б сверху). Такое соотношение сигнал/помеха считается достаточным для достоверного выявления дефекта.

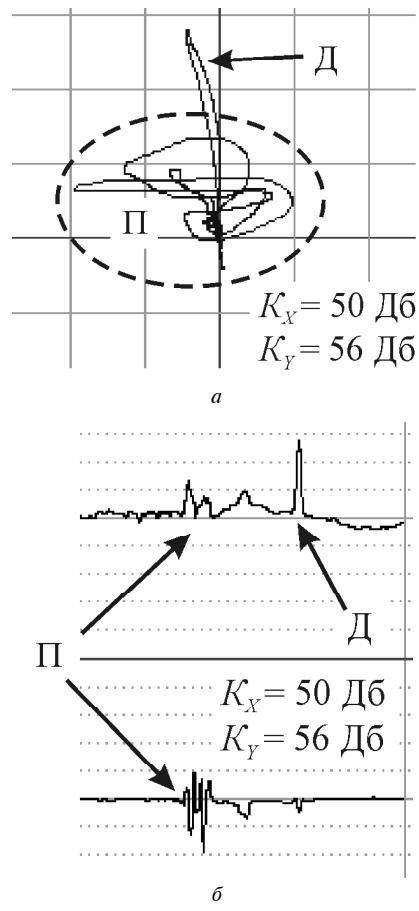


Рис. 2. Сигналы помех и дефекта с глубиной залегания $h_3 = 3,0$ мм:
а – комплексная плоскость; б – сигнал с временной
разверткой

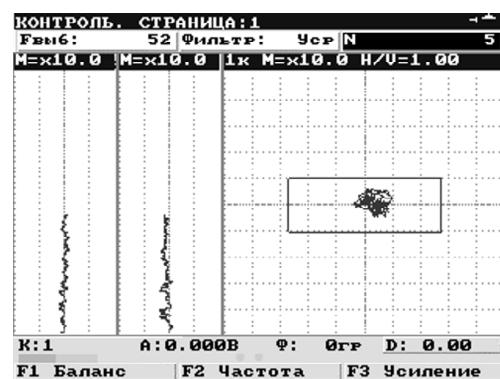
Приведенные результаты показывают возможность разделения полезных сигналов от дефекта с глубиной залегания $h_3 = 3,0$ мм от сигналов от помех на основе использования различия фазы этих сигналов, так как сигналы от помех «вытягиваются» в комплексной плоскости в горизонтальном направлении, характерном для поверхностных дефектов.

Предложенная методика может быть реализована на основе применения современных универсальных дефектоскопов с новыми селективными ВТП мультидифференциального типа [10]. Вихревоковые дефектоскопы нового поколения (в частности, прибор типа ВД 3-71) позволяют проводить контроль в широком диапазоне рабочих частот, наблюдать сигнал в комплексной плоскости или с временной разверткой, применять различные фильтры и регистрировать сигналы в памяти дефектоскопа с возможностью их последующей обработки в персональном компьютере [11].

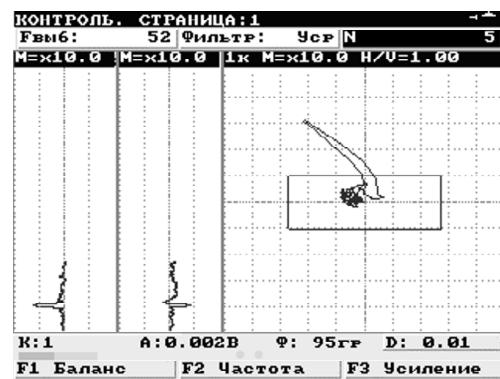
На основании проведенных исследований разработана временная методика, которая предусматривает применение дефектоскопа типа ВД 3-71 и проведение контроля последовательно в двух режимах при помощи двух различных ВТП. Основной режим предусматривает проведение контроля при помощи ВТП типа Леотест МДФ 0803 на двух рабочих частотах: на низкой частоте 1,2 кГц (канал 1 дефектоскопа) и на средней частоте 12 кГц (канал 2). При этом, на экране дефектоскопа наблюдаются сигналы нижней частоты (1,2 кГц) и одновременно при помощи автоматической сигнализации дефекта фиксируется превышение уровня сигнала на частоте 12 кГц. При необходимости оператор может провести повторное сканирование зоны контроля и провести наблюдения на частоте 12 кГц. Таким образом, основной режим обеспечивает выявление подповерхностных дефектов, залегающих на глубине до 2,5 мм, на рабочей частоте 1,2 кГц с одновременной регистрацией поверхностных и приповерхностных дефектов на глубине до 0,5–1,0 мм. Дополнительный режим предусматривает проведение контроля при помощи ВТП типа Леотест МДФ 0603 на рабочей частоте 18 кГц. При условии применения более высокой частоты этот ВТП имеет лучшую чувствительность и разрешающую способность при выявлении поверхностных и приповерхностных дефектов. При этом, лучше подавляются помехи, связанные с неоднородностью удельной электрической проводимости (УЭП) и геометрии сварного шва. Глубина контроля за счет выбора ВТП меньшего размера и более высокой рабочей частоты ограничивается поверхностным слоем глубиной до 0,5 мм. Дополнительный режим рекомендован для участков сварного шва с плохой обработкой

поверхности, когда возможность работы в основном режиме ограничена.

Наиболее сложной задачей было обеспечить возможность выявления скрытых дефектов сварных швов, залегающих на глубине более 1 мм. На рис. 3 представлено сигналы помех, полученные при сканировании бездефектной зоны сварного шва, и сигналы от дефекта типа непровар, залегающего на глубине 2 мм. Дефект типа непровар имитирован прорезью толщиной 0,5 с неконтролируемой стороны сварного шва. Для имитации сигналов от помех выбран наиболее неблагоприятный для проведения контроля образец с существенной депланацией кромок, за счет чего после удаления усиления в зоне наблюдается большая кривизна поверхности.



a



б

Рис. 3. Сигналы от бездефектного сварного шва (*а*) и подповерхностного дефекта типа непровар с глубиной залегания $h_3 = 2,0$ мм (*б*) на экране дефектоскопа ВД 3-71

Представленные результаты показывают возможность четкого выделения сигналов от скрытых дефектов сварных швов на глубине до 2 мм на фоне помех, обусловленных влиянием неоднородностей геометрии сварного шва.

Вихревоковый метод определения зоны разупрочнения сварных швов

При сварке изделий из алюминиевых термоупрочняемых сплавов образуются два участка:

переплавленный металл и зона термического влияния, в которой наблюдаются участки полной или частичной перекристаллизации [2]. При этом нарушаются условия оптимальной термической обработки, что приводит к изменениям структуры и ухудшению механических свойств. Известно, что ЭЛС позволяет сваривать алюминиевые сплавы без существенного разупрочнения [12]. Это возможно за счет высокой скорости процесса сваривания, когда кривая нагрева и охлаждения термического цикла не пересекается с кризисами распада твердого раствора [13]. Тем не менее, расширение зоны термического влияния и, соответственно, зоны разупрочнения возможно при нарушениях оптимального режима сварки, особенно при необходимости повторной подварки в местах выявленных дефектов.

Традиционным способом контроля зоны термического влияния является анализ распределения твердости материала в околосважной области. Более эффективен и практичен контроль размеров зоны термического влияния на основе измерения УЭП вихревым методом. Контроль основан на взаимосвязи изменений прочностных свойств алюминиевых сплавов и их УЭП. Подобный подход используется для определения зон разупрочнения авиационных конструкций при перегревах (например, после пожаров) [6].

Экспериментальные исследования сварных соединений из термоупрочняемого алюминиевого сплава 1201 выявили наличие взаимосвязи

между распределением твердости и УЭП в зоне сварного шва, характер которых представлен на рис. 4. Анализ зависимостей показывает полное соответствие точек, в которых происходит изменение УЭП и твердости. Поэтому размеры зоны разупрочнения можно контролировать путем измерения распределения УЭП с регистрацией границ участка, где наблюдаются ее изменения [6, 7]. Точное определение зоны термического влияния и соответственного разупрочнения материала при сварке (и подварке) позволило обосновать выбор ширины зоны утолщения конструкции в различных участках сварного шва и уменьшить общий вес конструкции без снижения ее надежности.

Для автоматизации контроля размеров зоны термического влияния и разупрочнения сварных соединений из термоупрочняемых алюминиевых сплавов был разработан специализированный вихревой структурископ «ЗОНА», принцип работы которого состоит в непрерывном измерении УЭП материала во время перемещения ВТП перпендикулярно стыку сварного соединения и отображении результатов на экране матричного индикатора. На сегодняшнее время задача может быть решена на основе применения универсального вихревого дефектоскопа типа ВД 3-71 с абсолютным компенсированным вихревым преобразователем. Для этого необходимо использовать датчик пути, разработанный в процессе модернизации дефектоскопа [14].

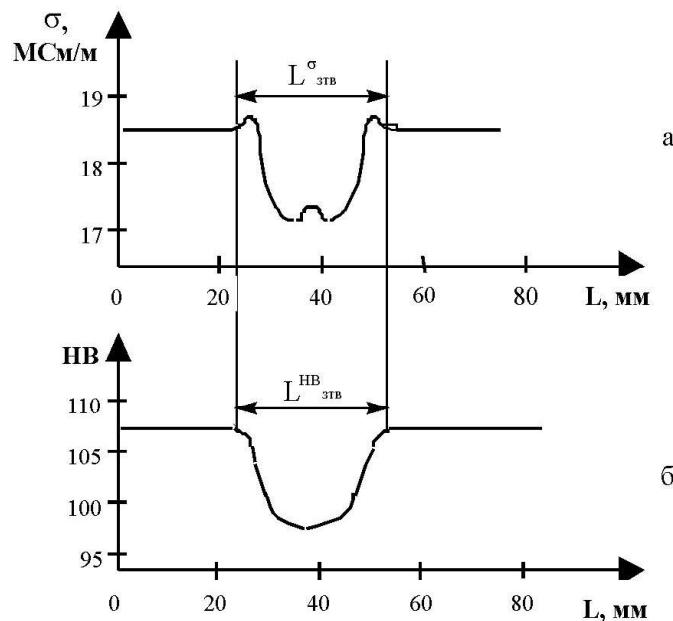


Рис. 4. Изменения УЭП (а) и твердости (б) сплава 1201 поперек сварного соединения, выполненного ЭЛС:
 L_{3tv}^{σ} – зона термического влияния по изменению УЭП; L_{3tv}^{HB} – зона термического влияния по изменению твердости

Выводы

1. Вихретоковый метод может быть успешно применен для НК сварных швов, в частности, для оценки структурных изменений и выявления поверхностных и подповерхностных дефектов. Вихретоковый контроль сварных швов усложняется помехами, обусловленными неоднородностью удельной электрической проводимости и нарушениями геометрии. Для дефектоскопии сварных швов перспективны селективные ВТП мультидифференциального типа. Для подавления специфических помех, обусловленных неоднородностью сварного шва, эффективно применение ВТП с малой базой размещения измерительных обмоток. Представленные методики контроля могут быть реализованы на основе применения универсального вихретокового дефектоскопа типа ВД 3-71.

Перечень ссылок

1. Патон Б. Е. Специфика образования шва при электронно-лучевой сварке / Б. Е. Патон, Г. И. Лесков, Л. И. Живаго // Автоматическая сварка. – 1973. – № 3. – С. 1–5.
2. Сазонов Ю. И. Проблемы технической диагностики электронно-лучевой сварки / Ю. И. Сазонов // Дефектоскопия. – 2006. – № 12. – С. 70–88.
3. Дослідження вихрострумових перетворювачів для виявлення дефектів зварних швів тонкостінних елементів космічних конструкцій / [В. М. Учанін, В. Г. Тихий, І. І. Кириченко та ін.] // Електромагнітний, акустичний та оптичний неруйнівний контроль матеріалів та виробів / Серія : Фізичні методи та засоби контролю середовищ, матеріалів та виробів. – Львів : Фізико-механічний ін-т ім. Г. В. Карпенка НАН України. – 2006. – Вип. 11. – С. 123–126.
4. Неразрушающий контроль: В 5 кн. / [Ермолов И. Н., Алешин Н. П., Потапов А. И.; ред. Сухорукова В. В.] – М. : Высш. шк., 1991. – Кн. 2 : Акустические методы контроля: практик. пособие. – 283 с.
5. Применение вихретоковых приборов для выявления оксидных плен в сварных швах изделий из алюминиевых сплавов / [Тетерко А. Я., Учанин В. Н., Рыбаков Б. М., Емельянова Л. Н.] // Техническая диагностика и наразрушающий контроль. – 1989. – № 2. – С. 66–68.
6. Механіка руйнування та міцність матеріалів: довідн. посібн. Т. 9 : Міцність і довговічність авіаційних матеріалів та елементів конструкцій / [Осташ О. П., Федірко В.М., Учанін В.М. та ін.] ; під заг. ред. Панасюка В. В. – Львів : Сполом, 2007. – 1068 с.
7. Рыбачук В. Г. Электромагнитный метод неразрушающего контроля зоны термического влияния сварных швов алюминиевых изделий / В. Г. Рыбачук // Физ.-хим. механика материалов. – 1991. – № 1. – С. 107–109.
8. Визначення можливостей виявлення дефектів зварних швів космічних конструкцій в умовах дії завад / [Учанін В. М., Тихий В. Г., Хомченко М. В., Кириченко І. І.] / Фізичні методи та засоби контролю середовищ, матеріалів та виробів. – Львів : ФМІ НАНУ, 2008. – Вип. 13 : Теорія і практика неруйнівного контролю матеріалів та конструкцій. – С. 20–26.
9. Assler H. Design of Aircraft Structure under Special Consideration of NDT / H. Assler // 9-th Europ. Conf. for NDT, Berlin, 2006. – (интернет-журнал: www.ndt.net. – 2006. – Vol. 11. – № 11).
10. Учанин В. Н. Вихретоковые мультидифференциальные преобразователи и их применение / В. Н. Учанин // Техническая диагностика и неразрушающий контроль. – 2006. – № 3. – С. 34–41.
11. Универсальные вихретоковые дефектоскопы ОКО-01 и ВД 3-71 и их применение для выявления скрытых дефектов в неразъемных узлах авиационной техники / [В. Н. Учанин, Г. Г. Луценко, А. В. Джаганян и др.] // зб. доповідей 9-ї конф. «Неруйнівний контроль». – Київ, 2007. – С. 139–146.
12. Бондарев А. А. Состояние техники и преимуществ процесса электронно-лучевой сварки конструкций из алюминиевых сплавов / А. А. Бондарев // Сварка алюминиевых сплавов криогенного и общего назначения. – К. : Наукова думка, 1984. – С. 10–19.
13. Рабкин Д. М. Особенности электронно-лучевой сварки алюминиевых сплавов / Рабкин Д. М., Воропай Н. М., Бондарев А. А. // Автоматическая сварка. – 1971. – № 2. – С. 48–52.
14. Учанин В. Н. Усовершенствование универсального вихретокового дефектоскопа ВД 3-71 / [В. Н. Учанин, А. В. Джаганян, А. В. Опанасенко и др.] // Матеріали 15-ї міжн. наук.-техн. конф. «Електромагнітні та акустичні методи неруйнівного контролю матеріалів та виробів – «ЛЕОТЕСТ-2010». – Львів : Фізико-механічний ін-т ім. Г. В. Карпенка НАН України. – 2010. – С. 30–33.

Поступила в редакцию 30.06.2010

Учанин В.М., Тихий В.Г., Кириченко І.І., Рибачук В.Г. Застосування вихрострумового методу для неруйнівного контролю зварних з'єднань

Представлено два характерних приклади застосування вихрострумового методу для знаходження дефектів і оцінки зони знеміцнення зварних з'єднань алюмінієвих конструкцій. Запропонована технологія вихрострумової дефектоскопії із застосуванням низьких робочих частот дозволяє виявляти як поверхневі, так і підповерхневі дефекти різного типу. Метод оцінки зони знеміцнення базується на кореляції механічних характеристик матеріалу, таких як твердість з вимірюваною вихрострумовим методом питомою електричною провідністю матеріалу. Отримані результати показують ефективність вихрострумового методу для неруйнівного контролю зварних конструкцій.

Ключові слова: неруйнівний контроль, вихрострумовий перетворювач, зварне з'єднання, дефект, завада, алюмінієвий сплав, зона знеміцнення.

Uchanin V.M., Tihij V.G., Kyrychenko I.I., Rybachuk V.G. The application of eddy current method for non-destructive testing of welded joints

Two characteristic examples of eddy current method application for flaw detection and the weakened zone estimation in welding of aluminum alloy constructions are presented. Proposed eddy current flaw detection technology with low operational frequency application permit to uncover surface and subsurface different type flaws. The method of weakened zone estimation is based on the correlation of material mechanical properties such as hardness and measured by eddy current method electric conductivity distribution. The obtained results show the eddy current method efficiency for nondestructive evaluation of welded constructions.

Key words: non-destructive testing, eddy current probe, welded joint, flaw, noise, aluminum alloy, weakened zone.

УДК 621.452.3

Ю. В. Грачев¹, канд. техн. наук Г. В. Пухальская²,
С. В. Критчин¹, Т. А. Панченко²

ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО ФРЕЗЕРОВАНИЯ ЦЕНТРОБЕЖНЫХ КОЛЕС

¹ Государственное предприятие «Ивченко-Прогресс», г. Запорожье

² Запорожский национальный технический университет

Оценено качество балансировки вспомогательного инструмента. Измерен дисбаланс оправок для высокоскоростной обработки центробежных колес. Экспериментально исследован шпиндель станка, на основе чего рекомендован рабочий диапазон частот вращения шпинделя.

Ключевые слова: вспомогательный инструмент, балансировка, шпиндель, частота вращения.

Введение

Центробежные колеса (ЦБК) – одни из наиболее сложных деталей современных ГТД. Постоянно возрастающие требования к точности профиля лопаток и шероховатостей несущих поверхностей моноколеса приводят к необходимости внедрения новейших технологий формообразования поверхностей. Прогрессивным методом изготовления ЦБК является фрезерование на 5-координатных станках с ЧПУ с высокими скоростями резания [1].

При высокой скорости вращения жесткая технологическая система переходит в разряд упругодеформируемой, упругие и диссипативные характеристики которой накладывают существенные ограничения на ее режимы работы. Поэтому для практической реализации высокоскоростной обработки необходимо выбрать допустимые режимы резания, установить значения вибродиагностических параметров технологической системы для управления качеством обрабатываемой детали и техническим состоянием самой системы.

Высокоскоростная обработка для конкретной технологической системы осуществима в очень узком диапазоне скоростей, подач и глубин резания, который характеризуется низкими уровнями вибраций. Обычно технологическую систему подразделяют на четыре подсистемы: заготовка, инструмент, приспособление, станок, – каждая из которых включает в себя ряд структурных единиц (шпиндель, оправка, фреза, зажимные приспособления и др.) [2].

Высокая скорость вращения шпинделя увеличивает влияние вибрации инструмента на процесс резания. Поскольку фрезерование ЦБК требует большого вылета фрезы, то инструмент под-

вержен значительным вибрациям. Поэтому используют балансируемые оправки, которые позволяют:

- снизить вибрации инструмента;
- в несколько раз увеличить срок службы инструмента и подшипников станка;
- повысить точность и качество обрабатываемой поверхности.

Цель работы: повышение производительности и качества концевого высокоскоростного фрезерования центробежных колес за счет эффективного использования вспомогательного инструмента и возможностей станка.

Объект исследования: вспомогательный инструмент нескольких конструктивных вариантов различных изготовителей и мотор-шпиндель универсального обрабатывающего центра Starrag ZS 500/130.

Предмет исследования – жесткость системы СПИД при высокоскоростном фрезеровании.

Оценка реального качества балансировки вспомогательного инструмента

Чем выше скорость, тем больше центробежная сила, вызванная дисбалансом и тем сильнее вибрация. Центробежная сила увеличивается с квадратом скорости вращения тела, имеющего неравномерное распределение массы, то есть дисбаланс будет возникать из-за избытка центробежной силы, вызванного вращением более тяжелой стороны ротора. Вот почему чем выше скорость вращения, тем большее значение имеет балансировка.

Постоянные источники дисбаланса создаются конструкцией или возникают в процессе производства. На вспомогательном инструменте дисбаланс возникает из-за асимметричных углублений в приводных шпоночных пазах, расточек в

оправках, а также из-за ориентирующего углового паза на фланцах конусов HSK-A. На режущих инструментах дисбаланс возникает из-за различия в глубине и длине стружечных канавок, из-за лысок на хвостовиках, при использовании однолезвийных инструментов и т. п. Такой дисбаланс можно устраниить до некоторой степени за счет предварительной балансировки инструмента изготавителем.

Переменные источники дисбаланса изменяют его величину при сборке и смене инструмента. К ним относятся цанги и зажимные гайки, которые занимают различное положение при каждом повторном затягивании, зажимные винты, ввернутые на различную глубину и т. п. Такой дисбаланс может корректировать только пользователь.

Назначением балансировки оправок является улучшение распределения массы корпуса для компенсации центробежных сил в пределах, установленных для данной скорости вращения шпинделя. Производители высокоскоростных фрезерных станков обычно предписывают для оправок, используемых на их станках, уровень балансировки G1 или G2,5 в соответствии со стандартом ISO 1940/1. Класс точности балансировки G2,5 означает, что скорость вибрации не должна превышать 2,5 мм/с, т. е. точность балансировки жестких роторов характеризуется в стандарте с виброскоростью — произведением удельного дисбаланса на максимальную эксплуатационную частоту вращения ротора.

Для определения уровня балансировки оправок использовался балансировочный станок Acuro фирмы Schunk (рис. 1), а для проверки радиального биения — микроскоп Zoller (рис. 2).



Рис. 1. Балансировочный станок Acuro фирмы Schunk



Рис. 2. Микроскоп Zoller для настройки осевого инструмента

Были измерены девять различных оправок (табл. 1), семь из которых имели дисбаланс выше допустимого G2,5. Поэтому для повышения жесткости системы необходима динамическая балансировка инструмента и оправки. Центробежные силы несбалансированных оправок увеличивают нагрузку на подшипниковый узел шпинделя и снижают качество обработки деталей.

Исследование динамических характеристик шпиндельного узла

Шпиндельный узел — один из основных узлов металлорежущего станка, непосредственно влияющий на производительность обработки и точность обрабатываемых изделий. Одним из важных показателей качества шпиндельного узла являются его динамические характеристики, поскольку они наиболее полно характеризуют качество его конструкции, изготовления и сборки [3].

Для оценки влияния колебаний на качество обработки деталей проводилось измерение вибрационных характеристик мотор-шпинделя станка Starrag ZS 500/130 (рис. 3) с различными видами оправок. С помощью специального кронштейна на корпус шпинделя устанавливались датчики вибрации ABC 017-06. Датчики устанавливались в трех взаимно перпендикулярных направлениях, одно из которых совпадало с продольной осью шпинделя. Измерение вибрационных характеристик проводилось по всему диапазону частот вращения шпинделя при изменении частоты с 500 об/мин до 12000 об/мин с шагом 500 об/мин.

Таблица 1 – Результаты измерения дисбаланса оправок

№	Оправка	Фреза	Измерения на балансировочном станке Acuro			Измерения на микроскопе Zoller Радиальное биение инструмента, мм
			Макс. доп. частота вращения n , мин ⁻¹	Класс точности балансировки G	Дисбаланс, г·мм	
1	Гидравлическая Gewefa 93.05.036.016 HSK-A+C63 20*100	без фрезы 216 906.4 D12 6151-00-1151 отбалансированная	4299 5538 6006 12000	4,6 5,4 3,3 1,9	11,1 8,6 8,0 3,2	0,033
2	Гидравлическая Gewefa 93.05.036.016 HSK-A+C63 20*100	без фрезы	15390	2,9	3,1	0,010
3	Гидравлическая Schunk	204776 20 50070608	12000	0,8	1,6	0,019
4	Гидравлическая Schussler 1 HSK-A6320-100	SK-606323-081	358	125,3	132,9	–
5	Гидравлическая Schussler 2 HSK-A6320-100	SK-606323-081 без фрезы	502 378	89,6 132,1	95,0 94,5	0,031
6	Механическая Nikken HSK 63A-C20-95G	с эталоном без фрезы	6099 13244	7,3 9,5	7,8 9,1	0,026
7	Механическая Maxin HSK A63 20X95E	4524364	4343	10,3	11,0	0,003
8	Термооправка T48	без фрезы	19519	2,5	1,8	–
9	Термооправка T2	без фрезы	661	56,7	36,1	–

**Рис. 3. Универсальный обрабатывающий центр Starrag ZS 500/130**

При вибрографировании оправок Schunk, Nikken, Schussler 2 с различным уровнем балансировки (рис. 4–6) повышение уровня вибрации шпинделя наблюдается при частоте вращения 7000 об/мин и составляет 0,17g (2,3 мм/с), 0,14g (1,7 мм/с) и 0,49g (6,6 мм/с) соответственно, при 8000...9500 об/мин понижается, а максимальной величины он достигает при 12000 об/мин и

равен 0,64g (4,95 мм/с), 1,43g (11,3 мм/с), 1,26g (8,7 мм/с).

Однако при сравнении виброскорости трех оправок по всему диапазону частот вращения шпинделя (табл. 2) видно, что до $n = 6000$ об/мин виброскорость практически не изменяется, а при повышении n – изменяется незначительно. Это свидетельствует о том, что наибольшее влияние

на жесткость технологической системы и, следовательно, на качество обработки детали оказывает шпиндельный узел. Поэтому необходимо находить нерезонансный диапазон частот вращения, который для данной технологической системы

составляет 0...6000 об/мин и 8000...9500 об/мин. Последний диапазон является предпочтительным, поскольку обеспечивает максимально возможную производительность обработки.

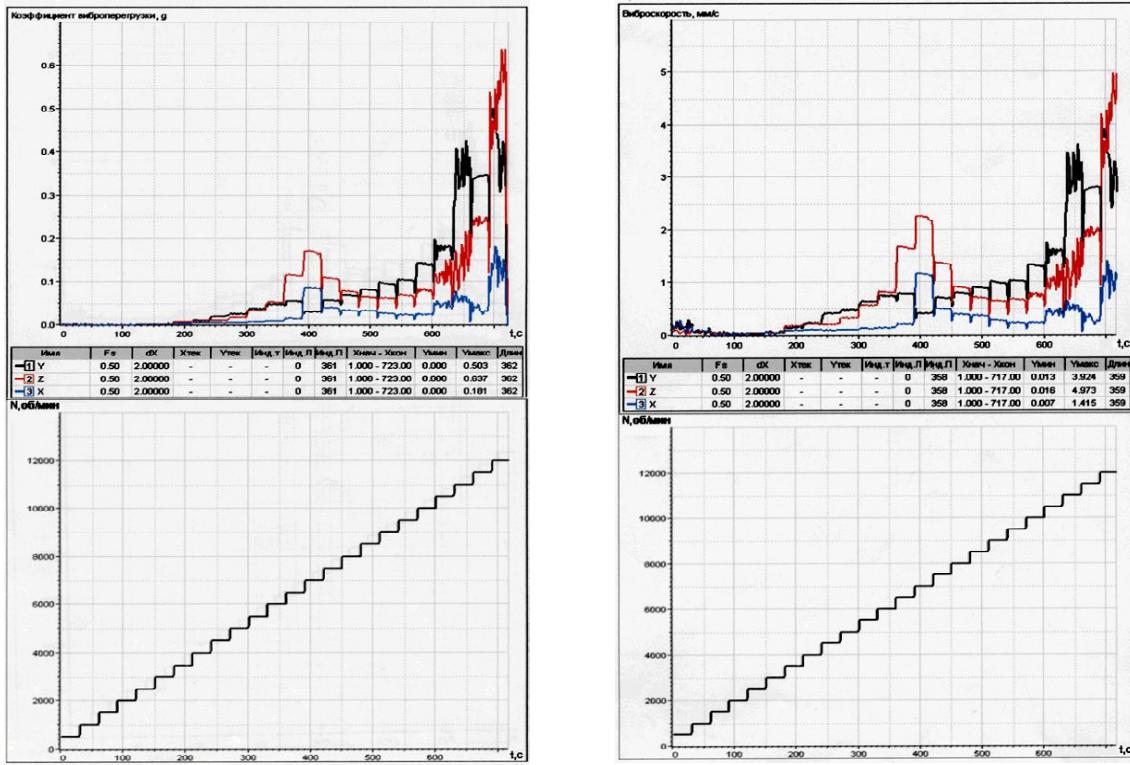


Рис. 4. Вибрографирование гидравлической оправки Schunk

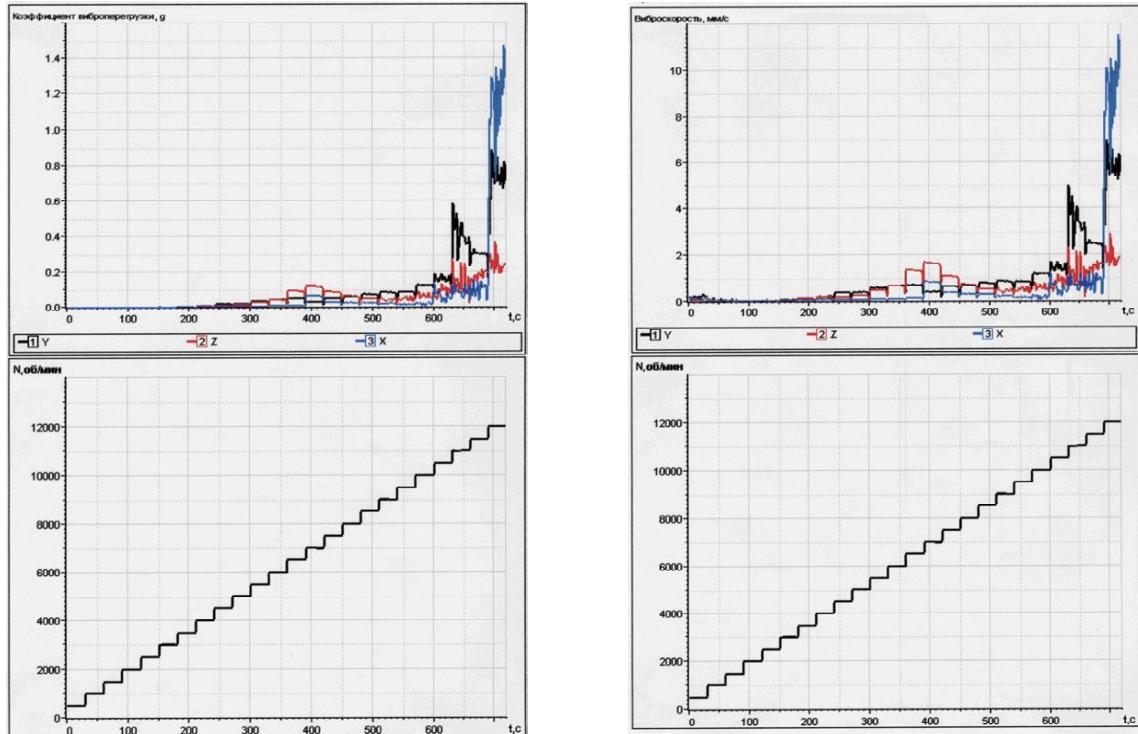


Рис. 5. Вибрографирование механической оправки Nikken

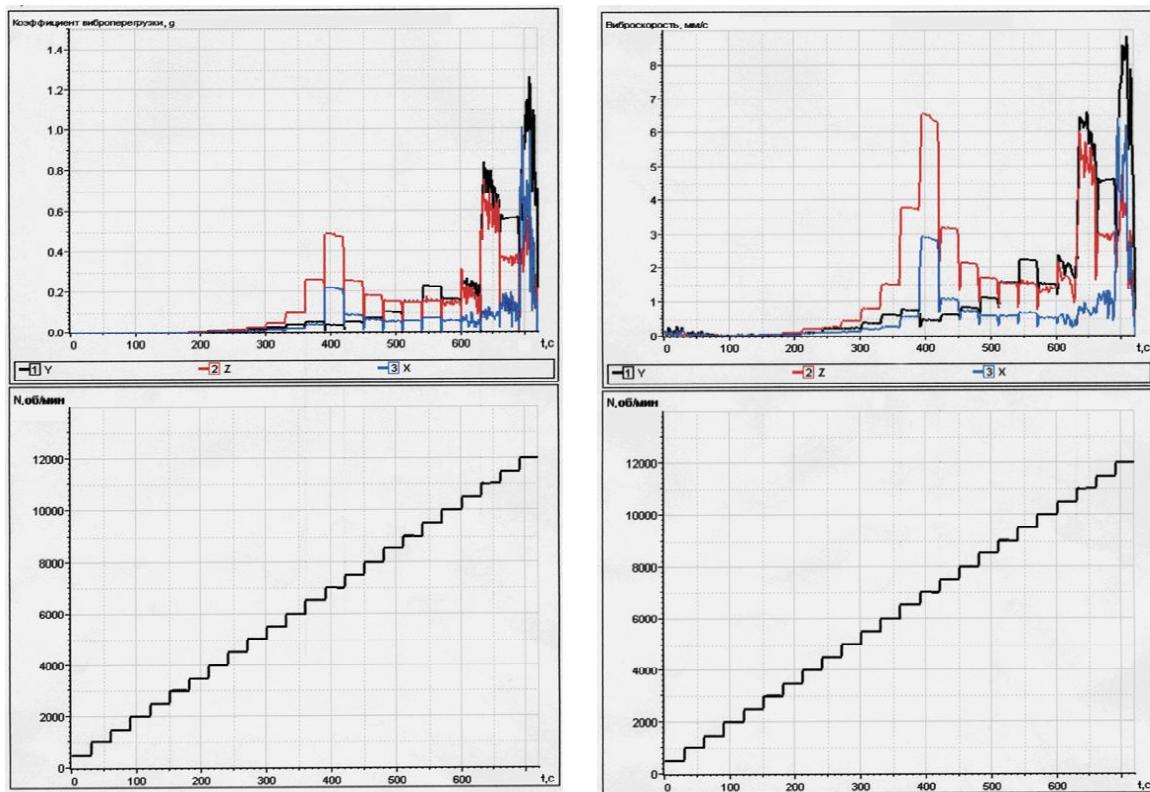


Рис. 6. Вибрографирование небалансированной гидравлической оправки Schussler 2

Таблица 2 – Виброскорость (мм/с) шпинделя станка Starrag ZS 500/130 с разными оправками по всему диапазону частот вращения

Частота вращения шпинделя, об/мин	Вид оправки			Частота вращения шпинделя, об/мин	Вид оправки		
	Гидравлическая Schunk (с фрезой)	Механическая Nikken (с эталоном)	Гидравлическая Schussler (с фрезой)		Гидравлическая Schunk (с фрезой)	Механическая Nikken (с эталоном)	Гидравлическая Schussler (с фрезой)
500	0,3	0,2	0,3	6500*	1,7	1,4	3,8
1000	0,1	0,1	0,2	7000*	2,3	1,7	6,6
1500	0,1	0,1	0,1	7500*	1,4	1,2	3,2
2000	0,1	0,1	0,1	8000	0,9	0,8	2,2
2500	0,1	0,1	0,1	8500	0,9	0,9	1,7
3000	0,1	0,1	0,1	9000	1,0	1,0	1,6
3500	0,2	0,2	0,2	9500	1,0	1,0	2,3
4000	0,3	0,3	0,3	10000*	1,3	1,2	1,5
4500	0,4	0,4	0,4	10500*	1,7	1,7	2,4
5000	0,5	0,5	0,5	11000*	3,2	5,0	6,6
5500	0,7	0,6	0,8	11500*	2,8	2,6	4,6
6000	0,8	0,7	1,6	12000*	4,95	11,3	8,7

* – зоны повышенного уровня вибрации шпинделя

Вибрации высокооборотных шпинделей на холостом ходу определяются остаточными дисбалансами их роторов, а при эксплуатации – технологическими дисбалансами оправки с инструментом и переменными нагрузками от реакций

сил резания. Роторы шпинделей станков балансируют как отдельные детали в собственных подшипниках, что может соответствовать 2-му классу точности по ГОСТ 22061 (ИСО 1940). Допустимость такой балансировки оценивается уровнем

вибраций корпуса шпинделя в рабочем диапазоне оборотов. Согласно пределам оценки колебательных свойств амплитуда виброскорости электрошпинделя должна лежать в пределах 0,7–1,1 мм/с [2], что для данной системы выполняется до $n = 6000$ об/мин. В противном случае шпиндель следует балансировать в собственном корпусе с соблюдением условий эксплуатации, т. е. по 1-му классу. Также не допускается эксплуатация шпинделя при вибрациях выше 4,5–7,0 мм/с, т. е. при $n = 7000$ об/мин, $n = 11000$ об/мин и выше.

Выводы

1. Результаты измерения дисбаланса оправок для высокоскоростной обработки подтверждают необходимость определения реального качества балансировки при входном контроле, а также их балансировки по необходимости.

2. Вибрографирование шпинделя станка подтвердило наличие резонанса в рабочем диапазоне оборотов шпинделя, который оказывает наибольшее влияние на жесткость технологической системы и, следовательно, на качество обработки детали.

3. В результате исследований были найдены рабочие диапазоны частот вращения шпинделя, которые составили 0...6000 об/мин и 8000...9500 об/мин.

Перечень ссылок

1. Определение траектории режущего инструмента для пятикоординатной высокоскоростной обработки несущих поверхностей лопаток и моноколес авиационных ГТД на стан-
- ках с ЧПУ / [Петров С. А., Карась Г. В., Мозговой С. В., Качан А. Я.] // Вестник двигателестроения. – 2006. – № 1. – 115 с.
2. Шелег В. К. Технологическое обеспечение параметров точности и качества сложнопрофильных деталей при высокоскоростной многоординатной обработке / Шелег В. К., Присевок А. Ф., Клавсуть П. Н. // Вестник БНТУ. – 2009. – № 5. – 120 с.
3. Хомяков В. С. Исследование динамических характеристик шпиндельных узлов / Хомяков В. С., Кочинев Н. А., Сабиров Ф. С. // Вестник МГТУ «Станкин». – 2008. – № 4. – 200 с.
4. Барабанов А. Б. Расчет конструкции патрона для фрезерования лопаток компрессоров / Барабанов А. Б., Завгородний В. И., Маслов А. Р. // Вестник МГТУ «Станкин». – 2008. – № 2. – 62 с.
5. Высокотехнологическое обеспечение обработки дисков ГТД из жаропрочных сплавов на обрабатывающих центрах / [Панасенко В. А., Качан А. Я., Мозговой С. В., Карась Г. В.] // Авиационно-космическая техника и технология. – 2008. – № 8. – 245 с.
6. Богуслаев В. А. Технологическое обеспечение эксплуатационных характеристик деталей ГТД / [Богуслаев В. А., Муравченко Ф. М., Жеманюк П. Д. и др.] – Запорожье : изд-во ОАО «Мотор Сич», 2003. – 395 с.
7. Богуслаев В. А. Высокоскоростное финишное фрезерование лопаток моноколес / Богуслаев В. А., Качан А. Я., Карась В. П. // Вестник двигателестроения. – 2002. – № 1. – 110 с.

Поступила в редакцию 06.09.2010

Грачов Ю.В., Пухальська Г.В., Критчин С.В., Панченко Т.О. Підвищення ефективності високошвидкісного фрезерування відцентрового колеса

Оцінена якість балансування допоміжного інструменту. Вимірюється дисбаланс оправок для високошвидкісної обробки відцентрових коліс. Експериментально досліджено шпиндель верстата, на основі чого рекомендовано робочий діапазон частот обертання шпинделля.

Ключові слова: допоміжний інструмент, балансування, шпиндель, частота обертання.

Grachev Yu., Pukhal's'ka G., Kritchin S., Panchenko T. Providing of parameters of exactness and quality at the high speed milling of centrifugal wheels

The quality of balancing of auxiliary tool is appraised. The disbalance of mounting is measured for HSM (High Speed Machining) treatment of centrifugal wheels. Shpindel' of machine-tool is experimentaly investigational, what the working ranges of frequencies of rotation of shpindel are recommended on the basis of.

Key words: the auxiliary tool, balancing, shpindel, frequency of rotation.

УДК 621.923

В. И. Лавриненко¹, В. Ю. Солод², В. А. Скрябин¹, И. В. Лещук¹

¹ Институт сверхтвердых материалов им. В. Н. Бакуля НАН Украины

² Днепродзержинский государственный технический университет МОН Украины

ФОРМИРОВАНИЕ МИКРНЕРОВНОСТЕЙ ОБРАБОТАННОЙ ПОВЕРХНОСТИ ПРИ ШЛИФОВАНИИ КРУГАМИ ИЗ СТМ С СОЧЕТАНИЕМ РАЗЛИЧНЫХ АБРАЗИВОВ В РАБОЧЕМ СЛОЕ КРУГА

В данной статье рассматриваются вопросы формирования микрнеровностей на обрабатываемой поверхности при шлифовании кругами из сверхтвердых материалов с учетом сочетания различных абразивов в рабочем слое круга. Показана взаимосвязь высотных и шаговых параметров шероховатости и особенности профиля микрнеровностей при различном сочетании абразивов (алмазов и кубического нитрида бора).

Ключевые слова: микрнеровность, параметр шероховатости, шлифование, сверхтврдые материалы.

Введение

Известно [1–3], что существует определенная связь между высотными и шаговыми параметрами шероховатости. Так, в работе [1] такая связь была уточнена для основных высотных параметров в зависимости от технологии обработки: для плосковершинной и отделочно-упрочняющей обработки $R_{max} = 5Ra$, для точения, строгания, фрезерования $R_{max} = 6Ra$, для шлифования $R_{max} = 7Ra$. Авторами [2] связь между высотными параметрами Ra и R_{max} выражена в виде $R_{max} = (6,472 \pm 0,225)Ra$ для шлифования кругами из кубонита стальных изделий. В работе [1] показано, что для большинства методов механической обработки при средней высоте микрнеровностей шаг шероховатости Sm не превышает $40R_{max}$ (шлифование, строгание, фрезерование, растачивание стальных и чугунных деталей), а для неровностей с меньшей высотой значения их шага могут достигать $300R_{max}$. В работе [3] были изучены особенности формирования зависимости параметра R_{max} от Ra для различных условий обработки и показано, что такая зависимость сводится к ряду следующих простых соотношений, которые в определенной степени совпадают с выводами работы [1]. Например, для спеченной и необработанной поверхности твердых сплавов она близка к виду $R_{max} \approx 4Ra$. При лезвийной обработке сталей (40Х, ШХ15, Х12М) резцами из Гексанита-Р зависимость больше отвечает виду $R_{max} \approx 6Ra$. Для абразивной обработки кругами из СТМ наиболее характерной будет зависимость, близкая к виду $R_{max} \approx 8Ra$. Это характерно как для инструментальных материалов: быстрорежущих сталей, керамик, твердых сплавов, так и для незакаленной

стали, нержавеющих сталей и титановых сплавов. Для чисто абразивной обработки, например, кругами из электрокорунда, зависимость $R_{max} = f(Ra)$ более близка к виду $R_{max} \approx (68)Ra$. А вот при доводке керамики и покрытий зависимость $R_{max} = f(Ra)$ близка к виду $R_{max} \approx 10Ra$. В последнем случае свой вклад в повышение значения R_{max} вносит пористость данных материалов, поскольку при доводке она уже играет значительную роль.

Цель и постановка задачи

В данной статье, учитывая ее небольшой объем, мы хотели бы остановиться на связи между двумя основными высотными параметрами Ra и R_{max} , а также на связи между Ra и Sm . При этом, нас в большей степени будут интересовать особенности формирования микрнеровностей обработанной поверхности при торцовом шлифовании кругами из СТМ для случая, когда в рабочем слое имеется сочетание двух или трех шлифпорошков различных абразивов (алмазов и КНБ).

Реализация задачи

Рассмотрим, как изменяются эти закономерности, когда мы имеем дело с абразивным инструментом, рабочий слой которого состоит из сочетания различных абразивов (компактов шлифпорошков на основе микропорошков кубонита, смеси компактов со стандартными шлифпорошками кубонита, смеси компактов с алмазными шлифпорошками). При проведении лабораторных исследований общее количество испытанных абразивных смесей шлифпорошков в основе которых были микропорошки композиционных порошков кубонита составило 21 вариант.

Были изготовлены круги формы 12А2-45° 125×5×3×32 – на связующем марки В2-08. Шлифовали образцы размерами 150×20×8 мм из быстрорежущей стали Р6М5. Обработка производилась без охлаждения.

Шероховатость обрабатываемых поверхностей контролировалась с помощью профилометра-профилографа модели SurfTest SJ-201 фирмы Mitutoyo (Япония), поключенного к компьютеру. Шероховатость обработанной поверхности оценивали по следующим основным параметрам: среднего арифметического отклонения профиля микронеровностей, Ra , мкм; максимальной высоты микронеровностей, R_{max} , мкм; среднего шага микронеровностей по базовой линии, Sm , мкм.

Анализ параметров микронеровностей обработанных поверхностей для четырех случаев сочетания абразивов в рабочем слое шлифовальных кругов (чистые компакты – КМ, компакты КМ и алмазы АС32, компакты КМ и кубонит КВ, компакты КМ с алмазами АС32 и кубонитом КВ) показал, что при шлифовании быстрорежущих сталей соотношение R_{max}/Ra находится в диапазоне от 7,5 до 10, а средний показатель составляет 8,5, что соответствует тем данным, которые нами изложены выше. Характерно также и то, что разные сочетания абразивов не выделяются в отдельные области, а находятся в общей совокупности данных.

Теперь рассмотрим соотношение высотных и шаговых параметров шероховатости для исследованных в данной работе условий. Общие результаты исследований эксплуатационных показателей первой партии кругов с шлифпорошками на основе компактов микропорошков кубонита показали, что для них характерен особый механизм изнашивания зерен. Они (за исключением зернистости 160/125 и, может быть, частично 250/200) изнашиваются в значительной мере не сколами, а как бы послойно, и поэтому режущая способность зерна не возобновляется, возрастает контакт площадки скольжения зерна по обрабатываемой поверхности. С увеличением производительности шлифования срезание материала ухудшается и растет эффективная мощность шлифования. Косвенным подтверждением гипотезы о послойном изнашивании зерен должна быть небольшая разница в величинах шероховатости, при достаточно ощутимом различии в величинах зернистостей, и увеличенный шаг неровностей в тех зернистостях, которые имеют неудовлетворительную режущую способность. Анализ данных по шероховатости обрабатываемой поверхности подтвердил данную гипотезу. Так, сравним три зернистости при одинаковой производительности шлифования – 120 $\text{мм}^3/\text{мин}$: 630/500 – $Ra = 0,44 \text{ мкм}$, 250/200 –

$Ra = 0,37 \text{ мкм}$, 160/125 – $Ra = 0,46 \text{ мкм}$. Для 200 $\text{мм}^3/\text{мин}$: 250/200 – $Ra = 0,93 \text{ мкм}$, 200/160 – $Ra = 0,86 \text{ мкм}$, 160/125 – $Ra = 0,72 \text{ мкм}$, 125/100 – $Ra = 0,76 \text{ мкм}$. Видно, что при производительности в 120 $\text{мм}^3/\text{мин}$ снижение зернистости компактов в кругах в 4 раза никак не повлияло на шероховатость, а при повышении производительности обработки наблюдается определенная тенденция к снижению шероховатости с уменьшением зернистости, но эта тенденция является нечеткой и принципиально большой разницы между, например, 250/200 и вдвое меньшей зернистостью – 125/100 мы не наблюдаем. В свою очередь, анализ связи между показателем Ra и шагом неровностей Sm (рис. 1) четко выявил, что именно на тех зернистостях, которые оказались совсем неработоспособными в кругах (630/500, 200/160, 125/100), и наблюдается повышение значений шага неровностей.

Косвенным подтверждением указанного выше является также и характер профиля микронеровностей обрабатываемой поверхности такими кругами. Если для тех зернистостей, которые проявили себя как неработающие, характерным является более или менее равномерный профиль микрорельефа (рис. 2), то для зернистости 160/125, оказавшейся достаточно работоспособной, характерным является профиль микрорельефа со своеобразными повторяющимися «карманами». Это как раз отражает то, что у такой зернистости наряду с четко выраженным компактами встречаются и так называемые «режущие» зерна, которые и придают такую своеобразность профилю микронеровностей (рис. 3).



Рис. 1. Пример корреляционной связи между параметром шероховатости Ra и шагом микронеровностей Sm

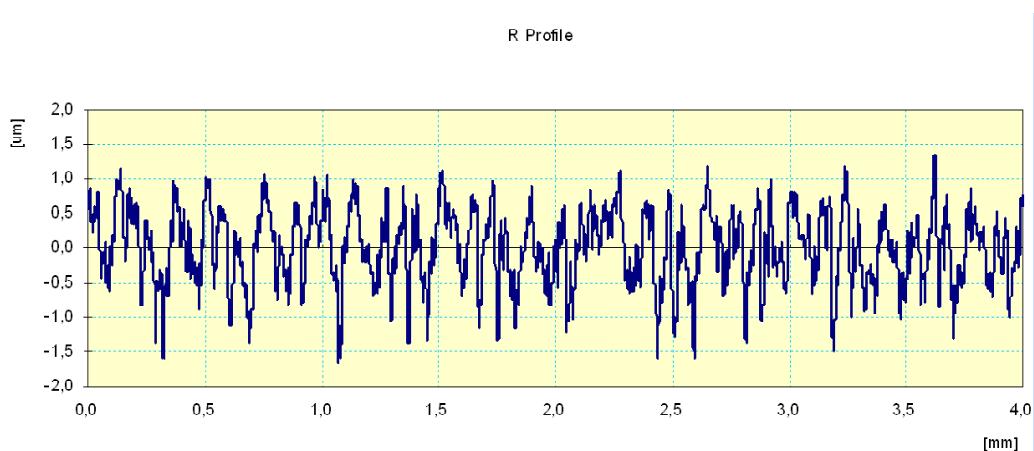


Рис. 2. Профиль микронеровностей обработанной поверхности кругом с зернистостью KM630/500

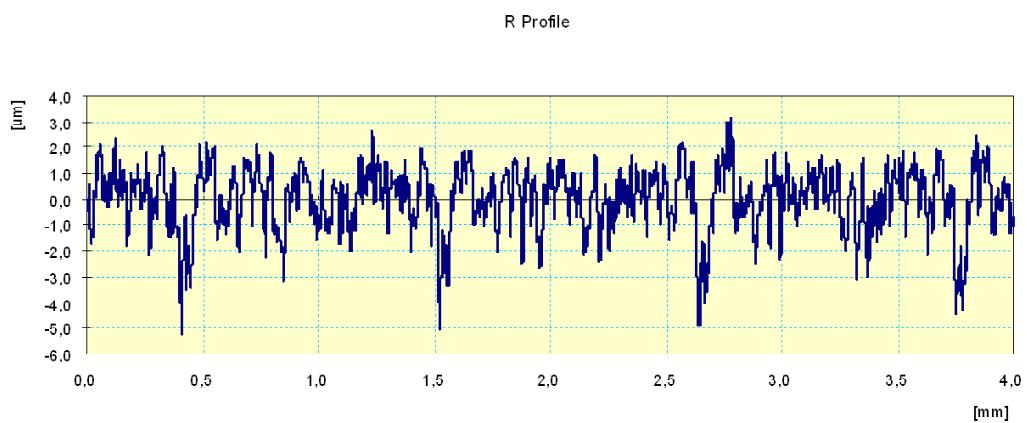


Рис. 3. Профиль микронеровностей обработанной поверхности кругом с зернистостью KM160/125

Анализ приведенных выше данных позволяет сделать вывод о том, что, вероятно тут имеет значение то, что в зернистости 160/125 (в общем объеме навески) были зерна, которые в какой-то мере были ближе к стандартным зернам КНБ, чем к компактам, что им и давало возможность удерживать режущую способность круга. Поэтому, на следующем этапе были изучены особенности профиля микронеровностей обрабатываемой поверхности после обработки кругами, когда в качестве абразива использовалась бы смесь стандартных зерен КНБ и зерен компактов из микропорошков кубонита. Сравнивались между собой круги со смешанными зернами из компактов кубонита зернистостью от KM 125/100 до KM 315/250 с добавлением стандартных зерен KB 160/125 (KB 125/100) в соотношении 50:50, то есть зернистость компактов изменялась, а стандартных зерен – не изменялась (160/125 или 125/100).

Рассмотрим, что же происходит в том случае, когда есть базовая зернистость и изменяющаяся компактная? Для производительности 200 $\text{мм}^3/\text{мин}$ имеем следующее: KM 315/250 – $R_a = 0,66 \text{ мкм}$, KM 250/200 – $R_a = 0,63 \text{ мкм}$, KM 200/160 – $R_a = 0,75 \text{ мкм}$, KM 160/125 – $R_a = 0,51 \text{ мкм}$, KM 125/100 – $R_a = 0,58 \text{ мкм}$.

А для производительности в 400 $\text{мм}^3/\text{мин}$ имеем: KM 250/200 – $R_a = 1,05 \text{ мкм}$, KM 200/160 – $R_a = 1,27 \text{ мкм}$, KM 160/125 – $R_a = 1,00 \text{ мкм}$, KM 125/100 – $R_a = 1,10 \text{ мкм}$. Как видно, в обоих случаях шероховатость где-то приблизительно является одинаковой, несколько выпадает из общего ряда зернистость компакта – 200/160. Это свидетельствует о том, что зернистость компактов, как и предполагается из гипотезы, высказанной выше, никак не влияет на шероховатость из-за особенностей изнашивания этих компактов. Вместе с тем, наличие стандартных зерен кубонита KB 125/100 (160/125), из-за своей более лучшей режущей способности, улучшает показатели шероховатости. Например, у чистых компактов при производительности в 200 $\text{мм}^3/\text{мин}$ диапазон R_a составил 0,72–0,93 мкм, а у смешанной группы – 0,51–0,75 мкм. Кроме того, обратим внимание на то, что у смешанных абразивов профиль микронеровностей достаточно равномерный и не характеризуется четким наличием тех «карманов», на которые мы уже обращали внимание для чистых (см. рис. 3) компактов.

В целом, одновременное использование в шлифовальных кругах зерен шлифпорошков компактов на основе микропорошков кубонита и

стандартных зерен кубонита несколько улучшает работоспособность кругов по сравнению с использованием исключительно шлифпорошков компактов, поскольку становится возможным достичь больших производительностей бесприжоговой обработки быстрорежущей стали – 300 мм³/мин при смеси и всего 200 мм³/мин при чистом компакте, а также несколько снизить шероховатость обрабатываемой поверхности (с $Ra = 0,72$ мкм при компактах до $Ra = 0,52$ мкм при смеси шлифпорошков кубонита). Следовательно, использование смесей шлифпорошков дает определенный эффект, поэтому на последнем этапе для сравнения были изучены эксплуатационные свойства кругов, когда сочетается смесь компактов КМ различной зернистости и стандартных алмазных зерен соответствующих зернистостей. Сравнивали между собой износостойкость кругов со смешанными зернами из компактов кубонита различной зернистости от КМ 125/100 до КМ 400/315 с добавлением стандартных алмазных зерен АС32 соответствующих зернистостей от 400/315 до 100/80 в соотношении 50 : 50. Было изначально определено, что зернистость компактов и зернистость алмазов совпадали. Тем самым, мы имеем фактически ту же ситуацию, что и в первой группе, но теперь уже компактов в рабочем слое только 50 %, а другие 50 % занимают алмазы, которые по быстрорежущей стали имеют приближенный к компактам механизм изнашивания, поскольку на них также будут образовываться площадки износа, и это мы должны увидеть по характеру микронеровностей обработанной поверхности.

Напомним, что по первой группе компактов основной оказалась тенденция, когда снижение зернистости компактов до 160/125 выявилось наиболее эффективным с точки зрения износостойкости кругов. Логичным было бы ожидать такой же тенденции и в случае смеси компактов с алмазами. Так, для производительности в 120 мм³/мин имеем следующее: для КМ 400/315 – $Ra = 0,53$ мкм, для КМ 315/250 – $Ra = 0,44$ мкм, для КМ 250/200 – $Ra = 0,28$ мкм, для КМ 200/160 – $Ra = 0,42$ мкм, для КМ 160/125 – $Ra = 0,27$ мкм, для КМ 125/100 – $Ra = 0,36$ мкм. Из анализа

этих данных можно сделать вывод о том, что в целом наблюдается тенденция в снижении шероховатости со снижением зернистости, хотя и есть выброс для зернистости 125/100. Посмотрим, что происходит при повышении производительности до 200 мм³/мин: для КМ 250/200 – $Ra = 0,44$ мкм, для КМ 200/160 – $Ra = 0,49$ мкм, для КМ 160/125 – $Ra = 0,39$ мкм. Принципиальной разницы мы не наблюдаем, но обратим внимание на уровень значений Ra для этой группы – 0,4...0,5 мкм. Сравним, что давали круги с чистыми компактами для этой же производительности. Тут уровень значений Ra уже выходит на диапазон – 0,7...0,9 мкм, т.е. примерно в 2 раза выше. А смесь компакта со стандартным кубонитом для 200 мм³/мин дает диапазон Ra в 0,5...0,8 мкм. Как видим, смесь компактов с алмазами дает наименьшие показатели шероховатости обрабатываемой поверхности и это, вероятно, связано с тем, что они изнашиваются не сколами, а как бы послойно, а потому режущая способность зерна не возобновляется, возрастает контакт площадки скольжения зерна по обрабатываемой поверхности и снижается шероховатость поверхности. Возникает вопрос о том, как это отразилось на профиле микронеровностей.

Вот тут мы и наблюдаем в особенно ярком виде формирование микронеровностей обрабатываемой поверхности с так называемыми «карманами», на которые мы уже обращали внимание. Для кругов со смесью компактов КНБ и наличием алмазов при обработке стали Р6М5 это как раз и является наиболее характерным. Более ярко это наблюдается на больших зернистостях – 400/315 (рис. 4). Кроме того, характерным является также то, что профили микронеровностей обрабатываемой поверхности такими кругами имеют аномально высокие шаги микронеровностей (рис. 5), что как раз и подтверждает высказанные нами выше предположения по поводу механизма изнашивания абразивных зерен в таких кругах.

Следовательно, одновременное использование в кругах зерен компактов и алмазных зерен ситуацию не улучшает с точки зрения износостойкости кругов и с точки зрения качества обрабатываемой поверхности, поскольку невозможно

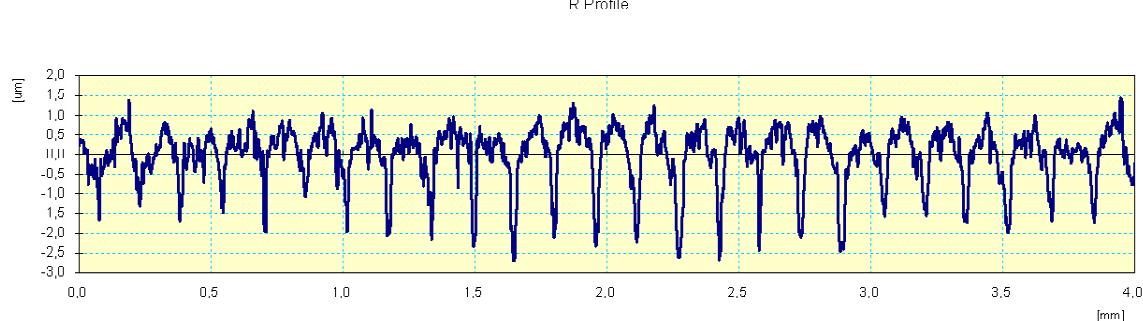


Рис. 4. Профиль микронеровностей обработанной поверхности кругом со смешанным шлифпорошком компакта КМ 400/315 и АС32 400/315

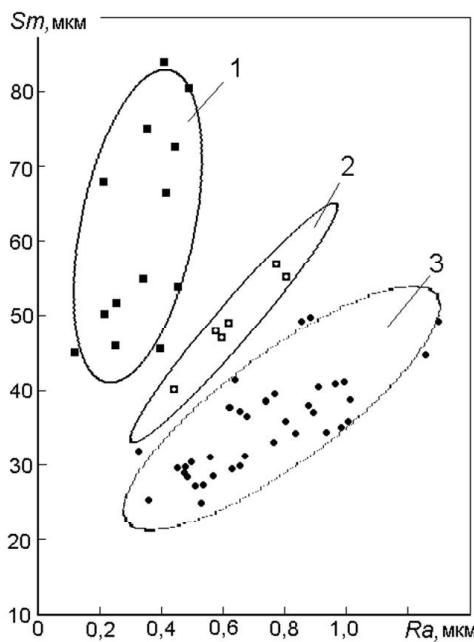


Рис. 5. Пример корреляционной связи между R_a и Sm :

1 – область формирования обработанной поверхности с четко выраженным «карманами» (см. рис. 4), 2 – с нечетко выраженным «карманами», 3 – область формирования типичной обработанной поверхности (см. рис. 2)

достичь производительной безприжоговой обработки быстрорежущей стали. Вместе с тем, выявлено, что именно при такой смеси в кругах возможно достичь снижения шероховатости обрабатываемой поверхности и специфического профиля микронеровностей, когда образовываются так называемые «карманы».

Выводы

1. Анализ параметров микронеровностей обработанных поверхностей для четырех случаев сочетания абразивов в рабочем слое шлифовальных кругов показал, что при шлифовании быстрорежущих сталей соотношение R_{max}/R_a наход-

Лавриненко В.І., Солод В.Ю., Скрябін В.О., Лещук І.В. Формування мікронерівностей оброблюваної поверхні при шліфуванні кругами з нтм із сполученням різних абразивів у робочому шарі кругу

В даній статті розглядаються питання формування мікронерівностей на оброблюваній поверхні при шліфуванні кругами з надтвердих матеріалів з урахуванням сполучення різних абразивів у робочому шарі кругу. Показано взаємозв'язок між висотними и кроковими параметрами шорсткості та особливості профілю мікронерівностей при різному сполученні абразивів (алмазів та кубічного нітріду бору).

Ключові слова: мікронерівність, параметр шорсткості, шліфування, надтверді матеріали.

Lavrinenko V., Solod V., Skryabin V., Leschuk I. Formation of microroughnesses on a processed surface at grinding by wheels from superhard materials taking into account a combination of various abrasives in a working layer of a wheel

In given article questions of formation of microroughnesses on a processed surface are considered at grinding by wheels from superhard materials taking into account a combination of various abrasives in a working layer of a wheel. The interrelation high-rise and stepping parameters of a roughness and feature of a profile of microroughnesses is shown at a various combination of abrasives (diamonds and cube boron nitride).

Key words: microroughness, parametre of a roughness, grinding, superhard materials.

дится в диапазоне от 7,5 до 10, а средний показатель составляет 8,5, что соответствует тем данным, которые нами изложены выше. Характерно также и то, что разные сочетания абразивов не выделяются в отдельные области, а находятся в общей совокупности данных.

2. Выявлены условия, когда смесь компактов и алмазов одинаковой зернистости при соотношении 50 на 50 в рабочем слое позволяет получить специфический профиль микронеровностей обрабатываемой поверхности с необычно высокими показателями шага микронеровностей и наличием так называемых «карманов». Рекомендуется использовать такую смесь абразивов в хонинговых брусках для процесса плосковершинного хонингования, что позволит при необходимости получать поверхность с «карманами» для смазывающих веществ.

3. Проведенные исследования позволяют выявить пути направленного формирования необходимого микрорельефа обработанной поверхности введением различных абразивов в рабочий слой кругов для торцового шлифования.

Перечень ссылок

1. Демкин Н. Б. Качество поверхности и контакт деталей машин / Н. Б. Демкин, Э. В. Рыжов. – М. : Машиностроение, 1981. – 244 с.
2. Рыжов Э. В. Влияние технологических факторов на параметры шероховатости при шлифовании кругами из сверхтвердых материалов / Э. В. Рыжов, Н. Я. Корж // Микрогеометрия и эксплуатационные свойства машин. – Рига : Зинатне, 1983. – С. 5–10.
3. Лавриненко В. И. Шероховатость обработанной поверхности : закономерности формирования и взаимосвязь ее параметров при обработке инструментом из СТМ / В. И. Лавриненко // Сверхтвердые материалы. – 2003. – № 2. – С. 58–67.

Поступила в редакцию 02.07.2010

УДК 629.7.036:621.373

**Н. П. Кришталь¹, С. Д. Зиличихис¹, канд. техн. наук Э. В. Кондратюк¹,
А. В. Маключенко¹, Б. И. Шапар²**

¹ Государственное предприятие «Ивченко-Прогресс», г. Запорожье

² ЛВТ, г. Черкассы

ОСОБЕННОСТИ МАРКИРОВАНИЯ СОПЛОВЫХ ЛОПАТОК СТАТОРА ТУРБИНЫ

В статье рассмотрены особенности маркирования сопловых лопаток турбины, приведен сравнительный анализ традиционных методов маркирования и лазерного метода. Данная работа является промежуточной при переходе к лазерному маркированию роторных лопаток турбины.

Ключевые слова: газотурбинный двигатель, лопатки турбины, лазерное маркирование, глубина, измененный слой.

Введение

На фоне сложности технологии изготовления деталей газотурбинных двигателей к процессу маркирования у многих специалистов отношение поверхностное, они не задумываются над этой операцией, но при этом маркирование зачастую выполняется на всех этапах производства для контроля качества, прослеживаемости и идентификации продукции. Не стоит забывать, что процесс маркирования имеет прямое влияние на технологическую наследственность деталей и неправильно выбранный или выполненный процесс маркирования может сделать ее отрицательной [1, 2].

При всем многообразии различных видов маркирования необходимо выбрать и обосновать один, который удовлетворял бы техническим условиям, предъявляемым к тем или иным деталям, в данном случае лопаткам статора турбины. Поэтому в работе рассмотрено несколько видов маркирования, выполнены металлографические исследования и выбран один, который удовлетворяет всем требованиям современного производства.

До некоторого времени при изготовлении большинства деталей не разрешалось использовать электрофизические методы обработки без сложной процедуры обоснования или только в случае крайней необходимости. Лазерная обработка относится к таким методам, однако появление импульсно-периодических лазеров, обеспечивающих малую длительность импульса и высокую частоту следования импульса, дало широкие возможности совершенствования процесса и расширение области применения. Поэтому наряду с традиционными методами маркирования рассматриваем лазерный, как прогрессивный, технологичный, производительный и обеспечивающий высокую точность и качество наносимых знаков.

Существенным отличием лазерной технологии от большинства традиционных методов является пространственное разделение места формирования и места применения рабочей энергии. Использование лазерной технологии оправдано, если ее включение в производственный процесс дает существенные выгоды по сравнению с традиционными методами: повышение производительности и экономической эффективности, обеспечение лучших качественных показателей. Этот вид обработки отвечает всем вышеперечисленным требованиям.

Цель работы

В данной статье рассматривается возможность замены механического гравирования и электрического маркирования на лазерную технологию для сопловых лопаток ГТД, где требования менее жесткие, чем на рабочих. В то же время данная работа является промежуточным этапом при переходе на лазерное маркирование рабочих лопаток ротора турбины.

Основной целью работы является расширение номенклатуры материалов и деталей, маркируемых лазером, с обеспечением требования минимального нарушения поверхностного слоя деталей для обеспечения ресурса и надежности изделий, соблюдая при этом требование глубины маркирования, указанной в конструкторской документации для традиционных методов маркирования.

Постановка проблемы

На сегодняшний день лазерное маркирование нашло применение на деталях статорной группы: трубопроводах, кронштейнах, корпусных деталях, а также на зубчатых колесах, валах, подшипниках [3].

Метод маркирования выбирается в зависимости от назначения детали, но одним из основ-

ных требований к надписи является четкость, контрастность, различимость мелких шрифтов. При маркировании лопаток турбины применяются метод механического гравирования, электроимпульсный метод, электрохимическое маркирование.

Электрохимическое маркирование имеет малую глубину маркирования и для деталей турбины, где условия работы таковы, что при высоких температурах происходит образование нагара, — практически не используется.

Сложности в применении механического гравирования связаны с применением инструмента. Известно, что по своим физико-механическим свойствам жаропрочные материалы приближаются к свойствам режущего инструмента, поэтому при механическом гравировании требуется частая переточка инструмента. Еще одной затратной стороной данного процесса являются затраты на изготовление приспособлений.

Металлографическое исследование клейма, полученного электроимпульсным методом, показало: клеймо образовано в результате местного оплавления с образованием лунки глубиной 0,035...0,075 мм, на поверхности лунки происходят

дит образование слоя с измененной структурой глубиной 0,005...0,020 мм; по границе лунки имеются наплыты обезлегированного слоя толщиной до 0,020 мм (рисунок 2).

Лазерное маркирование позволяет выполнять для различных материалов как глубокое маркирование (глубина до 0,2 мм), так и маркирование без нарушения поверхностного слоя (образование окисных пленок глубиной 0,003...0,005 мм) [4].

При лазерном маркировании импульс светового излучения большой плотности и интенсивности фокусируется на поверхности обрабатываемой детали, что вызывает локальный разогрев, плавление и частичное испарение материала при минимальном термомеханическом воздействии на маркируемое изделие. Высокая плотность мощности сфокусированного лазерного луча позволяет наносить знаки на различные материалы, в том числе и на труднообрабатываемые, при этом обеспечивая высокую степень разрешения и качество знаков [4, 5].

Содержание и результаты исследований

Работы проводились на лазерном оборудовании производства фирм ЛВТ и «Сканер» (г. Черкассы) — лазерном маркировочном комплексе OptiScan 100/200Z.

Активный элемент лазера — алюмоиттриевый гранат (YAG), обеспечивает длину волны лазерного излучения — 1064 нм. Средняя мощность лазерного излучения — 16 Вт.

Режимы лазерного маркирования были подобраны экспериментально с учетом внешнего вида надписи и контрастности с основным материалом:

- образец 1 замаркирован лазером с использованием объектива F100 для получения и исследования маркировок большой глубины (рисунок 3);

- образец 2 замаркирован лазером с использованием объектива F200 для получения маркировок с наименьшей глубиной и наименьшим измененным слоем (рисунок 4).

Образец 1 характеризуется окисленной, рыхлой, шероховатой поверхностью с высотой микронеровностей 0,030...0,24 мм и с толщиной измененного слоя 0,030...0,165 мм. Маркировки хорошо просматриваются под любым углом обзора (рисунок 3).

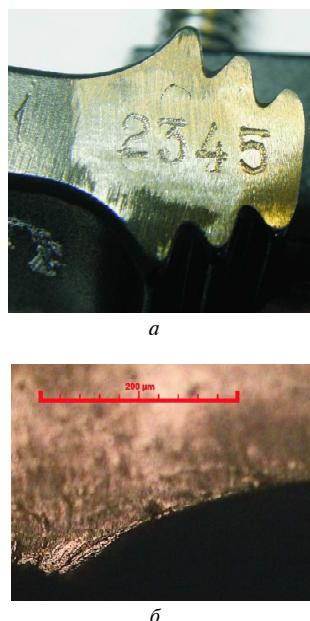


Рис. 1. Образец после механического гравирования:

a — внешний вид маркировки;
б — микроструктура материала в месте маркировок

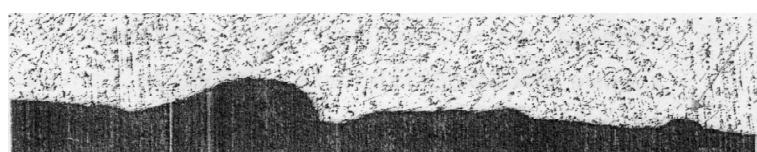


Рис. 2. Образец после электроимпульсного маркирования

*a**б*

Рис. 3. Образец 1 с лазерной маркировкой (объектив F 100):

a – внешний вид маркировки;

б – микроструктура материала в месте маркировок

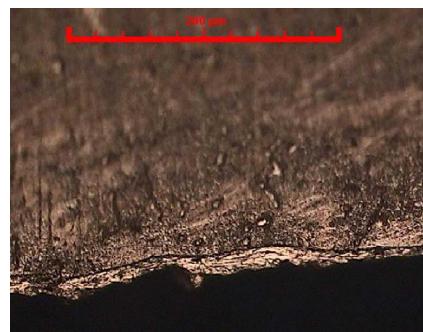
*a**б, маркировка «1234»**в, маркировка «5287»**г, маркировка «7568»*

Рис. 4. Образец 2 с лазерной маркировкой (объектив F 200):

a – внешний вид маркировок;

б, в, г – микроструктура материала в месте маркировок

Следующим этапом работы был сравнительный анализ маркировок, полученных механическим гравированием и лазерным маркированием, после имитации нагара. Имитация нагара получена многократным нанесением масла на поверхность лопатки в месте маркировок с последующим выдерживанием в печи (рисунок 5).

Как показано на рисунке 5, маркировки, полученные лазерным способом по сравнению с механическим гравированием, также имеют вы-

сокую четкость, контрастность, обеспечивают хорошую сохраняемость маркировок.

Выводы

Проведенная работа показала, что маркировки, нанесенные лазерным способом, обеспечивают хорошую четкость и качество наносимых знаков на сплаве ЖС6У-ВИ, как и на других жаропрочных сплавах. Лазерное маркирование рекомендовано в производство.



Рис. 5. Внешний вид маркировок:
а – исходная поверхность; б – имитация нагара

В настоящее время ведутся исследовательские работы по применению лазерного маркирования на лопатках ротора турбины взамен электрохимического маркирования и механического гравирования.

Постоянное увеличение номенклатуры изготавливаемых деталей требует постоянного совершенствования процессов, максимальной замены традиционных методов маркирования лазерным маркированием благодаря более широким технологическим возможностям, и, следовательно, продолжения работ по расширению номенклатуры маркируемых материалов.

Перечень ссылок

1. Современные технологии в производстве газотурбинных двигателей / [Братухин А. Г., Язов Г. К., Карасев Б. Е. и др.] ; под ред. А. Г. Братухина – М. : Машиностроение, 1997. – 416 с.
2. Крымов В. В. Производство лопаток газотурбинных двигателей / Крымов В. В., Елисеев Ю. С., Зудин К. И. ; под ред. В. В. Крымова. – М. : Машиностроение / Машиностроение-Полет, 2002. – 376 с.
3. Особенности лазерного маркирования деталей ГТД / [Пейчев Г. И., Кондратюк Э. В., Зиличихис С. Д. и др.] // Вестник двигателестроения. – 2009. – № 1. – С. 116–118.
4. Григорьянц А. Г. Технологические процессы лазерной обработки / Григорьянц А. Г., Шиганов И. Н., Мисюров А. И. – М. : Издво МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2006. – 664 с.
5. Лазерная и электронно-лучевая обработка материалов. Справочник / [Рыкалин Н. Н., Углов А. А., Зуев И. В., Кокора А. Н.]. – М. : Машиностроение, 1985. – 496 с.

Поступила в редакцию 19.10.2010

Кришталь Н.П., Зілічхіс С.Д., Кондратюк Е.В., Маключенко О.В., Шапар Б.І.
Особливості маркування соплових лопаток статора турбіни

У статті розглянуто особливості маркування соплових лопаток турбіни, наведено порівняльний аналіз традиційних методів маркування й лазерного методу. Дано робота є проміжною при переході до лазерного маркування роторних лопаток турбіни.

Ключові слова: газотурбінний двигун, лопатки турбіни, лазерне маркування, глибина, змінений шар.

Krishtal N., Zilichikhis S., Kondratyuk E., Maklyuchenko A., Shapar B. Properties of nozzle turbine blade marking

In the article were considered peculiar properties of nozzle turbine blade marking, given the comparative analysis of traditional marking method and method of laser marking. Present labor is intermediate at transition to laser marking of rotor turbine blades.

Key words: gas turbine engine, turbine blades, laser marking, depth, transformed coating.

УДК 621.762.2 (088.8)

**Д-р физ.-мат. наук С. В. Лоскутов, канд. техн. наук А. В. Ершов,
С. В. Сейдаметов**

Запорожский национальный технический университет

ОЦЕНКА ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ВЗРЫВА ПРОВОДНИКОВ В ЖИДКОСТИ

Рассмотрен процесс нагрева медного проводника до плазменного состояния при разряде конденсатора. Показано, что энергия нагрева проводника в плазменном состоянии равна энергии электромагнитного поля контура в момент взрыва, а ЭДС самоиндукции контура может в 20–30 раз превышать напряжение на обкладках конденсатора.

Ключевые слова: электрический взрыв проводников, плазма, ударная волна, гидродинамическое давление.

Технологическое применение электрического взрыва проводников (ЭВП) в воде обусловлено возникновением ударной волны высокого давления, которое может достигать несколько тысяч атмосфер [1–4]. При этом остаются недостаточно изученными процессы преобразования энергии при ЭВП, что затрудняет выполнение расчетов для оптимизации процесса.

В частности, в проведенных нами экспериментах необъяснимым остается тот факт, что давление ударной волны очень слабо зависит от энергии, вводимой в проводник во время взрыва. Например, при увеличении напряжения на обкладках конденсатора с 2 до 8 кВ, энергия конденсатора возрастила в 16 раз, в то время как давление ударной волны увеличивалось только на 7 %, с 157 до 167 МПа.

В опубликованных работах [1–4] показано наличие двух стадий процесса, отличающихся характером изменения тока и напряжения. Первая стадия соответствует нагреву проводника до температуры кипения при сравнительно медленном изменении тока и напряжения. Во второй стадии происходит взрывообразный переход проводника в пароплазменное состояние при резком возрастании напряжения и уменьшении тока. Длительность этого процесса составляет 0,5 мкс, что примерно на порядок меньше длительности нагрева проводника до кипения. Особенностью стадии взрыва проводника является не только повышение давления, но и смещение границы пароплазменной области на 0,5 мм относительно начального положения до взрыва [2], в отличие от работы [3], где смещением границы пренебрегалось.

Давление ударной волны определяется энергией выделением в объеме проводника во время взрыва. Однако определение параметров процесса нагрева представляет сложную задачу, связан-

ную с резким изменением электропроводности металла при ЭВП.

Целью работы является разработка модели нагрева материала проводника в твердом, жидким и газообразном состояниях при ЭВП и определение давления ударной волны, образующейся при взрыве проводника в воде.

Модель нагрева проводника при разрядке конденсатора

Процесс нагрева проводника при ЭВП включает в себя две стадии: нагрев проводника в твердом и жидком состояниях; нагрев проводника в газообразном состоянии, который совпадает с моментом взрыва. Первая стадия нагрева происходит при возрастании тока в разрядном контуре до момента вскипания проводника.

Уравнение теплового баланса при нагреве проводника разрядным током $I = I_m \sin \omega t$ на сопротивлении R с учетом линейной зависимости сопротивления от температуры $R = R_0 \alpha t$ дает зависимость температуры T от времени t :

$$vC_m \alpha T = R_0 \alpha T I_m^2 \sin^2 \omega t dt, \quad (1)$$

где v – число молей материала проводника; C_m – молярная теплоемкость проводника; T – температура проводника; α – температурный коэффициент сопротивления проводника; I_m – амплитуда незатухающих колебаний тока в контуре; $\omega = 2\pi/T_k$ – циклическая частота колебаний контура с периодом колебаний T_k ; τ – время нагрева проводника от начальной температуры T_0 до температуры кипения T_k .

Оценки показывают, что взрыв проводника происходит при токе, значительно меньшем, чем амплитудный ток контура. При этом можно упростить решение, если использовать разложение функции синуса в ряд и ограничиться первым членом разложения, полагая что

$$I \approx I_m \varpi t . \quad (2)$$

Интегрируя (1) с учетом (2) находим время нагрева проводника от начальной температуры T_0 до температуры кипения T_k :

$$\tau = \sqrt[3]{\frac{3vC_m}{I_m^2 \varpi^2 \alpha R_0} \ln \frac{T_k}{T_0}} . \quad (3)$$

Расчет времени нагрева дает величину тока в момент вскипания проводника из (2):

$$I_k = \sqrt[3]{\frac{3vC_m I_m \varpi}{\alpha R_0} \ln \frac{T_k}{T_0}} . \quad (4)$$

Расчет I_k при минимальном амплитудном токе $I_m = 5 \cdot 10^4 \text{ А}$, который соответствовал минимальному напряжению конденсатора $U = 2 \text{ кВ}$, дает значение тока кипения $I_k = 2,58 \cdot 10^4 \text{ А}$. Следовательно, выполняется условие $I_k < I_m$ и приближение (2) обосновано. При возрастании I_m , величина I_k , согласно (4), возрастает медленнее, чем I_m , поскольку $I_k \sim I_m^{1/3}$. При этом приближение (2) становится более точным. При вскипании проводника происходит резкое возрастание сопротивления токопроводящего канала. Энергия, выделяемая разрядным током и равная энергии электромагнитного поля, приводит к возрастанию температуры и давления в пароплазменной области и к образованию фронта ударной волны. Таким образом, температура пароплазменного канала в конце разряда определяется выражением:

$$T_n = T_k + \frac{LI_k^2}{2vC_n} , \quad (5)$$

где L – индуктивность контура, $L = 6,22 \cdot 10^{-7} \text{ Гн}$; C_n – молярная теплоемкость паров меди; $T_k = 3000 \text{ К}$ – температура кипения проводника из меди.

Оценим изменение сопротивления проводника при переходе в плазменное состояние. Учитывая, что проводимость плазмы при рассматриваемых условиях составляет $2 \cdot 10^{-4} \text{ Ом}^{-1} \text{ м}^{-1}$ [5], находим сопротивление плазменного столба в начале взрыва, которое составит $R_{nl} = 2,63 \text{ Ом}$. Тогда время релаксации тока разряда можно найти из формулы переходного процесса

$$\tau_p = L/R = 2,35 \cdot 10^{-7} \text{ с.}$$

За это время, начальный радиус плазменного столба $r_0 = 0,35 \text{ мм}$, расширяющегося со скоростью $a \approx 1,93 \cdot 10^3 \text{ м/с}$, увеличится на величину $\Delta r = a \cdot \tau_p = 4,54 \cdot 10^{-4} \text{ м}$. Давление пара в столбе разряда определяется по формуле

$$P_0 = \frac{\rho_0 R T_n}{\mu(1 + \frac{\Delta r}{r_0})^2} ,$$

где ρ_0 – плотность; μ – молярная масса медного проводника.

Давление ударной волны, измеряемое датчиком, расположенным на расстоянии l от проводника, определится [3]

$$P_p = (K \cdot P_0)^{0,5} (r_0 + \Delta r)/l ,$$

где $K = 2,6 \cdot 10^9 \text{ Па}$, – объемный модуль упругости воды [3].

Результаты расчета приведены в таблице 1.

Таблица 1 – Параметры процесса нагрева медного проводника при электрическом взрыве в воде

$U, \text{ кВ}$	2	4	6	8	10
$I_m, \text{ кА}$	50	100	150	200	250
$I_k, \text{ кА}$	27,1	33	39,5	43	46,5
$T_n, 10^3 \text{ К}$	20,3	30,6	39,0	47	54
$P_0, 10^9 \text{ Па}$	4,25	6,35	8,15	9,85	11,2
$P_p, 10^8 \text{ Па}$	1,32	1,62	1,80	1,99	2,16
$P_s, 10^8 \text{ Па}$	1,571	1,662	–	1,67	–
$U_n, \text{ кВ}$	71,2	86,2	103	113	122

Давление P_0 в зоне взрыва ЭВП удовлетворительно согласуется с экспериментальными результатами работы [6].

При взрыве проводника резко возрастает падение напряжения вследствие повышения сопротивления пароплазменного канала по сравнению с сопротивлением металла

$$U_n = I_k \cdot R_{nl} .$$

Это падение напряжения преодолевается ЭДС самоиндукции контура. Расчет значений U_n в зависимости от напряжения на обкладках конденсатора приведен в таблице. С повышением тока разряда и напряжения на обкладках конденсатора, напряжение на столбе дуги может достигать 10^2 кВ . При этом возможны шунтирующие пробои во внешней цепи, которые приводят к потере энергии взрыва. Сравнение расчетного значения давления ударной волны – P_p с экспериментальным – P_s показывает существенное расхождение, когда пиковое напряжение при взрыве преисходит 86 кВ. Такое напряжение пробивает зазоры длиной 3 см, что возможно и происходило при экспериментах.

Выводы

1. Энергия взрыва проводника определяется не запасом энергии конденсатора, а энергией электромагнитного поля в момент, предшествующий взрыву.

2. Напряжение на взрываемом проводнике в момент взрыва превышает напряжение конденсатора в 20–30 раз за счет возникновения ЭДС самоиндукции.

Перечень ссылок

3. Кортхондзия В. П. О природе импульсного давления, создаваемого взрывом проволоки в воде / В. П. Кортхондзия, М. О. Мдивнишвили, Э. К. Саралидзе // ЖТФ. – 2006. – Т. 76. – Вып. 11. – С. 43 – 46.
4. Механизмы генерации наноразмерных металлических частиц при электрическом взрыве проводников / [Н. Б. Волков, А. Е. Майер, В. С. Седой и др.] // ЖТФ. – 2010. – Т. 80. – вып. 4. – С. 77–80.
5. Кулик П. П. Упругие взаимодействия и явления переноса // П. П. Кулик // Очерки физики и химии низкотемпературной плазмы. – 1971. – М. : Наука. – С. 5–56.
6. Григорьев А. Н. Давление при электрическом взрыве металлических фольг / А. Н. Григорьев, А. В. Павленко // Письма в ЖТФ. – 2009. – Т. 35. – Вып. 18. – С. 65–72.

Поступила в редакцию 31.05.2010

Лоскутов С.В., Єршов А.В., Сейдаметов С.В. Оцінка параметрів процесу електричного вибуху провідників у рідині

Розглянуто процес нагріву мідного провідника до плазмового стану при розряді конденсатора. Показано, що енергія нагріву провідника в плазмовому стані дорівнює енергії електромагнітного поля контура у момент вибуху, а ЕРС самоіндукції контура може в 20-30 разів перевищувати напругу на обкладинках конденсатора.

Ключові слова: електричний вибух провідників, плазма, ударна хвиля, гідродинамічний тиск.

Loskutov S., Ershov A., Seidametov S. Evaluation of process parameters of electric explosion of conductors in the liquid

The process of heating of the copper wire to the plasma state during the discharge of the capacitor was considered. It was shown that the energy of heating of the conductor in a plasma state is equal to the energy of the electromagnetic field of a contour at the time of the explosion, and EMF of self-induction may be 20-30 times higher than the voltage on the capacitor plates.

Key words: electrical explosion of wires, plasma, shok wave, gydrodynamical pressure.

Канд. фіз.-мат. наук І. Г. Величко, А. І. Зінченко

Запорізький національний університет

АНАЛІТИЧНИЙ СПОСІБ ВИЗНАЧЕННЯ КРОКУ ШТАМПУВАННЯ ПРИ ОДНОРЯДНОМУ РЕГУЛЯРНОМУ РОЗКРОЇ

Пропонується ефективний спосіб визначення кроку штампування при регулярному однорядному розкрої прямокутного листа на однотипні фігури. Спосіб оснований на сформульованій та доведеній у статті теоремі про довжину криволінійної трапеції.

Ключові слова: регулярний розкрій, крок штампування, криволінійна трапеція, метод множників Лагранжа, вузлова пряма.

Постановка проблеми

Одним з основних шляхів зниження витрат листового прокату на автомобільних та авіаційних заводах є вдосконалювання технологічних процесів розкрою. Для машинобудівних заводів з великими обсягами штампувальних робіт інтерес викликають такі види штампування, у яких деталі в листах розташовуються регулярно, оскільки для цих видів штампування вдається забезпечити високу продуктивність штампувальних верстатів.

У цій статті розглядається випадок однорядного регулярного розкрою. При такому виді розкрою лист розрізається на полоси, і на кожній полосі в один ряд розміщаються однаково орієнтовані фігури так, щоб відстань між сусідніми фігурами була не менша за міждетальну перемичку. Якщо замість фігур розглядати еквідистантні їм фігури, розширені на половину міждетальної перемички, то такі фігури на листі вже можна розміщати щільно.

При такому способі штампування кількість фігур, які можна розмістити на листі, дорівнює добутку кількості полос, на які розрізається лист, на кількість фігур в одній полосі. Ці величини є функціями від кута повороту фігур у листі відносно деякого початкового положення. Проблема, розв'язку якій присвячена ця стаття, є спосіб знаходження кількості фігур у полосі залежно від кута повороту фігур.

Актуальність теми

Задачі оптимального розміщення геометричних об'єктів зустрічаються в найрізноманітніших областях науки та техніки: у проектуванні машин, механізмів, радіоелектронних пристрій, інтегральних схем, технологічних процесів, у фізиці та хімії. Кількість наукових публікацій цієї тематики швидко зростає, особливо останнім часом. Існує широкий спектр методів розв'язку таких задач: класичні (методи лінійного цілоочис-

лового та нелінійного програмування, такі як, наприклад, методи, основані на теорії R-функцій) та розроблені відносно недавно (генетичний алгоритм, метод Лагранжевих релаксацій, пошук із заборонами, метод комашини колонії і т. ін.). Усі названі методи є наближеними і дають оптимальне розміщення тільки для окремих класів задач. Пошук точних оптимальних розв'язків для інших класів задач є актуальною проблемою.

Аналіз останніх досліджень

Теоретичним дослідженням в області розміщення однакових простих геометричних об'єктів на площині присвячені роботи Л. Ф. Тота [1], Хеша [2], В. А. Залгаллера [3], виконані в 50-ті роки минулого сторіччя. Швидке поширення ЕОМ у подальші роки дозволило створювати алгоритми розв'язку важливих для практики задач розкрою на ЕОМ. Огляд досліджень у цій області до 1970 р. можна знайти у відомій монографії Л. В. Канторовича та В. А. Залгаллера [4]. Розробці ефективних алгоритмів розв'язку за допомогою ЕОМ важливих для практики задач про щільне регулярне укладання однотипних фігур у прямокутних листах, рулонах і площині присвячені роботи Л. Б. Белякової [5, 6], Ю. Г. Стояна [7, 8]. З останніх робіт, присвячених проблемі оптимального розкрою матеріалів на фігурні заготові, відзначимо [9, 10].

Формулювання цілей статті. При обчисленні кількості фігур, які можна розмістити в одній полосі, найбільш складною, з математичної точки зору, є задача обчислення кроку штампування.

Крок штампування можна визначати як найменшу відстань, на яку можна зсунути фігуру в напрямку штампування, так, щоб вона не мала спільніх точок зі своїм вихідним положенням.

Але, зазвичай, при розв'язанні цієї задачі розглядають дві сусідні фігури, одну з них відносять на деяку відстань від першої в напрямку

штампування, так, щоб вони напевне не мали спільних точок, і починають зсувати другу фігуру до першої, на кожному з кроків перевіряючи умови відсутності спільних точок. Фігури, для яких відстані, які обчислюються цими двома способами, збігаються, називаються роздільними. Наприклад, усі опуклі фігури є роздільними.

У промисловості найбільше використовуються листові заготовки, контур яких складається з відрізків та дуг кіл. Оскільки при побудові еквідистант нові розширені контури також складаються з відрізків та дуг кіл, у цій статті ми також обмежимося розглядом таких контурів і будемо вважати фігури роздільними.

Ціллю статті є пошук ефективного алгоритму точного визначення для регулярного однорядного розкрою на однотипні фігури крок штампування у випадку, коли фігури є роздільними, а їхні розширені контури складаються з відрізків та дуг кіл.

Основна частина

Розглянемо криволінійну трапецію, верхня та нижня основи якої є відрізками, паралельними осі OX , а ліва та права бокові сторони є дугами кіл радіусів r та R відповідно. Нехай центр лівого кола є точка $A(a, b)$, а правого кола $B(a+s, b+h)$, де $h > 0$.

Визначимо ширину цієї фігури в напрямку осі OX . Запишемо параметричні рівняння бокових сторін цієї трапеції:

рівняння лівої сторони

$$\begin{cases} x = f_1(\varphi) = a + r \cos \varphi, \\ y = g_1(\varphi) = b + r \sin \varphi, \end{cases} \quad \varphi_1 \leq \varphi \leq \varphi_2$$

та рівняння правої сторони

$$\begin{cases} x = f_2(\psi) = a + s + R \cos \psi, \\ y = g_2(\psi) = b + h + R \sin \psi, \end{cases} \quad \psi_1 \leq \psi \leq \psi_2.$$

Потрібну довжину трапеції можна обчислити як

$$\max_{\substack{\varphi_1 \leq \varphi \leq \varphi_2 \\ \psi_1 \leq \psi \leq \psi_2}} f_2(\psi) - f_1(\varphi)$$

за умови, що

$$g_1(\varphi) = g_2(\psi).$$

Для розв'язання цієї задачі складемо функцію Лагранжа

$$\begin{aligned} F(\varphi, \psi, \lambda) &= f_2(\psi) - f_1(\varphi) + \lambda(g_2(\psi) - g_1(\varphi)) = \\ &= s + R \cos \psi - r \cos \varphi + \lambda(h + R \sin \psi - r \sin \varphi). \end{aligned}$$

Знайдемо частинні похідні та прирівнямо їх до нуля:

$$\begin{aligned} \frac{\partial F}{\partial \psi} &= -R \sin \psi + \lambda R \cos \psi = 0, \\ \frac{\partial F}{\partial \varphi} &= r \sin \varphi - \lambda r \cos \varphi = 0. \end{aligned}$$

Звідси робимо висновок, що $\lambda = \tan \psi = \tan \varphi$, а, отже, $\psi = \alpha \varphi$, де $\alpha = \pm 1$.

З урахуванням цього умова $g_1(\varphi) = g_2(\psi)$ набуде вигляду $h + R \sin \alpha \varphi = r \sin \varphi$. Оскільки $\sin \alpha \varphi = \alpha \sin \varphi$, то звідси випливає, що

$$\sin \varphi = \frac{h}{r - \alpha R}.$$

Якщо дуги кіл вигнуті в різні сторони, то $\alpha = -1$, і матимемо, що

$$\begin{aligned} \sin \varphi &= \frac{h}{r + R}, \quad \sin \psi = -\frac{h}{r + R}, \\ \cos \psi &= \sqrt{1 - \sin^2 \psi} = -\cos \varphi. \end{aligned}$$

Кінці відрізка, який визначає довжину криволінійної трапеції, лежать на прямій $y = b + r \frac{h}{r + R} = \frac{(b + h)r + bR}{r + R}$. Геометрична інтерпретація цього факту така: горизонтальна пряма, на якій лежить відрізок екстремальної довжини (будемо називати її напівузлою), ділить відрізок, який сполучає центри кіл, у відношенні радіусів цих кіл.

Якщо криволінійна трапеція є опуклою фігурою та опорна пряма має спільні точки з трапецією, то довжина трапеції визначається за формулою

$$\begin{aligned} f_2(\psi) - f_1(\varphi) &= a + R \cos \psi - r \cos \varphi = \\ &= a + (R + r) \sqrt{1 - \frac{h^2}{(r + R)^2}} = \\ &= a + \sqrt{(r + R + h)(r + R - h)}. \end{aligned}$$

Якщо криволінійна трапеція не є опуклою або опорна пряма не перетинається з трапецією, то довжина відрізка визначається максимальною з довжин верхньої та нижньої сторін трапеції.

Перейдемо до розгляду трапеції, у якої бокові дуги вигнуті в одному напрямку. У цьому випадку

$$\begin{aligned} \alpha &= 1, \quad \sin \varphi = \sin \psi = \frac{h}{r - R}, \\ \cos \psi &= \cos \varphi = \pm \sqrt{1 - \sin^2 \psi}. \end{aligned}$$

Ордината напівузлової прямої, яка визначає відрізок екстремальної довжини, визначається за формулою

$$y = b + r \frac{h}{r - R} = \frac{(b + h)r + b(-R)}{r + (-R)}.$$

Зауважимо, що цю формулу також можна трактувати як ділення відрізка у відношенні $r : (-R)$.

Оскільки вище було визначено значення

$$\sin \varphi = \sin \psi = \frac{h}{r - R}, \text{ то}$$

$$\cos \psi = \cos \varphi = \pm \sqrt{1 - \sin^2 \psi}.$$

Знак «+» перед радикалом беремо в тому випадку, коли обидва кола вигнуті вправо, а знак «-», коли вигнуті вліво. Після цього можна визначити довжину екстремального відрізка. Наприклад, якщо дуги вигнуті вправо, то довжина екстремального відрізка дорівнює

$$\begin{aligned} f_2(\psi) - f_1(\varphi) &= a + R \cos \psi - r \cos \varphi = \\ &= a + (R - r) \sqrt{1 - \frac{h^2}{(r - R)^2}} = \\ &= a + \operatorname{signum}(R - r) \sqrt{(|R - r| + h)(|R - r| - h)}. \end{aligned}$$

Якщо дуги вигнуті вліво, то довжина екстремального відрізка дорівнює

$$\begin{aligned} f_2(\psi) - f_1(\varphi) &= \\ &= a + \operatorname{signum}(r - R) \sqrt{(|r - R| + h)(|r - R| - h)}. \end{aligned}$$

Окремо потрібно розглянути випадок, коли дуги кіл однаково орієнтовані і мають одинакові радіуси. У цьому випадку наведені вище формулі не можна застосовувати, оскільки там буде ділення на нуль.

З урахуванням цього умова $f_1(\varphi) = f_2(\psi)$ при $R = r$ набуде вигляду $h + r \sin \varphi = r \sin \psi \Leftrightarrow r = 0$. Отже, якщо центри кіл лежать на одній горизонтальній прямій, то довжина перетину узагальненої трапеції однакова для всіх перетинів, а якщо центри кіл не лежать на одній прямій, то екстремальний відрізок буде збігатися з однією з основ трапеції.

Тепер розглянемо випадок, коли одна сторона трапеції є дугою кола, а інша – відрізком. Будемо вважати спочатку, що ліва сторона є дугою кола.

Запишемо параметричні рівняння бокових сторін цієї трапеції:

рівняння лівої сторони

$$\begin{cases} x = f_1(\varphi) = a + r \cos \varphi, \\ y = g_1(\varphi) = b + r \sin \varphi, \end{cases} \quad \varphi_1 \leq \varphi \leq \varphi_2$$

та рівняння правої сторони

$$\begin{cases} x = f_2(t) = s + t \cos \alpha, \\ y = g_2(t) = p + t \sin \alpha, \end{cases} \quad t_1 \leq t \leq t_2.$$

Потрібну довжину трапеції можна обчислити як

$$\max_{\substack{\varphi_1 \leq \varphi \leq \varphi_2 \\ t_1 \leq t \leq t_2}} f_2(t) - f_1(\varphi)$$

за умови, що

$$g_1(\varphi) = g_2(t).$$

Зайдемо частинні похідні та прирівняємо їх до нуля:

$$\frac{\partial F}{\partial t} = \cos \alpha + \lambda \sin \alpha = 0,$$

$$\frac{\partial F}{\partial \varphi} = r \sin \varphi - \lambda r \cos \varphi = 0.$$

Звідси робимо висновок, що $\lambda = \operatorname{tg} \varphi = -ctg \alpha$. Геометрично ця умова виражає той факт, що дотична до кола, проведеного в точці перетину кола з прямою, яка визначає екстремальний перетин, паралельна протилежній стороні трапеції, а радіус, проведений у цю точку, перпендикулярний протилежній стороні трапеції.

Сформулюємо ці результати у вигляді теореми:

Означення. Вузловою прямою для узагальненої трапеції називається пряма, яка містить одну з його основ.

Означення. Напівузлом узагальненої трапеції назовемо точку, якщо вона існує, яка

- у випадку, коли бокові сторони є дугами кіл з радіусами r та R , сполучає центри кіл і ділить цей відрізок у відношенні $r : R$ (при цьому для угнутих кіл треба брати радіус зі знаком «мінус», а для опуклих – зі знаком «плюс»).

- у випадку, коли одна з бокових сторін є дугою кола, а інша – відрізком, є перетином дуги кола з радіусом, який перпендикулярний цьому відрізу.

Означення. Напівузловою прямою для узагальненої трапеції називається пряма, паралельна її основам, яка проходить через напівузлову точку, у випадку, якщо вона має спільні точки з прямою.

Теорема (про довжину узагальненої трапеції). Довжина узагальненої трапеції дорівнює довжині відрізу, який є перетином трапеції з вузловою

прямою або з напіввузовою прямою.

Таким чином, для того, щоб визначити довжину фігури в заданому напрямку, потрібно розділити її на узагальнені трапеції прямими, паралельними цьому напрямку, які проходять через вузлові точки фігури або є дотичними до контуру фігури. Для кожної з отриманих узагальнених трапецій потрібно знайти довжину, використавши теорему про довжину узагальненої трапеції, та взяти максимальну з отриманих довжин.

Висновки

У статті вводиться поняття узагальненої трапеції як фігури, обмеженої двома паралельними відрізками (основами трапеції) та двома дугами кіл (які можуть мати і нульову кривину). Доводиться теорема, яка дозволяє знайти довжину найбільшого відрізка, який паралельний основам трапеції і кінці якого лежать на контурі трапеції.

Отримані результати можна застосовувати для розв'язання задач пошуку оптимальних карт розкрою. У подальшому викликає інтерес узагальнення цієї задачі на випадок, коли бокові сторони трапеції є кривими, відмінними від дуг та відрізків.

Перелік посилань

1. Тот Л. Ф. Расположения на плоскости, на сфере и в пространстве / Л. Ф. Тот. – М. : Физматгиз, 1958. – 363 с.
2. Heesch H. Flachenschluss / H. Heesch, O.Kienzle. – Berlin (Gottingen) Heidelberg: Springer-Verlag, 1963. – 141 р.
3. Залгаллер В. А. Об одном необходимом признаке плотнейшего расположения фигур/

4. Канторович Л. В. Рациональный раскрой промышленных материалов/ Л. В.Канторович, В. А.Залгаллер. – Новосибирск : Наука, 1971. – 299 с.
5. Белякова Л. Б. Об оптимальном раскрое листового проката / Л. Б. Белякова // Автоматизация технологического проектирования при помощи ЭЦВМ. – М. : Машиностроение, 1968. – 223 с.
6. Белякова Л. Б. Построение простейших решетчатых укладок дисков на плоскости / Л. Б. Белякова, Н. Р. Галактионова // Комбинаторно-алгебраические и вероятностные методы дискретного анализа. – Горький : Изд-во Горьк. гос. ун-та, 1989. – 156 с.
7. Стоян Ю. Г. Размещение геометрических объектов/ Ю. Г. Стоян. – К. : Наукова думка, 1975. – 175 с.
8. Стоян Ю. Г. Методы и алгоритмы размещения плоских геометрических объектов / Ю. Г. Стоян, Н. И. Гиль. – К. : Наукова думка, 1976. – 247 с.
9. Аввакумов В. Д. Оптимальное размещение плоских объектов произвольной геометрической формы / В. Д. Аввакумов // Информационные технологии. – 2009. – № 5. – С. 31–35.
10. Скобцов Ю. А. К вопросу о применении метаэвристик в решении задач рационального раскроя и упаковки / Ю. А. Скобцов, В. Н. Балабанов // Вісник Хмельницького національного університету. – 2008. – Т. 1. – № 4. – С. 205–217.

Поступила в редакцию 10.01.2011

Величко И.Г., Зинченко А.И. Аналитический способ определения шага штамповки при однорядном регулярном раскрое

Предлагается эффективный способ определения шага штамповки при регулярном однорядном раскрое прямоугольного листа на однотипные фигуры. Способ основан на сформулированной и доказанной в статье теореме о длине криволинейной трапеции.

Ключевые слова: регулярный раскрой, шаг штамповки, криволинейная трапеция, метод множителей Лагранжа, узловая прямая.

Velichko I., Zinchenko A. Analytical method for determining step in forming row regular cutting

An efficient method for determining step in forming a regular single-row cutting a rectangular sheet to the same type of figure. The method is based on formulated and proved in the theorem on the length of the curvilinear trapezoid.

Key words: regular cutting, stamping step, curvilinear trapezoid, the method of Lagrange multipliers, the nodal line.

УДК 621.793.7

О. В. Сагалович¹, О. В. Кононихін¹, В. В. Попов¹, С. Ф. Дуднік², В. В. Сагалович¹

¹ ВАТ «ФЕД», ² ННЦ «ХФТ»; м. Харків

ТЕХНОЛОГІЧНІ СХЕМИ ФОРМУВАННЯ БАГАТОШАРОВИХ ПОКРИТТІВ «AVINIT»

Сформульовано вимоги до технології отримання багатошарових покриттів в залежності від їх функціонального призначення, зокрема, для зміцнюючих, надтвердих, зносостійких і антифрикційних покриттів. Для формування багатошарових багатокомпонентних покриттів запропоновано основні технологічні схеми та їх варіації в залежності від типу підкладинки (рухома або нерухома), складу багатошарових та наношарових багатокомпонентних покриттів та особливостей застосування цих схем з урахуванням вимог щодо забезпечення необхідних властивостей покриттів в залежності від їх функціонального призначення. З використанням запропонованих технологічних схем отримано багатошарові покриття «Avinit» різного складу і будови для дослідження їх властивостей, зокрема, трибологічних характеристик в різних парах тертя та з'ясування можливостей їх застосування у якості зносостійких та антифрикційних покриттів для пар тертя прецизійних вузлів агрегатобудування та двигунобудування.

Ключові слова: вакуум-плазмові, багатокомпонентні багатошарові, наношарові покриття.

Сучасні дослідження в галузі створення нових матеріалів з рекордними характеристиками по шорсткості, зносостійкості, можливості працювати в екстремальних умовах пов'язані з напрямком нанотехнологій, що дозволяють формувати багатокомпонентні композиції із структурними елементами, які мають розміри від декількох сотень до одиниць нанометрів. Такі матеріали, порівняно із матеріалами такого ж складу із звичайною структурою можуть мати в декілька разів вищі відповідні характеристики по трибологічним та іншим властивостям.

Дуже актуальна проблема створення нових матеріалів для агрегатобудування та двигунобудування. Переход до виробництва нових конструкцій і агрегатів потребує суттевого підвищення надійності і ресурсу цих систем, що неможливо без створення нових матеріалів із значно підвищеними характеристиками, перш за все, трибологічними властивостями.

Найбільш успішне вирішення цих проблем забезпечують технології модифікування поверхневих шарів контактуючих матеріалів і нанесення зносостійких та антифрикційних покриттів для покращення триботехнічних характеристик пар тертя.

Серед методів нанесення покриттів особливе місце займають методи формування покриттів із іонізованих атомарних та молекулярних потоків. Можливість змінювати енергію іонізованих часток потоку конденсованої речовини в широких межах (від одиниць до сотень тисяч еВ) дозволяє ефективно впливати на більшість важливих у практичному відношенні характеристик по-

криттів (щільність, адгезію, структуру тощо) і завдяки цьому досягати високих значень цих показників.

Попередні наші дослідження [1-4] показують, що найбільш перспективний напрямок – розроблюємі нами комплексні методи нанесення покриттів (плазмохімічні CVD, вакуум-плазмові PVD (вакуум-дугові, магнетронні), процеси іонного насичення та іонної обробки поверхні), об'єднані в одному технологічному циклі. Ці методи дають змогу спрямувати основні зусилля на формуванні нано- та мікрошарових багатокомпонентних покриттів, як найбільш перспективних для досягнення необхідних функціональних характеристик. Наношарові нанокомпозиційні покриття (практично з будь-яких елементів, тугоплавкі оксиди, карбіди, нітриди, металокерамічні композиції на основі тугоплавких металів і оксидів) мають великий потенціал у створенні матеріалів з унікальними властивостями, в т.ч. виключною твердістю, міцністю, хімічною стабільністю, низьким коефіцієнтом тертя та високою зносостійкістю, завдяки можливості сполучення у різноманітних комбінаціях різних матеріалів і варіювання товщини шарів.

В даній роботі основна увага зосереджена на розгляді технологічних особливостей і технологічних схем отримання багатокомпонентних багатошарових покриттів.

1 Технологічні схеми формування багатошарових покриттів

Технологічні схеми формування багатошарових багатокомпонентних покриттів в даному ви-

падку слід розглядати як сукупність дій та режимів роботи обладнання, які можуть забезпечити формування багатошарових та наношарових покріттів з урахуванням специфічних вимог до покріттів. Це питання будемо розглядати з прив'язкою до характеристик технологічного обладнання «Avinit», наведених у роботі [5].

Формування багатошарових покріттів може відбуватися різними шляхами в залежності від можливостей обладнання, складу окремих шарів, їхньої послідовності, розмірів, періоду повторюваності або деяких інших специфічних вимог до покріття.

Одна з найпростіших схем формування наношарових покріттів, які являють собою послідовність з однокомпонентних шарів з того чи іншого елементу, потребує обладнання, яке повинно мати кількість джерел напилення відповідно до кількості різних елементів, з яких формуються окремі наношари, і схему керування їх роботою із заданою послідовністю та інтервалами циклу «робота-пауза», синхронізованою між собою у часі. В такій схемі розрахункова товщина окремого шару буде визначатися співвідношенням $v_i t_i$, де v_i – швидкість росту покріття при роботі i -го джерела напилення, t_i – інтервал роботи цього джерела. Швидкість росту покріття в залежності від типу джерела напилення, відстані від джерела до підкладинки та інших параметрів має широкі межі своїх значень від одиниць до сотень мкм/год. Відповідно товщини наношару 2–5 нм, які приводяться в експериментальних дослідженнях по наношаровим покріттям і який можна з певним допуском розглядати ще як мономатеріал, мінімальний час роботи для формування наношару зазначененої вище величини може складати від 0,1 до 10 сек.

При формуванні покріттів за описаною схемою на обладнання можуть накладатися додаткові вимоги щодо просторового розміщення джерел напилення в залежності від того, рухається (обертається) підкладинка або нерухома.

Якщо підкладинка обертається, то джерела не обов'язково розміщувати в одній площині по відношенню до поверхні підкладинки або, в крайньому випадку, в секторі з кутом $< 180^\circ$, як це потрібно в разі нерухомої підкладинки. Разом з тим при обертанні підкладинки треба враховувати частоту обертів і скважність сигналів керування роботою окремих джерел. Обертання підкладинки, само по собі, теж може розглядається як один із прийомів, що дозволяє формувати шарові покріття. Якщо наношари представляють собою багатокомпонентний матеріал, то тут можуть використовуватися декілька схем їх формування в залежності від способу досягнення заданого складу наношарів. При використанні вихідних матеріалів (мішеней) в джерелах напи-

лення, що відповідають заданому складу наношарів, схема та вимоги до системи керування обладнанням формування наношарів в цьому випадку не відрізняються від випадку формування однокомпонентних наношарів. Такий спосіб має ряд позитивних рис, але він потребує виготовлення катодів чи мішеней відповідного складу, і при проведенні, наприклад, досліджень залежності характеристик покріттів від складу наношарів це потребує наявності цілого ряду мішеней різного складу. Іншим обмеженням використання такого способу є неможливість металургійним чи іншим прийнятним способом виготовити катод (мішень) з заданим вмістом компонент та відповідної якості, як у випадку, наприклад, метал-оксидних, метал-нітридних і т.п. композиційних матеріалів. Формування покріттів з таких композиційних матеріалів значно проще реалізувати з застосуванням плазмохімічних способів при реакційному способі нанесення покріттів. В цьому випадку система керування процесом формування нанопокріттів повинна забезпечити скориговану у часі роботу як джерел напилення, так і системи напуску одного або декількох газів до заданого рівня тиску з періодичністю та часом у відповідності до зроблених вище оцінок при розгляді схеми формування однокомпонентних шарів. Тут треба мати на увазі тільки той факт, що, якщо тиск в вакуумній камері можна збільшити з рівня 10^{-3} – 10^{-4} Па, наприклад, для вакуум-дугового методу напилення однокомпонентних металевих покріттів, до рівня на 2–3 порядки більшого, характерного для реактивного напилення, можна за час $< 0,1$ сек, то для поновлення тиску до початкової величини потрібно значно більше часу, який буде визначатися об'ємом вакуумної камери та потужністю

засобів відкачки: $\tau = V_k \frac{p}{p_o}$, де τ – час відкачки в с, V_k – об'єм вакуумної камери, p_o – тиск до напуску реакційного газу, p – тиск після напуску реакційного газу в вакуумну камеру, V – швидкість відкачки вакуумної камери в л/с.

Тому, якщо є потреба при формуванні наноструктурних покріттів уникнути між шарами прошарків із змінною концентрацією внаслідок зміни тиску в вакуумній камері газової компоненти, слід витримувати належну паузу в роботі джерел напилення при переході в процес формування від одного шару до іншого.

Разом з тим, внаслідок дифузійних процесів між окремими наношарами, так чи інакше буде передінна зона з плавним градієнтом концентрацій елементів, що входять до складу наношарів. Розмір цієї зони буде визначатися умовами формування наношарів, та їх складом. В процесі експлуатації таких покріттів дифузійна взаємодія

між наношарами є одним із факторів, що може спричиняти небажану, часом швидку зміну вихідних характеристик покриття. Тому, щоб підвищити стабільність у часі наношарових покриттів, в ряді випадків, бажано цілеспрямовано створювати міжшарові прошарки з наперед заданим концентраційним градієнтом компонентів. Для реалізації такої конструкції наношарових покриттів система автоматичного керування роботою обладнання «Avinit» дозволе керувати не тільки часом та послідовністю роботи джерел напилення, а й співвідношенням у інтенсивності атомарних потоків від цих джерел, спрямованих на підкладинку. Для вакуум-дугового методу напилення це досягається за рахунок керування потужністю розряду, величини електромагнітного поля плазмооптичних систем, додатковою частотною модуляцією сигналу керування роботою того чи іншого джерела напилення.

При наявності таких можливостей системи керування обладнанням можна формувати багатокомпонентні наношарові покриття з самим різноманітним співвідношенням елементів, що входять до складу шарів і без використання багатокомпонентних мішеней, тобто така система керування має найширші можливості у формуванні наношарових покриттів різного складу та конструкції. І, наприкінці, приймаючи до уваги той факт, що саме можливість в вакуум-плазмо-вих процесах керувати енергією іонів дозволяє впливати в широких межах на процеси зародкоутворення, росту покриття, а значить, його структуру, рівень внутрішніх напружень та інші характеристики. Система керування обладнанням «Avinit» для нанесення наношарових покриттів забезпечує можливість в автоматичному режимі змінювати потенціал, що подається на підкладинку у відповідності до вибраного алгоритму формування наношарової структури покриття.

2 Технологічні схеми формування твердих та надтвердих покриттів

При нанесенні твердих та надтвердих покриттів на основі формування моношарових гетерофазних нанокомпозитів можна застосувати декілька схем реалізації цього процесу в залежності від технічних можливостей обладнання та геометрії поверхні, на яку наноситься покриття. При наявності тільки одного джерела напилення для формування нанокомпозитного покриття потрібно мати мішень (катод) з наперед заданим співвідношенням компонент, при якому можливе досягнення ефекту надтвердості даної композиції. Мішень з заданим співвідношенням компонент може виготовлятися різними металургійними методами, або шляхом формування композиційного (мозаїчного) катоду з елементів, що входять до складу покриття. При цьому форму-

вання твердих фаз в покритті може відбуватися за рахунок ще однієї компоненти, яка не входить до складу мішені, якщо процес напилення відбувається в атмосфері реакційного газу. Прикладом може слугувати процес формуванняnanoструктурних покриттів на основі нітридів титану та кремнію. У разі формування nanoструктурного покриття, яке складається з твердої і м'якої фази, застосування схеми з напиленням в середовищі реакційного газу можливе лише для композицій, в яких м'яка компонента не утворює з'єднань, або твердих розчинів з компонентами реакційного газу.

При наявності декількох джерел напилення і розміщених так, що діаграми спрямованості плазмових потоків мають спільний центр в площині підкладинки і невеликий кут поміж собою (рис. 1), можливе застосування більш гнучкої схеми формування нанокомпозитного покриття, яка дозволяє в певних межах змінювати співвідношення компонент без зміни катодів, з яких йде напилення, в тому числі, і під час напилення. Це досягається за рахунок використання різних катодів, один з яких має склад, що відповідає приблизно половинному значенню відношення основної компоненти до компоненти, що входить до міжзеренного прошарку в nanoструктурному покритті, а до складу іншого входить тільки основна компонента.

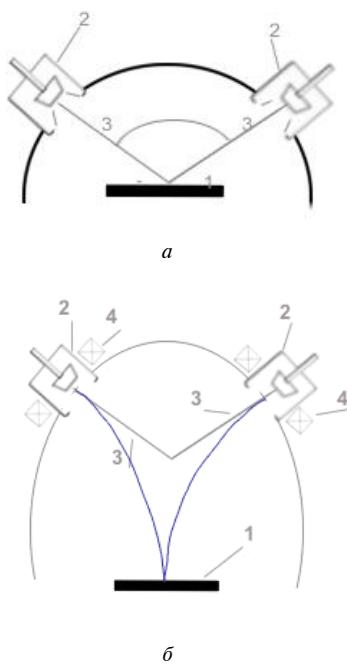


Рис. 1. Схема розміщення джерел напилення при формуванні моношарових надтвердих nanoструктурних покриттів

1 – підкладинка, 2 – джерело напилення, 3 – вісь діаграм спрямованості плазмового потоку, 4 – котушка відхилення плазмового потоку

При такій схемі кінцевий склад покриття буде визначатися співвідношеннями в потужності одночасно працюючих джерел напилення, яке може змінюватися в досить широких межах. На такому принципі можна будувати схеми з використанням більшого числа одночасно працюючих джерел для більш складних композицій. Але при цьому все ж таки практично неможливо обійтись тільки однокомпонентними катодами, з урахуванням реальної кількості джерел, яке використовується в обладнанні для нанесення покріттів, оскільки за рахунок зміни потужності при одночасній роботі джерел напилення не можна забезпечити оптимальні співвідношення компонент основної фази і компонент міжзерennих прошарків, що мають бути на рівні від 5 до 15 % до основної компоненти.

При застосуванні багатокатодної схеми формування моношарових гетерофазних нанокомпозитів слід мати на увазі, що покріття, в залежності від площини, відстані до джерела напилення та робочих характеристик цих джерел, буде мати в своїй площині певну неоднорідність по складу. Ця обставина в деяких випадках може бути визначальною при виборі тієї чи іншої схеми формування моношарових гетерофазних нанокомпозитів.

Розглянуті схеми можна застосовувати при нанесенні покріттів як на плоскі нерухомі підкладинки, так і підкладинки, що обертаються навколо своєї вісі. В останньому випадку, при застосуванні багатокатодної схеми розміщення окремих джерел напилення, повинні задовольняти вимоги щодо кута між вісями діаграм спрямованості плазмових потоків цих джерел та співпадіння їхніх центрів на вісі обертання підкладинки. Щодо вибору режимів нанесення покріттів, то тут важко і, скоріше, неможливо, сформулювати узагальнюючі правила, які б стосувалися тільки формування моношарових гетерофазних нанокомпозитів. З цього приводу, можливо, слід звернути увагу на правильний вибір температури підкладинки, яка має бути, з одного боку, достатньою для забезпечення умов протікання спінодального розпаду в покрітті, який, як вважається, лежить в основі механізму формування гетерофазних нанокомпозитів [6, 7], а з іншого боку, не досить високою, щоб запобігти формуванню гетерофазної структури з більшими розмірами, при яких не спрацьовують механізми, відповіальні за досягнення надтвердості покріття. На підставі даних, приведених в роботах з цього приводу, цей діапазон температур в більшості випадків повинен бути в межах ~200–500 °C [6–9].

Формування надтвердих наношарових покріттів в залежності від складу шарів може відбуватися як за наявності одного джерела напилен-

ня, так і декількох джерел напилення (як мінімум двох джерел напилення). При нанесенні покріття із декількох джерел на нерухому плоску підкладинку джерела напилення повинні бути розміщені так, як і у випадку формування моношарових гетерофазних нанокомпозитів, щоб звести до мінімуму в площині покріття неоднорідність по товщині кожного з моношарів. Пошарове нанесення покріття з різних катодів відбувається в імпульсному режимі, товщина яких задається величиною потужності та тривалістю імпульсу роботи того чи іншого джерела напилення. Формування надтвердих наношарових покріттів може відбуватися без участі реакційних газів, якщо до складу катодів входять всі компоненти покріття, або ж, як і у випадку, що розглядався вище для формування моношарових гетерофазних нанокомпозитів, за участі таких газів. Але при застосуванні реакційних газів в формуванні наношарових покріттів схеми реалізації таких процесів можуть бути більш різноманітними, ніж у випадку формування гетерофазних нанокомпозитів.

Найбільш проста схема із застосуванням реакційного газу реалізується у випадку, коли окремі шари формуються із твердих з'єднань одного типу, наприклад, нітридів, або із твердого з'єднання і м'якого шару, при умові, що компоненти останнього не взаємодіють з реакційним газом. Така схема нічим не відрізняється від описаної вище без участі реакційного газу, тобто процес ведеться при постійному тиску газового середовища, якщо під останнім розуміти середовище залишкових газів, або реакційного газу. Якщо окремі шари формуються із твердих з'єднань різного, типу, наприклад, нітридів і карбідів, то потрібно вести процес з синхронізацією імпульсної роботи джерел та системи напуску відповідних реакційних газів. При цьому, для забезпечення формування чіткої міжфазної границі між окремими шарами програма керування таким процесом повинна передбачати паузи в роботі джерел напилення та системи напуску реакційних газів між циклами формування окремих наношарів на час, достатній для відкачування одного реакційного газу і напуску іншого до робочого тиску. Необхідність такої паузи між циклами напилення наношарів може ускладнювати формування наношарової композиції з достатньою когезією поміж окремими шарами.

Питання досягнення достатньої міжшарової когезії взагалі є в багатьох випадках досить актуальним. Один із технологічних прийомів, що може бути застосований у разі необхідності для поліпшення когезії в даному випадку, зводиться до подачі на початку кожного циклу роботи джерела напилення на деякий час підвищеного потенціалу зміщення на підкладинку, достатнього

для іонно-плазмового очищення та активації ростової поверхні покриття. Зрозуміло, що загальна програма керування таким процесом повинна вибиратися з урахуванням забезпечення необхідного температурного режиму формування покриття. Подібна схема та технологічні прийоми підходять і при формуванні наношарових композицій із твердого з'єднання і м'якого шару у разі, якщо компоненти останнього взаємодіють з реакційним газом. Вона дещо спрощується порівняно з попередньо розглянутою схемою за рахунок того, що цикл нанесення м'якого шару не потребує введення іншого реакційного газу, а тільки відкачки наявного, при цьому необхідність в паузах між роботою джерел для досягнення чіткої міжфазної границі між окремими шарами залишається.

У разі, якщо до складу твердого шару входить з'єднання, яке утворюється за рахунок взаємодії з реакційним газом, а м'який шар формується на основі тієї ж металевої компоненти, що входить до твердого шару, тоді відпадає необхідність у другому джерелі напилення, але вимога до введення пауз в роботі джерела напилення при переході від формування одного шару до іншого залишається.

При нанесенні покріттів на підкладинку, що рухається (обертається), формування наношарових структур має свої особливості. Це пов'язано з тим, що обертання підкладинки може бути само по собі при певних умовах засобом формування наношарових покріттів і розглядається як один із параметрів технологічних схем в контексті даного розгляду. Тому логічно розгляд можливих технологічних схем формування наношарових структур у випадку обертання підкладинок почати саме з визначення параметрів, які впливають на вибір тієї чи іншої схеми.

Одним із параметрів, від якого залежить вибір конкретної схеми формування наношарових покріттів у випадку руху підкладинки, є, звичайно, період її обертання, але не сам по собі, а у співвідношенні зі швидкістю росту покриття. Для більшої зручності в подальшому розгляді особливостей в формуванні наношарових покріттів у випадку руху підкладинки введемо параметр θ_i , який буде визначати співвідношення між швидкістю росту i -го шару покріття і швидкістю обертання підкладинки, у вигляді $\theta_i = v_i/\omega$, де v_i – швидкість росту i -го шару покріття в нанометрах в одиницю часу, ω – кількість обертів в одиницю часу, тобто θ_i є товщина i -го шару покріття в нанометрах, що наноситься на підкладинку за один оберт.

Розглянемо випадок, коли задана товщина наношарів $h_i < \theta_i$. Це означає, що за час формування одного моношару підкладинка повертається на кут навколо вісі обертання, який буде дорів-

нювати величині $360^\circ (h_i/\theta_i)$, тобто наношар не покриває повністю поверхню підкладинки, і в цьому випадку не можна сформувати по товщині покриття структуру з послідовною зміною наношарів заданого складу з товщиною h_i .

У випадку, коли $h_i > \theta_i$, можна сформувати структуру з заданою товщиною i -го наношару з зачлененням всіх схем формування наношарових покріттів, які розглядалися вище для нерухомих підкладинок. При цьому вже не має обмежень щодо розміщення джерел напилення з відповідними вимогами до діаграм спрямованості плазмових потоків цих джерел. Ale є певні застереження, які треба мати на увазі при користуванні цими схемами. По-перше, такий шар за побудовою буде мати вигляд спіралі з шагом рівним θ_i . Завдяки цьому при переході від одного шару до іншого за рахунок обриву цієї спіралі буде утворюватися сходинка висотою $\theta_i/2$. По-друге, за рахунок періодичної зміни умов росту шару при обертанні підкладинки (zmіни швидкості росту, співвідношення компонент, з яких формується покріття, та інше) наношар буде мати певну неоднорідність по товщині. Вплив цих факторів на кінцеві характеристики сформованих таким чином наноструктурних покріттів важко прогнозувати.

Розглянемо також випадок, коли $h_i = \theta_i$. Цей випадок цікавий тим, що можна застосувати досить просту схему реалізації наношарової структури покріття тільки за рахунок обертання підкладинки без необхідності мати систему керування роботою джерел напилення та напуску реакційного газу з наскрізною синхронізацією їх роботі у часі. Таку схему можна застосувати при одночасній роботі двох джерел напилення, які розміщені назустріч одне одному у випадках, якщо формування наношарів із різних матеріалів можна здійснювати в одному середовищі (з реакційним або без реакційного газу). Ale при цьому, для забезпечення формування чіткої межі між наношарами, потрібно, щоб розміри підкладинки (виробу), що покривається, та її розміщення були такими, щоб не було геометричного перекриття зон формування покріття від різних джерел напилення (рис. 2) з урахуванням товщини дебаєвського шару в плазмі навколо підкладинки з потенціалом зміщення U , наявність якого призводить до розмиття межі геометричної тіні від джерела напилення.

3 Технологічні схеми формування зносостійких та антифрикційних багатошарових покріттів

При формуванні зносостійких та антифрикційних покріттів можна застосовувати більшість із розглянутих схем для формування надтвердих покріттів з деякими поправками, пов'язаними з особливостями їх функціонального призначення.

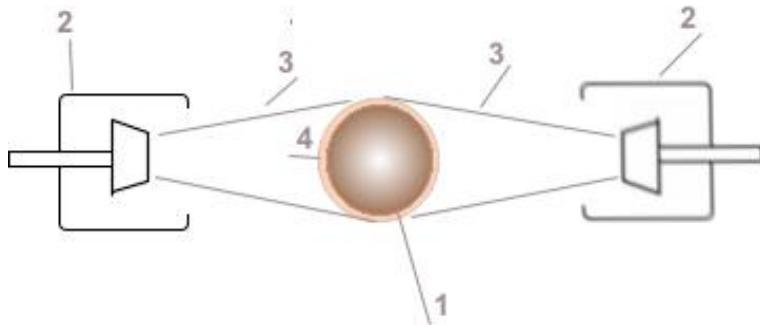


Рис. 2. Схема формування надтвердих наношарових покріттів на підкладинку з обертанням $h_i = \theta_i$:

1 – підкладинка, 2 – джерело напилення, 3 – частина плазмового потоку, що попадає на підкладинку, 4 – дебаєвський шар навколо підкладинки

Так, при формуванні зносостійких мононашарових наноструктурних покріттів, якщо на меті є досягнення оптимального співвідношення між твердістю покріття H та його модулем Юнга E , можуть бути послаблені вимоги, пов'язані з досягненням максимальних значень надтвердості, які стосуються співвідношення компонент основної фази і компонент міжзернистих прошарків та їх розмірів. Це стосується і вимог до формування зносостійких нанонашарових покріттів у частині забезпечення якомога чіткіх меж між шарами та їхньою товщини.

У разі формування антифрикційних наноструктурних покріттів виконання вимог, що розглядалися при отриманні надтвердих покріттів з застосуванням розглянутих схем, може бути в ряді випадків взагалі необов'язковим. Оскільки для антифрикційних покріттів низький коефіцієнт тертя у більшості випадків забезпечується матеріалом м'якої фази, а зносостійкість – матеріалом твердої фази, то для їх формування можуть застосовуватися саме схеми формування наноструктур із твердої і м'якої фаз, що розглядалися вище.

4 Нанесення багатошарових та нанонашарових покріттів на дослідні зразки за розробленими технологічними схемами

Нанесення наноструктурних покріттів здійснювали на автоматизованому обладнанні «Avinit» по заданій програмі з використанням однокомпонентних катодів в середовищі реакційного газу і без нього. У якості плазмоутворюючих матеріалів (катодів) використовували Mo, Ti, Cu, Al. Реакційним газом слугував азот. Основною домішкою в азоті був кисень, рівень якого не перевищував 0,04 ат. %. Склад залишкових газів і домішок в реакційному газі контролювався за допомогою мас-спектрометру MX-7304A. Температура поверхні зразків контролювалась за допомогою інфрачервоного пірометру виробництва «Raytek» і на протязі експериментів не перевищувала 200–250 °C. Час напилення в більшості

випадків складав від однієї до трьох годин. Контроль всіх основних параметрів процесу нанесення покріттів здійснювався в автоматичному режимі.

Дослідні зразки розміщувалися в технологічній оснастці і могли здійснювати рух, в залежності від вибраної технологічної схеми, навколо своєї вісі, рухатися навколо вісі, що проходить через центр вакуумної камери, або здійснювати планетарний рух з обертанням одночасно навколо своєї вісі і вісі камери. Зразки мали форму дисків діаметром 20 мм і товщиною 3 мм, або паралелопіпеду 5×10×20 мм, виготовлені із сталі Х12Ф1. Поверхня, на яку наносилось покріття, було відполіроване до шорсткості не нижче 10 класу по технологіям, які застосовуються на заводі ДП ХМЗ «ФЕД». Оскільки подальше дослідження трибологічних властивостей покріттів заплановано проводити на машині тертя по схемі «ролик-площина», то поряд із зазначеними вище зразками, покріття наносились відповідно на диски діаметром 50 мм і товщиною 12 мм та кубики із стороною 10 мм. Безпосередньо перед нанесенням покріттів зразки промивалися в органічних розчинниках (бензин Б-70 або уайт-спіріт) і потім піддавались ультразвуковій обробці в розчині нейтральних миючих засобів. Після цього зразки промивалися в проточній питній воді с подальшим зануренням в дистильовану воду, видаленням рештки води після вилучення з дистильованої води серветками і заключним протиранням поверхні зразка батистовою серветкою, зволоженою петролейним ефіром або ацетоном.

Нанесення нанонашарових покріттів відбувалось за такими схемами.

Для нанесення нанонашарових покріттів із твердих з'єднань було використано дві технологічні схеми, а саме:

а) двокатодна схема при одночасній роботі двох джерел напилення, які розміщені назустріч одне одному, в середовищі реакційного газу з обертанням зразка навколо своєї вісі, при якій виконується співвідношення $h_i = \theta_i$;

б) двокатодна схема при імпульсній роботі двох джерел напилення, які розміщені назустріч одне одному, в середовищі реакційного газу з обертанням зразка навколо своєї вісі, при якій виконується співвідношення $h_i > \theta_r$

За такими схемами були отримані наноструктурні покриття в системі (TiN-AlN).

Для нанесення наношарових покріттів, що побудовані із послідовності твердого і м'якого шарів, було використано такі технологічні схеми:

а) однокатодна схема з неперервною роботою джерела напилення і імпульсною (періодичною) подачею реакційного газу, при цьому вона була реалізована у двох варіантах, з обертанням підкладинок навколо своєї вісі, коли покривалась вся поверхня зразка, і без обертання, коли покривалась тільки одна сторона зразка.

За такими схемами були отримані наноструктурні покриття в системі (TiN-Ti) і (MoN-Mo);

б) двокатодна схема при імпульсній роботі двох джерел напилення, які розміщені назустріч одне одному, і імпульсною подачею реакційного газу, синхронізованою у часі з роботою джерела напилення, що забезпечує формування твердого шару з обертанням зразка навколо своєї вісі, при якій виконується співвідношення $h_i > \theta_r$.

За такою схемою були отримані наноструктурні покриття в системі (MoN-Cu).

Для нанесення наношарових покріттів типу «метал-метал» було застосовано дві технологічні схеми:

а) двокатодна схема при одночасній роботі двох джерел напилення, які розміщені назустріч одне одному, в середовищі залишкових газів з обертанням зразка навколо своєї вісі, при якій виконується співвідношення $h_i = \theta_r$;

б) двокатодна схема при імпульсній роботі двох джерел напилення, які розміщені назустріч одне одному, в середовищі залишкових газів з обертанням зразка навколо своєї вісі, при якій виконується співвідношення $h_i > \theta_r$.

За такою схемою були отримані наноструктурні покриття в системі (Mo-Cu).

На рис. 3–5 приведені фото зразків з покріттями різного складу, одержаними за приведеними вище технологічними схемами.



схема а)



схема б)

Рис. 3. Наношарові покриття типу «метал-метал»



схема а)

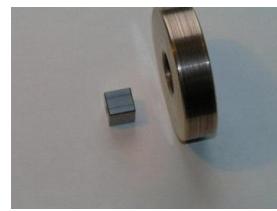


схема б)

Рис. 4. Наношарові покриття із твердих з'єднань (TiN-AlN)

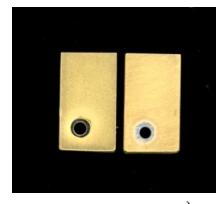


схема а)



схема б)

Рис. 5. Наношарові покриття, побудовані із послідовності твердого і м'якого шарів:

схема а) – твердий-м'який шар (TiN-Ti);
схема б) – твердий-м'який шар (MoN-Mo)

Таким чином, за розробленими технологічними схемами отримано покриття з наношаровою структурою різного складу і будови, для проведення у подальшому дослідження їх властивостей, зокрема, трибологічних характеристик в різних парах тертя (в залежності від складу та співвідношення шарів) і можливості їх застосування у якості зносостійких і антифрикційних покріттів.

Висновки

1. На основі загального аналізу вимог до формування наноструктурних покріттів сформульовано вимоги до технології отримання багатошарових багатокомпонентних покріттів в залежності від їх функціонального призначення, зокрема, для зміцнюючих надтвердих та зносостійких і антифрикційних покріттів.

2. Для формування наноструктурних покріттів запропоновано основні технологічні схеми та їх варіації в залежності від типу підкладинки (рухома або нерухома), складу наноструктурних покріттів та особливостей застосування цих схем з урахуванням вимог щодо забезпечення необхідних властивостей покріттів в залежності від їх функціонального призначення.

3. З використанням запропонованих технологічних схем отримано наношарові покриття різного складу і будови для дослідження їх властивостей, зокрема, трибологічних характеристик в різних парах тертя та з'ясування можливостей їх застосування у якості зносостійких та антифрикційних покріттів.

4. Запропоновані технологічні схеми формування наноструктур з урахуванням вимог до покріттів в залежності від їх функціонального призначення

та геометрії підкладинок закладають фізичні основи розробки технологій нанесення нових багатошарових багатокомпонентних функціональних покріттів для пар тертя прецизійних вузлів агрегатобудування та двигунобудування.

Перелік посилань

1. Разработка многокомпонентных покрытий для повышения износостойкости поверхностей пар трения в прецизионных узлах / [А. В. Сагалович, В. В. Сагалович, С. Ф. Дудник и др.] // Физическая инженерия поверхности. – 2007. – Т. 5. – № 3–4. – С. 154–165.
2. Сагалович А. В. Автоматизированная система нанесения функциональных нанопокрытий / А. В. Сагалович, С. Ф. Дудник, В. В. Сагалович // Оборудование и инструмент. – 2005. – Т. 12. – С. 2–3.
3. Исследование характеристик трения и износа ионно-плазменных покрытий, полученных на алюминиевом сплаве / [С. Ф. Дудник, А. В. Сагалович, В. В. Сагалович и др.] // Физическая инженерия поверхности. – 2004. – Т. 2. – № 1–2. – С. 110–114.
4. Отработка процессов нанесения упрочняющих и антифрикционных покрытий и про-
5. Установка Avinit для нанесения багатошарових функціональних покріттів / [О. В. Сагалович, О. В. Кононихін, В. В. Попов та ін.] // Физическая инженерия поверхности. – 2010. – Т. 8. – № 4. – С. 336–347.
6. Veprek S. Concept for the design of novel superhard coatings / S. Veprek, S. Reiprich. // Thin Solid Films. – 1995. – Vol. 268. – P. 64–67.
7. Veprek S. The search for novel, superhard materials / S. Veprek. // J. Vac. Sci. Technol. – 1999. – A17(5). – P. 2401–2420.
8. Haurt R. From alloying to nanocomposites – improved performance of hard coatings / R. Haurt, J. Patscheider // Advanced Engineering Materials. – 2000. – Vol. 2. – № 5. – P. 247–259.
9. Different approaches to superhard coatings and nanocomposites / [Veprek S., Veprek-Heijman M., Karvankova P., Prochazka J.]. // Thin Solid Films. – 2005. – Vol. 476. – P. 1–29.

Поступила в редакцию 10.01.2011

Сагалович А.В., Кононыхин А.В., Попов В.В., Дудник С.Ф., Сагалович В.В. Технологические схемы формирования многослойных покрытий «Avinit»

Сформулированы требования к технологиям получения многослойных покрытий в зависимости от их функционального назначения, в частности, для упрочняющих, сверхтвердых, износостойких и антифрикционных покрытий.

Для формирования многослойных многокомпонентных покрытий предложены основные технологические схемы и их вариации в зависимости от типа подложки (движущаяся или неподвижная), состава многослойных и нанослойных многокомпонентных покрытий и особенностей применения этих схем с учетом требований к обеспечению необходимых свойств покрытий в зависимости от их функционального назначения.

С использованием предложенных технологических схем получены многослойные покрытия «Avinit» различного состава и строения для исследования их свойств, в частности, трибологических характеристик в различных парах трения и выяснения возможностей их применения в качестве износостойких и антифрикционных покрытий для пар трения прецизионных узлов агрегатостроения и двигателестроения.

Ключевые слова: вакуум-плазменные, многокомпонентные многослойные, нанослойные покрытия

Sagalovych A., Kononyhin A., Popov V., Dudnik S., Sagalovych V. Technological schemes for the formation of multilayer coatings «Avinit»

The requirements to technology of multilayer coatings, depending on their functional purpose, in particular for the reinforcement hardening, wearproof and antifrictional coatings.

Basic technological schemas and their variations were proposed for obtaining of multilayered multicomponent coatings taking in account substrate type (moving or static), multilayered multicomponent coatings composition coating and peculiarities of such shemas utilization fro obtaining necessary coatings properties upon their function.

Utilizing proposed technological schemas were obtained multilayered coatings «Avinit» of different composition and structure for their properties investigation in particular tribological properties in different tribological pairs and clarification possibilities of their application as wearproof and antifrictional coatings for tribological matches of precision pairs of units of machinebuilding.

Key words: vacuum-plasma, multicomponent, multilayer, nanolayer coatings.

УДК 669.295:620.178.38

Канд. техн. наук Д. В. Павленко, Д. В. Ткач, канд. техн. наук В. Л. Грешта

Запорожский национальный технический университет

ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ И ВЫНОСЛИВОСТЬ СПЛАВА ВТ1-0 С СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ

Приведены результаты испытаний при циклических нагрузках образцов из сплава ВТ1-0 в крупнокристаллическом и субмикрокристаллическом состояниях при комнатной и повышенной температурах. Показано, что создание субмикрокристаллической структуры приводит к замедлению скорости накопления остаточной деформации при циклическом нагружении, повышению долговечности и предела выносливости в рабочем диапазоне температур сплава.

Ключевые слова: объемные наноматериалы, предел выносливости, титановый сплав, усталость, разрушение, структура, излом.

1 Введение

Перспективным методом получения материалов с повышенными механическими свойствами является метод интенсивной пластической деформации. Он позволяет получать сплавы с ультрадисперсной зеренной структурой, что приводит к резкому изменению их механических и физических свойств по сравнению с исходным состоянием [1–3].

При производстве летательных аппаратов и газотурбинных двигателей находят широкое применение сплавы на основе титана, характеризующиеся высокой удельной прочностью. Однако существенным недостатком титановых сплавов является высокая чувствительность к концентраторам напряжений, что приводит к резкому снижению предела выносливости деталей в случае их повреждений или воздействия высокого уровня концентрации напряжений [4].

В настоящее время в технике находят широкое применение объемные наноматериалы, т.е. сплавы в так называемом наноструктурированном и субмикрокристаллическом (СМК) состоянии [1, 2 и др.]. Их широкое применение вызвано, в первую очередь, уникальным сочетанием физических, механических, эксплуатационных и ряда других свойств [5, 6 и др.]. Так, обладая повышенной прочностью, такие сплавы характеризуются и достаточно высокой пластичностью, что делает их привлекательными для изготовления многих ответственных деталей машин.

Широкий круг методов интенсивной пластической деформации [2, 6] позволяет формировать субмикро- и наноструктурное состояние в титановых сплавах, широко используемых в авиа-двигателестроении для изготовления деталей ротора и статора компрессора [7]. В литературе уде-

ляется большое внимание свойствам сплавов с СМК структурой при статических нагрузках [2, 6], в то время как их практическое применение для ответственных деталей машин требует изучения комплекса специальных технологических и эксплуатационных свойств, в том числе и прочности при циклических нагрузках.

Существующие публикации указывают на то, что для таких сплавов отмечается повышение предела выносливости в 1,5 раза, что свидетельствует о возможности увеличения ресурса деталей, для которых эти свойства являются критическими, например, для лопаток газотурбинных двигателей [8]. Однако объем исследований, посвященных оценке влияния повышенной температуры на выносливость титановых сплавов в области мало- и многоцикловой усталости весьма ограничен.

Целью настоящей работы являлось оценить выносливость титановых сплавов с субмикрокристаллической структурой в диапазоне рабочих температур.

2 Материалы и методы исследований

Исследования выполняли на образцах из титанового сплава технической чистоты ВТ1-0 в исходном (литом) и субмикрокристаллическом состояниях. Литые образцы получены методом вакуумно-дугового переплава. Субмикрокристаллическую структуру в образцах формировали интенсивной пластической деформацией, методом винтовой экструзии в Донецком ФТИ им. А. А. Галкина. [3]. Деформацию исходной заготовки выполняли при температуре 400 °C. С целью накопления больших степеней деформации и получения однородной структуры общее число проходов заготовки через винтовой

канал составляло пять раз, что обеспечивало размер структурных элементов (субзерен) на уровне 200...500 нм [9].

Испытания на малоцикловую усталость выполняли на плоских призматических образцах толщиной 2 мм в условиях жесткого режима нагружения при чистом изгибе на машине ИП-2. Частота нагружения составляла 1 Гц. В процессе испытаний при помощи оптического микроскопа МБС-9 осуществляли непрерывное наблюдение за предварительно подготовленным участком в зоне конструктивного концентратора напряжений образцов, для которого фиксировали число циклов до появления сетки микротрещин, их слияния в магистральную макротрешину и полного разрушения образца. Результаты испытаний для каждой из партий образцов (810 шт.) усредняли.

Испытания на многоцикловую усталость выполняли на призматических образцах при консольном изгибе. Напряжения в опасном сечении образца контролировали по амплитуде колебаний консольного конца с учетом изменения модуля упругости материала при нагреве. Частота нагружения соответствовала первой изгибной частоте образца и находилась в диапазоне 383...400 Гц. Образцы испытывали при температурах 20 °C, 200 °C, 300 °C и 400 °C. Предел выносливости определяли по методике, описанной в работе [10], на базе 10⁸ циклов.

Образцы для испытаний вырезали эрозионным способом. Микроструктуру образцов исследовали с помощью оптического микроскопа МИМ-8 и растрового электронного микроскопа JSM-T300 во вторичных электронах (темперопольное изображение). Фрактограммы разрушений получены при помощи растрового электронного микроскопа.

Рентгенографические исследования проводили на дифрактометре ДРОН-3М. Применили характеристическое излучение β -Си. Использовали несколько (3...5) углов θ и 2...5 съемок с одного и того же места образца при каждом из этих углов. Снимали по 3 дифрактограммы при четырех углах. Площадь облучаемого участка на поверхности образца составляла 1...10 mm^2 .

3 Результаты исследований и их обсуждение

Микроструктура исходного (литого) образца ВТ1-0 представляла собой крупные зерна претерпевшей распад β -фазы, в пределах которых отчетливо наблюдались более мелкие пластинчатые зерна α -фазы, собранные в несколько отличающиеся ориентацией пачки (рис. 1, *a*), что типично для литого α -титана. В результате деформационного воздействия наблюдалось значительное изменение структуры α -фазы, которая трансформировалась в кристаллические образования волнистой пластинчатой формы (рис. 1, *б*), что, очевидно, объясняется особенностями технологии получения данного материала. Как видно из рис. 1, *б*, интенсивная пластическая деформация привела к утонению структурных элементов с формированием четко выраженной направленности кристаллитов в пределах конкретного локального объема. Границы зерен α -фазы при использовании обычного травления и малых увеличений выявить не удалось. Исследования на растровом электронном микроскопе ($\times 5000$) показали, что структура является однородной, ориентированной и носит ячеистый характер (рис. 1, *в*). Средний размер ячеек в поперечной части составляет 400...1000 нм, в продольной – 1–5 мкм.

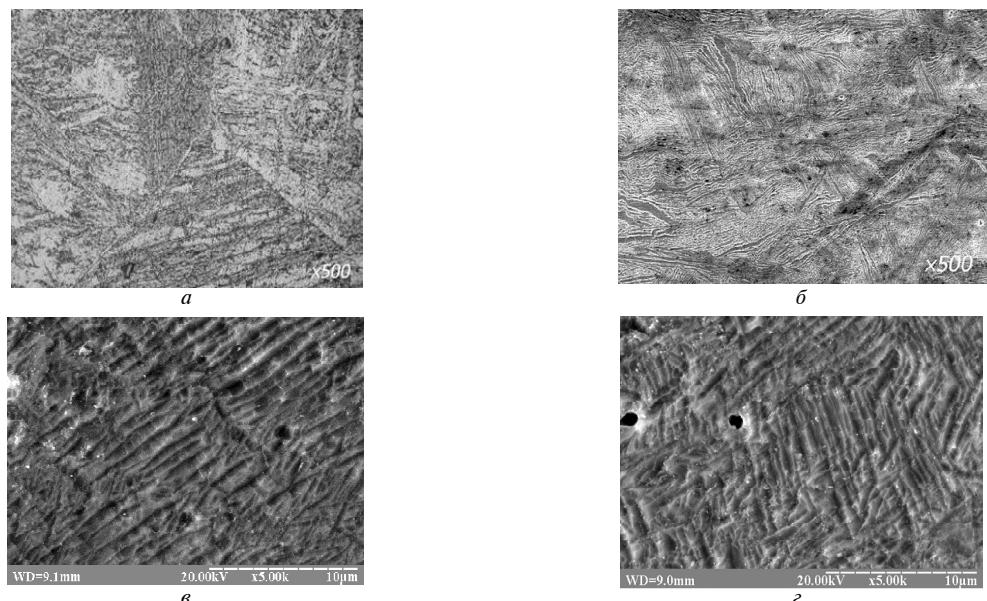


Рис. 1. Микроструктура α -фазы титана в различных структурных состояниях:
а – исходный образец; *б*, *в*, *г* – образцы после винтовой экструзии (направление «прокатки»)

Наличие преимущественной кристаллографической ориентировки было также обнаружено и при сравнительном анализе дифрактограмм литього и деформированного винтовой экструзией материала (рис. 2). В соответствии с которыми на дифрактограммах, полученных от деформированных образцов, имело место перераспределение интенсивностей рентгеновских пиков, что указывает на появление определенной ориентации зерен после винтовой экструзии по отношению к табличным значениям максимумов, характерных для литього состояния.

С целью установления характера взаимосвязей, протекающих в процессе экструзии структурных изменений с механическими и эксплуатационными свойствами, проводились испытания на усталость, в процессе которых определяли величину остаточной деформации после различного числа наработки образцов. По характеру данной зависимости можно судить об изменении механизмов деформации при соответствующем числе циклов.

Для выбора максимальных напряжений циклизирования были определены зависимости накопления остаточной микропластической деформации при квазистатическом изгибе от уровня приложенных напряжений (рис. 3).

Для всех исследованных образцов, на зависимостях накопления остаточной деформации от уровня приложенных напряжений можно выделить две стадии – линейную и параболическую. Линейная стадия соответствует пластической деформации отдельных, не контактирующих между собой зерен, а соседние зерна осуществляют упругую аккомодацию.

Начало параболической стадии связано с кооперативной пластической деформацией зерен. На параболической стадии скорость накопления остаточной деформации с увеличением напряжения резко возрастает. В работе [11] на ряде материалов показано, что напряжение перехода от

первой ко второй стадии (макроскопический предел упругости σ_0) примерно соответствует пределу выносливости или, по крайней мере, может характеризовать нижнюю границу значений предела выносливости.

На рис. 4, 5 показаны зависимости накопления остаточной деформации от приложенного напряжения для образцов в исходном состоянии и после винтовой экструзии при температурах 20 °C, 200 °C, 300 °C и 400° C. Зависимость предела выносливости образцов от температуры показана на рис. 6.

Полученные зависимости для всех исследованных сплавов имеют одинаковый характер. На кривых накопления остаточной деформации можно выделить, по крайней мере, две стадии с различной скоростью накопления остаточной деформации. Визуальное наблюдение за поверхностью образца в процессе циклизирования позволяет сказать, что последняя стадия – с максимальной скоростью накопления остаточной деформации – связана с образованием и быстрым распространением магистральной трещины для всех исследованных образцов. В материале, подвергнутом винтовой экструзии, на начальных стадиях накопление остаточной деформации с ростом числа циклов при сравнимых напряжениях циклизирования происходит с меньшей интенсивностью. Таким образом, и при циклическом нагружении большей стабильностью обладают образцы, подвергнутые интенсивной пластической деформации.

Результаты испытаний на усталость партий однотипных образцов в исходном и деформированном состояниях на базе 10^8 циклов подтвердили результаты испытаний по ускоренной методике и показали (рис. 7), что предел выносливости образцов в субмикрокристаллическом состоянии превышает аналогичное значение для образцов в исходном состоянии в 1,3...1,6 раза.

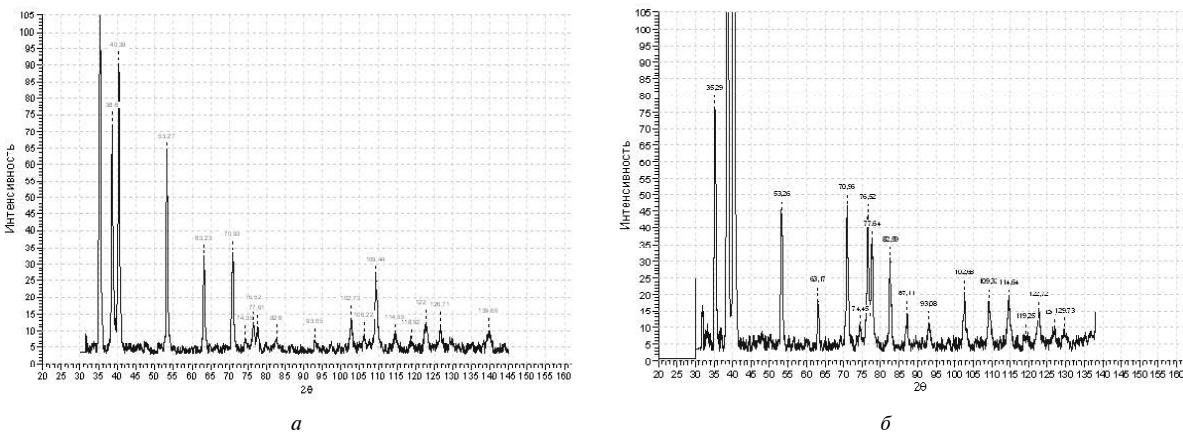


Рис. 2. Дифрактограммы титана в различных состояниях:
а – исходный образец; б – образец после винтовой экструзии

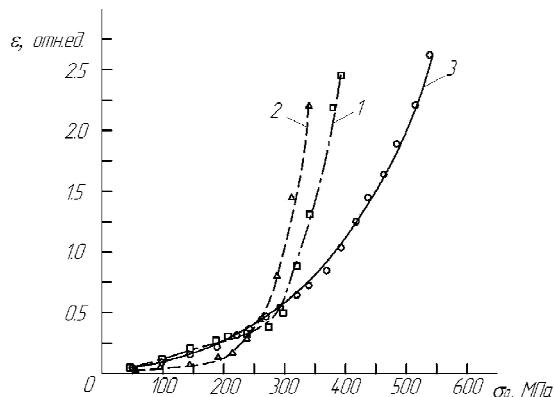


Рис. 3. Зависимость накопления остаточной деформации от напряжения циклирования для образцов в исходном состоянии:

1 — в литом состоянии; 2 — в литом состоянии после отжига; 3 — после винтовой экструзии

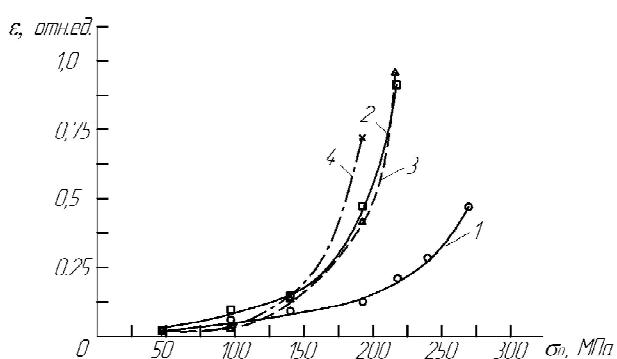


Рис. 4. Зависимость накопления остаточной деформации от напряжения циклирования для образцов в исходном состоянии (отжиг) при температурах:

20 °C — (1); 200 °C — (2); 300 °C — (3); 400 °C — (4)

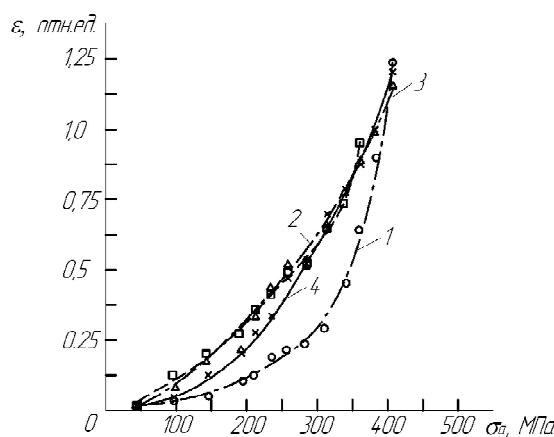


Рис. 5. Зависимость накопления остаточной деформации от напряжения циклирования для образцов после винтовой экструзии при температурах:

20 °C — (1); 200 °C — (2); 300 °C — (3); 400 °C — (4)

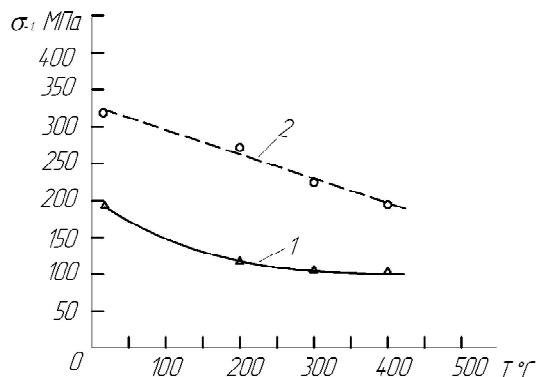


Рис. 6. Зависимость предела выносливости образцов от температуры

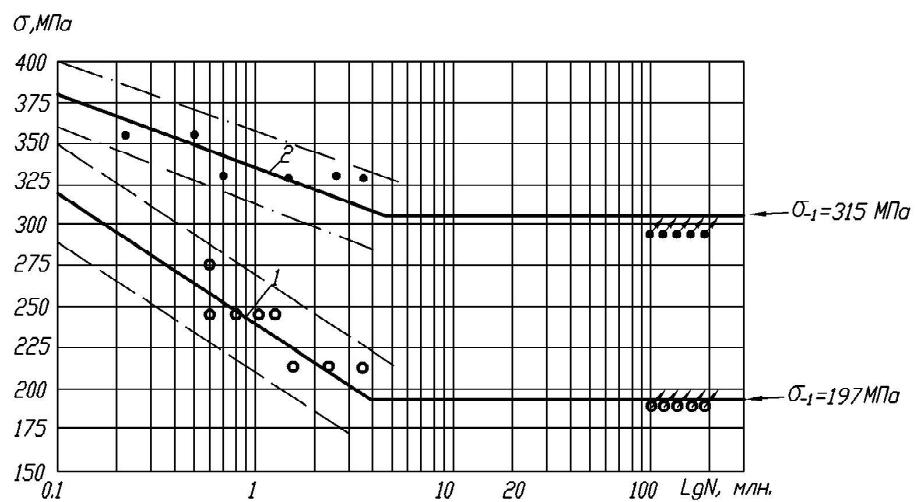


Рис. 7. Кривые выносливости для образцов с исходной (1) и СМК (2) структурой

С увеличением температуры предел выносливости снижается как в сплаве с СМК структурой, так и в материале с крупнокристаллической структурой. В диапазоне температур 200...220 °C значение предела выносливости для сплава в крупнокристаллическом состоянии стабилизируется, в то время как для сплава с СМК структурой его величина продолжает монотонно уменьшаться в исследованном диапазоне температур (см. рис. 6).

Характер изломов практически одинаков для всех исследованных образцов независимо от исходного структурного состояния (рис. 8, 9). По поверхности усталостного разрушения расположены нормально по отношению к боковым граням. Излом довольно однороден в центральной части образца и в области, подвергшейся при циклизации растижению. Область сжатия имеет несколько отличный вид и отделена от остальной поверхности четкой границей, проходящей вдоль всего образца. По-видимому, это зона долома. Ширина этой зоны составляет 25...40 мкм. Характер излома ближе к квазихрупкому. На изломе наблюдается значительное количество вторичных трещин. В соответствии с приведенной информацией можно говорить о сходстве механизмов разрушения.

Для определения влияния структурных фак-

торов на механизмы разрушения при циклических нагрузках с низкой частотой в упругопластической области деформаций проводили испытания на малоцикловую усталость.

Испытания на малоцикловую усталость показали, что образцы с СМК структурой имеют более высокую долговечность (табл. 1). Наблюдение за поверхностью образца показало, что последняя стадия накопления остаточной деформации связана с образованием и быстрым распространением магистральной трещины, которая зарождалась на боковой грани. При этом в образцах с СМК структурой трещины длительное время не наблюдались (более 1000 циклов). Возможно, это является результатом того, что скорость распространения малых усталостных трещин замедляется вследствие формирования при винтовой экструзии развитой субзеренной структуры и увеличением протяженности зернограницевых линий, что обусловливает реализацию барьерного механизма распространения магистральной трещины. Однако появление трещин большего размера приводило к быстрому образованию магистральной трещины и разрушению материала, что, в общем, является особенностью как титановых, так и других субмикрокристаллических материалов.

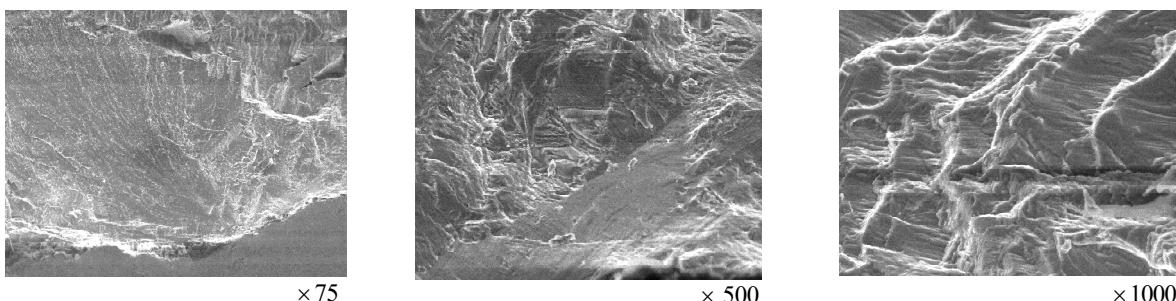


Рис. 8. Фрактограммы очаговой зоны излома образцов в исходном состоянии

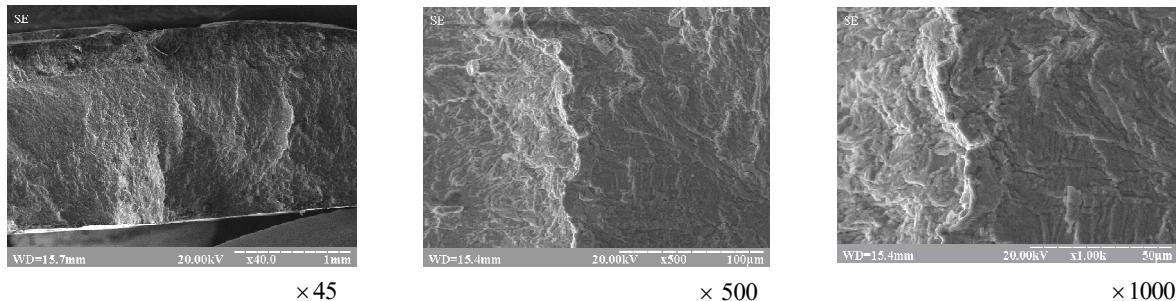


Рис. 9. Фрактограммы очаговой зоны излома образцов после винтовой экструзии

Таблица 1 – Результаты испытаний на малоцикловую усталость

Состояние образцов	Среднее значение числа циклов до разрушения, N , циклов	Среднеквадратичное отклонение числа циклов до разрушения
В исходном (крупнокристаллическом, литом) состоянии	1203	158
В субмикрокристаллическом состоянии	3326	323

Для титана в исходном состоянии характерно зарождение микротрещин в местах тройного стыка и их последующее слияние. Фрактографические исследования образцов в СМК состоянии показали наличие трех типичных для процесса усталости зон (зона зарождения трещины, зона ускоренного развития трещины и зона долома). На первой (припороговой) стадии распространения усталостные трещины распространялись прерывисто (рис. 10, б), при этом наблюдаются участки пластической деформации. Как видно из рис. 10, б, в месте зарождения каждой отдельной трещины образовывался ступенчатый рельеф, что говорит о слиянии в этом месте более мелких трещин в магистральную.

Трещины появлялись на поверхности образца, что можно пояснить неоднородностью структуры после механической обработки, и по объему образца, вследствие резкого увеличения количества дефектов в процессе интенсивной пластической деформации с последующим их скоплением и, соответственно, образованием микротрещин. Вязкие усталостные бороздки (рис. 10, г), расположенные перпендикулярно движению трещины, являются типичными признаками усталостного разрушения.

Излом, отвечающий стадии стабильного распространения трещины (рис. 10, в, г), по-видимому, соответствует вязкому разрушению: наблюдается смешанный характер разрушения (бороздчатый рельеф в сочетании с ямками), что типично для малоцикловой усталости. Наличие ямок может свидетельствовать о высокой пластичности.

Полученные результаты показывают, что интенсивная пластическая деформация титана приводит к повышению сопротивления малоцикловой усталости. Среднее число циклов до разрушения выросло почти в 3 раза, но при этом для образцов с СМК структурой наблюдается рост среднеквадратического отклонения количества циклов до разрушения в 2 раза. Различные структурные состояния исследуемого материала приводят к изменению механизмов зарождения микротрещин вследствие различия структурных факторов. Таким образом, следует отметить значительное влияние таких структурных факторов как общая протяженность зернограницевых линий, энергетическое состояние границ, субзеренное строение на механизм зарождения микротрещин и характер разрушения в целом.

4 Выводы

Таким образом, на основании проведенных исследований можно сделать следующие выводы.

1. Предел выносливости титановых сплавов в субмикрокристаллическом состоянии в многоциклической области превышает аналогичное значение для сплава в исходном (крупнозернистом) состоянии в диапазоне температур 20...400 °С в 1,3...1,6 раза.
2. Повышение температуры испытаний приводит к снижению предела выносливости сплава ВТ1-0 как в крупнокристаллическом, так и в субмикрокристаллическом состоянии.
3. Для сплава в субмикрокристаллическом состоянии наблюдается монотонное снижение пре-

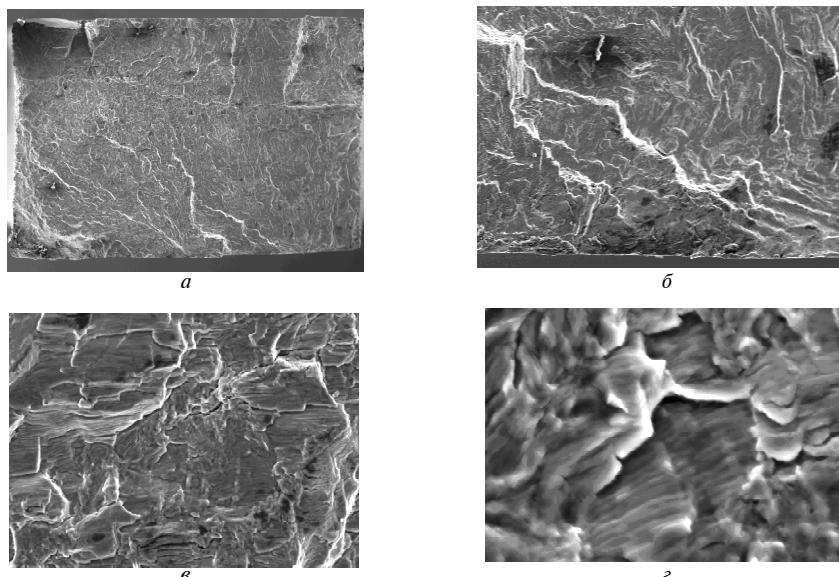


Рис. 10. Топография поверхности разрушения образцов с СМК структурой после испытаний на малоцикловую усталость:

а — общий вид излома ($\times 30$); б — место зарождения усталостной трещины ($\times 100$); в — зона распространения усталостной трещины ($\times 1000$); г — усталостные бороздки ($\times 5000$)

дела выносливости по мере увеличения температуры.

4. Долговечность образцов из сплава в субмикрокристаллическом состоянии в малоциклической области в 3 раза выше аналогичного значения для сплава в исходном состоянии.

Перечень ссылок

1. Гусев А. И. Наноматериалы, наноструктуры, нанотехнологии / А. И. Гусев. – М. : ФИЗМАТЛИТ, 2005. – 416 с.
2. Валиев Р. З. Наноструктурные материалы, полученные методом интенсивной пластической деформации / Р. З. Валиев, И. В. Александров. – М. : Логос, 2000. – 272 с.
3. Винтовая экструзия – процесс накопления деформации / [Я. Е. Бейтельзимер, В. Н. Варюхин, Д. В. Орлов, С. Г. Сынков]. – Донецк : Фирма ТЕАН, 2003. – 87 с.
4. Исследование геометрических параметров пазов диска компрессора типа «ласточкин хвост» и определение их оптимального сочетания / [Н. В. Гончар, Д. В. Павленко, М. А. Трубников, В. М. Чернецов] // Вісник двигунобудування. – 2007. – № 1. – С. 160–165.
5. Влияние холодной пластической деформации на структуру, деформационное поведение и механические свойства ультрамелкозернистого титана / [Г. П. Грабовецкая, Ю. Р. Колобов, К. В. Иванов, О. В. Забудченко] // Физическая мезомеханика 7, спец. вып., Ч. 2(2004). – С. 22–25.
6. Объемные наноструктурные материалы и сплавы с уникальными механическими свойствами для перспективных применений / [Р. З. Валиев, Д. В. Гундеров, М. Ю. Мурашкин, И. И. Семенова] // Вестник УГАТУ. – 2006. – Т. 7, № 3(16). – С. 23–24.
7. Скубачевский Г. С. Авиационные газотурбинные двигатели. Конструкция и расчет деталей : учебник для вузов / Г. С. Скубачевский; Г. С. Скубачевский. – [2-е изд., перераб. и доп.]. – М. : Машиностроение, 1965. – 451 с.
8. Практические аспекты применения титановых сплавов с нанокристаллической структурой / [В. А. Салищев, С. В. Жеребцов, С. П. Малышева и др.] // Сб. тр. Международной конференции Ti-2007 в СНГ. – 2007. – С. 235–242.
9. Павленко Д. В. Формирование субкристаллической структуры в сложнолегированных титановых сплавах / [Д. В. Павленко, А. В. Овчинников, А. Я. Качан и др.] // Перспективные материалы. – 2009. – № 7. – С. 240–244.
10. Павленко Д. В. Экспериментально-статистическая методика определения пределов выносливости материалов / Д. В. Павленко // Титан-2008: производство и применение : сб. тезисов докладов первой науч.-техн. конф. молодых ученых и спец. 1-2 октября 2008 г., Запорожье / отв. ред. Ю. Н. Внуков. – Запорожье : ЗНТУ, 2008. – С. 80–82.
11. Дударев Е. Ф. Микропластическая деформация и предел текучести поликристаллов / Е. Ф. Дударев. – Томск : Изд-во Томского университета, 1988. – 256 с.

Поступила в редакцию 24.06.2010

Павленко Д.В., Ткач Д.В., Грешта В.Л. Деформаційна поведінка і витривалість сплаву BT1-0 з субмікрокристалічною структурою

Наведено результати випробувань при циклічних навантаженнях зразків із сплаву BT1-0 в крупнокристалічному і субмікрокристалічному станах при кімнатній і підвищенні температурах. Показано, що створення субмікрокристалічної структури призводить до уповільнення швидкості накопичення залишкової деформації при циклічному навантаженні, підвищення довговічності та межі витривалості в робочому діапазоні температур сплаву.

Ключові слова: об'ємні наноматеріали, межа витривалості, титановий сплав, втома, руйнування, структура, злам.

Pavlenko D., Tkach D., Greshta V. Deformation behaviour and endu fatigue limit of alloy BT1-0 with submicrocrystalline structure

The results of tests at cyclic loadings of samples from alloy BT1-0 in largecrystalline and submicrocrystalline conditions at the normal and raised temperatures are presented. It is shown, that creation of submicrocrystalline structure leads to delay of speed of accumulation of residual deformation at cyclic loads, to increase of durability and an fatigue limit in a working range of temperatures.

Key words: bulk nonmaterials, fatigue limit, titanic alloy, weariness, destruction, structure, break.

УДК 669.018.2: 620.163.4

Ireneusz Telejko¹, Henryk Adrian², Bogdan Guzik³¹ Pedagogical University of Krakow, ² University of Science and Technology of Krakow,
³ Krakow Foundry Plant**HIGH TEMPERATURE BRITTLENESS OF CAST ALLOYS**

Over-all mechanical properties of alloys are extremely low at the last stage of solidification where alloy exists at brittle temperature range (BTR). When the solidification process is completed a sudden and marked change in strength and ductility of metal is observed. It means that as long as liquid phase is present, metal will fail in a brittle manner. There are known different theories of brittleness of alloys in existence of liquid phase. The idea involved by authors of the paper is as follows: three major factors caused by presence of liquid may be taken into account:

- decreasing the energy needed for crack nucleation;
- increasing atomic diffusional flux out of the crack tip;
- creating a path for abnormally quick diffusion of atoms from the crack tip.

Key words: high temperature brittleness, hot tearing, shrinkage brittleness, mushy state.

Introduction – mechanism of tear formation in solidifying alloy

The latest variation of the mechanism of extremely low of mechanical properties of solidifying alloys is proposed by Campbell [1] (Fig. 1).

The development of isolated regions of segregates is seen as tensile strain is applied. When this finally exceeds the ability of the liquid film to accommodate it, the action of the continued extension drains the liquid film, forming a tear [1].

During the first stages of solidification the quantity of solid phase is small and the dendrites are freely

dispersed in liquid, i. e. they are not in contact with each other (Fig. 1a). The metal possesses very little coherence and the contraction (because of cooling process) can be accommodated without difficulty. As the temperature falls quantity of liquid phase decreases. The development of coherent network of the dendrites with liquid films between their arms is observed as tensile strain is applied. (Fig. 1b). For the condition of less liquid, less strain can be accommodated by slip along the lubricated boundaries. The metal approaches «liquid film» stage [2] at the temperature

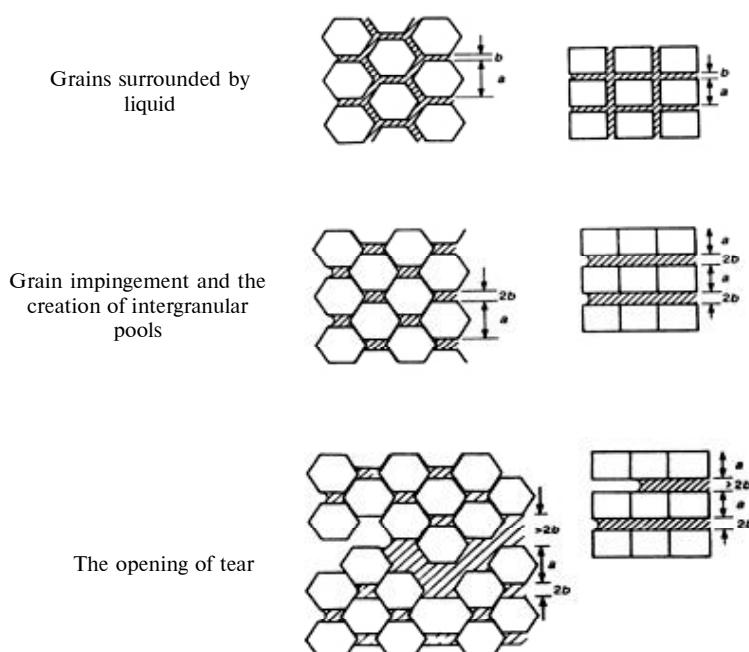


Fig. 1. Hexagonal and square models of grains, size a , surrounded by a liquid film of thickness b

that is near to solidus. According to widely accepted W.S. Pellini «liquid-film» theory [2], at the «liquid film» stage of solidification over-all mechanical properties of alloys are extremely low because the very narrow liquid films that separates solid grains have no appreciable strength compared to the adjoining solid dendrites.

If stresses arise, extension is highly concentrated in liquid film regions resulting in high unit strains. The liquid film is widened under the external stress until the critical width has been exceeded, at which point the liquid film recedes (Fig. 1c). Crack starts to develop. The tear propagates as the meniscus recedes further. Separation takes place between crystals. Fracture forms by disturbing of continuity of the liquid layer between crystals.

At the grain boundary, when the direct contact crystal-crystal is reached, the hundreds micrometers thick frontier zone of metal has a freezing point considerably below that of the bulk crystalline material. The effect of liquid film at the grain boundaries, but perhaps only a few atoms thick, is still present. This explains by the presence of impurities which have segregated to the grain boundaries. Even in the case of solidification of pure metals the outer surfaces of the metal and the internal grain boundaries are known to have a freezing point several hundred degrees below that of the bulk crystalline material [1–5]. The fracture process involves the rupture of solid/solid contact areas or «bridging points» (Fig. 2). If contact zones have progressed to such an extend that the strength of the metal will be greater than required to prevent interdendritic separation the general flow of the bulk material can occur and the hot metal may fail in a ductile manner [1–5]. Extension occurs by uniform creep flow of solid metal. The strains are distributed in a relatively uniform fashion through the coherent metal. No concentration of strains is possible. The effect is that the velocity of crack growth is reduced quite drastically.

Taking into consideration liquid film model of hot tearing, some workers have analysed the possibility to increase the tensile strength of an alloy at the liquid film stage. This results the following conclusions: tensile stress required to cause a

separation of crystals covered by liquid (strength of metal at liquid film state):

- is proportional to surface tension of liquid and inversely proportional to the thickness of liquid film; the effect of elements on the tensile strength of an alloy at the liquid film stage can be attributed to their influence on the surface tension [6, 7];

- depends on distribution of liquid phase; low dihedral angle (ie low interfacial energy between liquid and crystals) results in «spreading» of liquid over grain boundary and increases grain boundary area covered by liquid [8,9];

- depends on grain size; for a fixed dihedral angle and volume fraction of liquid a small grain size gives an increased area of solid-solid contact [10, 11].

The are known models [1, 2, 3, 10–17] that discuss an effect of various factors on the brittle temperature range (BTR) or on the time the alloy remains within this range. The broader is this range, the greater is the probability that the solidifying weld or casting will suffer a failure.

Model of hot tearing

The assumption of liquid film theory that the last-solidifying liquid is distributed in a film-like morphology is correct only for unrealistically low difference temperature between surface and core of solidifying ingot. This introduce some doubts on the generalization of the liquid film theory.

When real solidification process takes place one can distinguish at least two zones in the cross section of an ingot: a solid layer and an internal mushy zone.

Let us isolate the fragment of solidifying metal (Fig. 3) that compounds of two crystals and inclusion of liquid on their boundary-nuclei of crack.

An analysis of the energy required per unit increase in area of crack [4, 5, 22] implies that:

- 1) the lowest energy requires developing of crack which goes along the crystal boundaries being in contact with the liquid phase;

- 2) the presence of liquid phase in an alloy causes a decrease of the amount of the energy needed for the formation of the crack.

Thus, the presence of the liquid phase makes the process of the crack formation easy to start.

As tensile stress is perpendicular to crystal boundary, vacancies create on crystal boundary. The tip of liquid phase inclusion is under compression stresses and lack of vacancies appear. Diffusional flux out from the tip creates the nuclei of crack. The velocity of crack propagation by diffusion mass transfer is proportional to the diffusional flux out from the tip. At a given driving force for diffusion (governed by the acting stress) diffusional flux increases with the concentration of the atomic defects at the surface. The equilibrium concentration of these defects is expected to grow exponentially with the surface energy reduction.

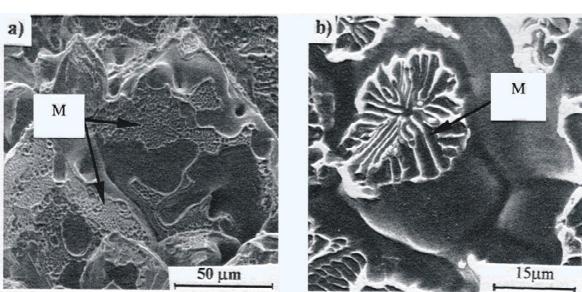


Fig. 2. Fracture surface of an weld of steel, showing the ruptured solid bridges M [3]

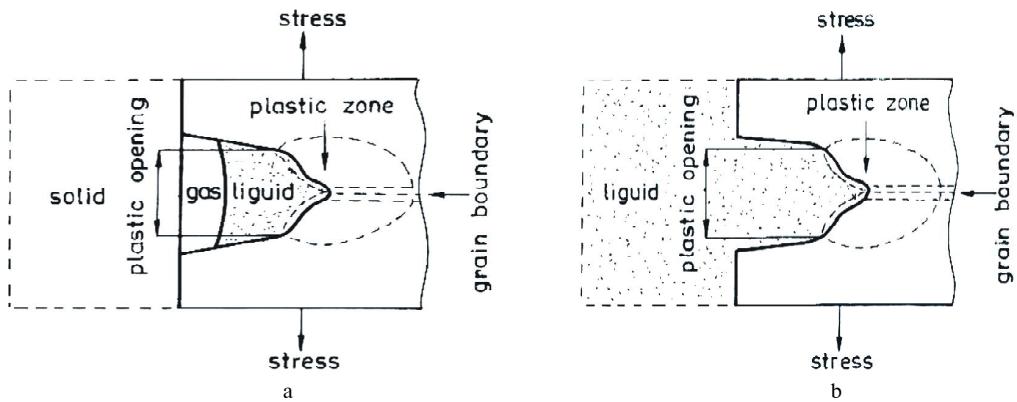


Fig. 3. Scheme of building of an alloy (end of solidification of casting): a – not enough liquid to fill a nuclei of crack and b – enough liquid to fill nuclei of crack [18]

In general, the surface energy at the solid metal-wetting liquid interface γ_{s-l} is typically from several to ten times smaller than γ_{s-g} at the solid – inert atmosphere interface [18]. The surface energy at the liquid metal – crystal formed from this liquid should be much lower. The first, chemical composition of crystal and liquid is almost the same, the second – there is almost ideal the fineness of crystal surface been in contact with liquid. Thus, surface energy reduction makes a wetted surface more efficient source of defects [18–20]. This suggests that a solid-liquid interface, in particular crystal – liquid metal formed from this crystal which is the most surface-active, should have much larger the equilibrium concentration of atomic defects than a free surface, that is to say should be more atomically rough [18]. At the given driving force for diffusion of vacancies from the wetted surface to climbing dislocations or growing vacancial voids in the near surface layer (governed by the acting stress) the diffusional flux should hence increase with the concentration of the active sites («kinks») at the surface. Thus, surface energy reduction because of presence of liquid makes the driving force for the crack extension greater [18].

The number of atoms have to be removed from the tip to increase crack length. Robertson [21] probably as the first recognized that liquid can act as a very fast pathway. Glickman [18] submit as the possible transport mechanism the abnormally fast surface diffusion. The important is that the constituents which form with the base metal low melting point surface products make surface diffusivity D many orders of magnitude larger than its normal value in solid D_s and larger than in liquid D_L [18, 21].

At the late stages of solidification there is insufficient liquid metal available and the path of liquid from other areas is blocked by the network of dendrites to allow refilling and healing of the created tears. The volume of liquid phase decreases with time lapse. When the liquid is sucked into a crack, a void within the interdendritic space occurs on the back side of the crack as a consequence of crack

developing. (Fig. 3a). The increasing liquid viscosity brings a simultaneous drop of diffusivity. Because of the small volume, liquid concentrates at the crack tip and within a narrow area around the tip and finally there is lack of liquid at the crack tip and there is no longer the path for an easy diffusion.

In general, type of cracking (brittle or ductile) is controlled by velocity of crack growth. The mechanism of failure depends on whether during the deformation process the crack is able to attain its length before the ultimate deformation occurs. The idea is presented in Fig. 4 [18]. It is assumed that because of presence of liquid the grain boundary crack increases its dimensions with the velocity according to curve 2 (Fig. 4b) and reach a characteristic dimension L_{ch} in a short time τ_2 . At a given strain rate, the short time of crack growth determines a small deformation to failure – elongation A_2 – as well as small stress to failure – ultimate tensile stress R_{m2} (Fig. 4a). If velocity of crack growth is small (Fig. 4b, curve 1, no liquid) before the length of slow growing crack attains dimension L_{ch} the sample fails ductile after long time τ_1 , and mechanical properties attain values: elongation A_1 , tensile stress R_{m1} (Fig. 4a). The lower is the crack growth the longer the time-to-failure. At a given strain rate, long time to failure determines directly high elongation to failure. The increase in elongation causes a proportional increase in the tensile strength.

Verification of model

Presented model suggests, that alloys fail in the brittle manner because liquid accelerates crack extension while the fundamental properties of the solid are not affected. To verify this suggestion the tensile tests of steels at high temperatures were made. Samples of cast carbon steel (0,22 %C) after testing at different temperatures are shown in Fig. 5. Let us notice, that there is a narrow temperature range at which the very rapid change in reduction of area begins. Fig. 6 shows the deformation curves of samples showing in Fig. 5. At the initial stage, these curves

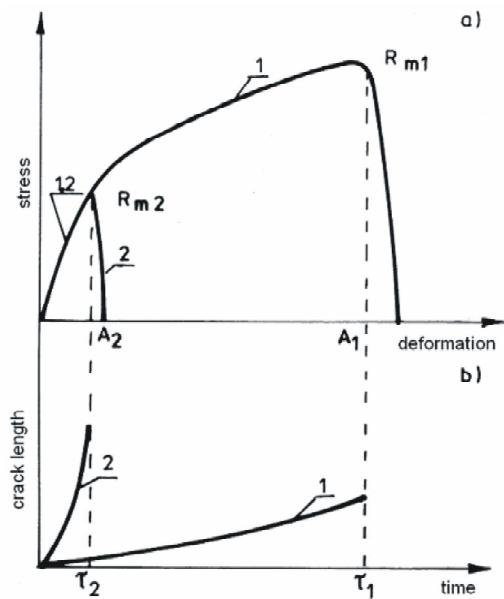


Fig. 4. Scheme of strain-stress diagram (a) and kinetics of development of crack nuclei (b)

are similar to each other. In the case of curve for steel tested at temperature 1496°C the rapid drop of force after short time of test is observed. The crack size has been reached characteristic diameter (diameter of sample), finally resulting in brittle fracture. Remaining curves have a rounded maximum drop in a mild way due to the formation of a severe necking down, reaching 100 %. Therefore it is to be expected that in spite of a reduced force, the stress in the specimen will continue to increase until the plastic failure occurs. Similar results were obtained for the other grades of steel. Examples of diagram for cast steel 0.42% C is shown in Fig. 7.

It suggests, that presence of liquid does not affect the fundamental properties of the solid metal. The solid phase fails in a macroscopically brittle manner because liquid accelerates dramatically the crack kinetics

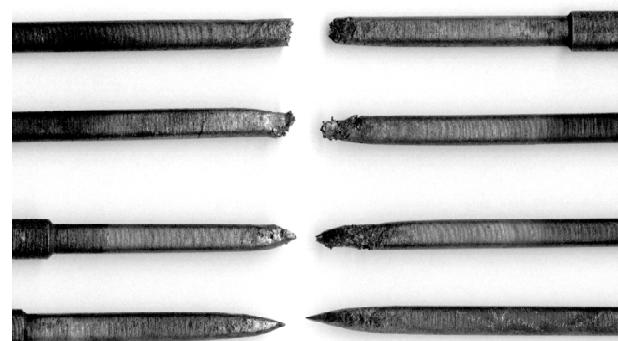


Fig. 5. Samples of cast carbon steel (0,22 %C) after testing at different temperatures

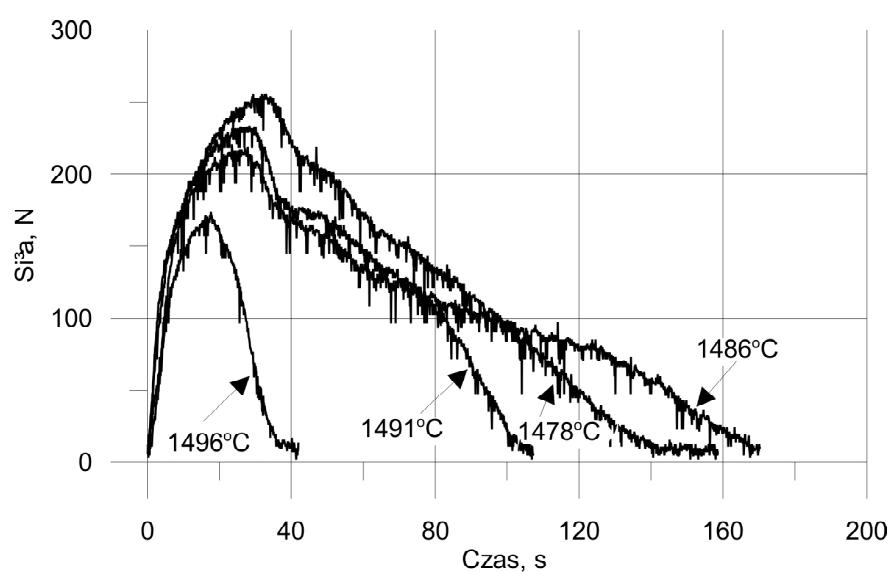


Fig. 6. Cast steel 0,22 %C, force – time curves for different temperatures, rate of deformation 0,13 mm/s

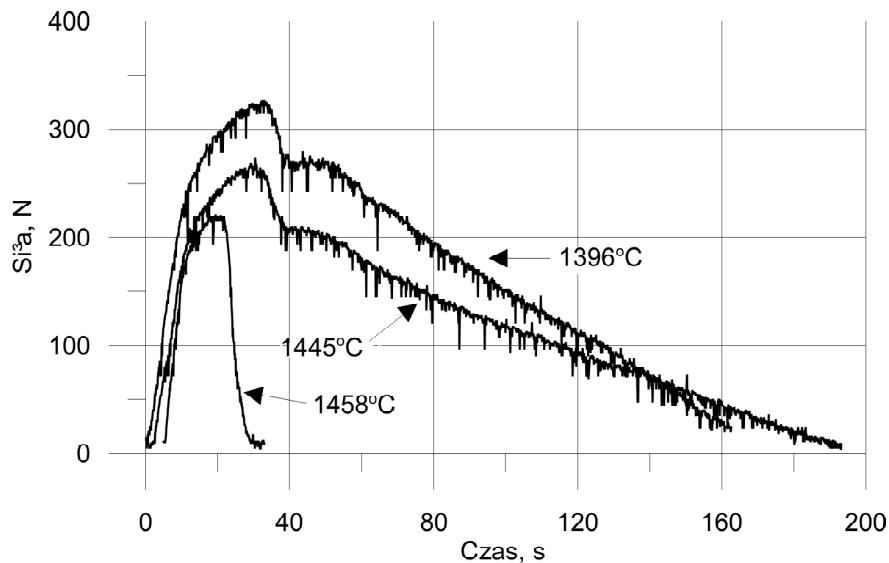


Fig. 7. Cast steel 0,42 % C, force – time curves for different temperatures, rate of deformation 0,13 mm/s

Summary

As long as liquid phase is present solidifying metal will fail in a brittle manner. Brittleness is not caused by presence of shrinkage voids, since voids are formed only as a result of the liquid penetrating into the opening crack which is a nucleus of fracture. At the moment when the liquid volume is insufficient, the development of brittle fracture will be hampered in spite of the shrinkage porosities already formed in the alloy. The presence of a liquid perfectly wetting the crystals considerably increases the rate of the crack. After transition to the ductile state, the initial increase of force is similar, but because the rate of the crack growth is low, failure occurs with a very severe plastic deformation.

The phenomenon of brittle failure of alloys within the range of solidification temperatures is a special case of LME.

References

1. Campbell J. Castings. Butterworth Heinemann, London 2003.
2. Pellini W.S. The Foundry 1952, Vol. 80. – N 11. – 125 p.
3. Tasak E. Metalurgia spawania / Tasak E. – Wyd. JAK, Krakow 2008.
4. Nowikow I. I. Goriazciomkost cwietynych mietallow i splawow / Nowikow I. I. – Moskwa : Nauka, 1966.
5. Kruchosć staliwa w zakresie temperatur stanu stało-cieklego. Seria Monografie nr 1/2004, Katedra Odlewnictwa Staliwa AGH, Wyd. Akapit, Krakow 2004.
6. Borland J.C. British Welding 1960. – Vol. 8. – 508 p.
7. Gerds A.F. i inni: Hot Tears Defects in Steel Castings. Special Report no 1, Steel Founders' Soc. of America, Rocky River 1970.
8. Telejko I. Hot tearing criterion of cast steel. Nowi materiały i technologie w miedziarstwie i maszynobudownictwie / Telejko I. // Zaporizkij nacionalnij tiechnicznij uniwersitet. Naukowyj zurnal, 2003. – nr 2. – S. 94–99.
9. Balandin G. F. Litiejnoje Proizvodstwo / Balandin G. F., Kaszircew L. P. – 1978. – nr 1. – 5 s.
10. Chojecki A. Odlewnictwo staliwa / Chojecki A., Telejko I. – Wyd. Akapit, Krakow 2003.
11. Sawiejko W.N. Litiejnoje Proizvodstwo / Sawiejko W.N. – 1961. – nr 10. – 29 s.
12. Patterson W. i inni: Giesserei-Forschung 1967. – t. 19. – N 4. – 161 s.
13. Smith C.S. Metal Interfaces, American Soc. for Metals, Cleveland, 1952. – 65 p.
14. Campbell J. Cast Metals Research Journal, 1969. – Vol. 1, N 5. – 1 p.
15. Wray P. J. Metallurgical Transactions, 1976. – Vol. 7B. – 639 p.
16. Garland J. G. Ph. D. Thesis. University of Cambridge, 1972.
17. Smith C.S. Trans / Smith C.S., Guttmann L. // Met. Soc. AIME 1953. – Vol. 81. – 197 p.
18. Glickmann E.E. Mechanism of liquid embrittlement by simple experiment : from atomistic to life-time. NATO Advanced Study Institute, Greece 1999.
19. Glickmann E.E., Nathan M. Journal of Appl. Phys, 1999. – Vol. 85. – 3185 p.
20. Asby M.F., Jones D.R. Engineering Materials. Pergamon Press, Oxford 1991.
21. Robertson W.M. Trans. Met. Soc. AIME 1966. – Vol. 236. – 1478 p.

22. Chojecki A. Liquid metal effect on embrittlement phenomena within the solidification / Chojecki A., Telejko I., Kozelsky P. // Proc. of Conf. «New Challenges in Mesomechanics», Aalborg Univ., Denmark, 26-30.08.2002. – Vol. 1. – 11 p.
23. Chojecki A. Pekanie w zakresie temperatur kruchosci jako szczegolny przypadek kruchosci wywolanej obecnoscia fazy cieklej / Chojecki A., Telejko I. // Arch. Technologii Budowy Maszyn i Automatyzacji, Poznan 2001. – T. 21. – S. 33–40.
24. Telejko I. Participation of liquid phase in solidification cracking of cast alloys. In monography «Problems of modern techniques in engineering and education». Pedagogical University of Cracow, Institute of Technology, Cracow 2006. – 31 p.

Поступила в редакцию 07.07.2010

Иренеус Телейко, Генрик Адриан, Богдан Гузик Высокотемпературная хрупкость литьевых сплавов

В целом, механические свойства сплавов являются крайне низкими на последней стадии кристаллизации, на которой сплав находится в диапазоне температурной хрупкости. Когда процесс кристаллизации завершается, наблюдается внезапное резкое изменение прочности и пластичности металла. Это означает, что до тех пор, пока присутствует жидккая фаза, металл будет хрупко разрушаться. Известны различные теории хрупкости сплавов при существовании жидкой фазы. Идея авторов статьи заключается в следующем: должны быть приняты во внимание три основных фактора, обусловленные наличием жидкости:

- уменьшение энергии, необходимой для зарождения трещины;
- увеличение атомного диффузионного потока из вершины трещины;
- создание пути для аномально быстрой диффузии атомов из вершины трещины.

Ключевые слова: высокотемпературная хрупкость, высокотемпературное разрушение, усадочная хрупкость.

Іренеус Телейко, Генрік Адріан, Богдан Гузик Високотемпературна крихкість ливарних сплавів

У цілому механічні властивості сплавів є вкрай низькими на останній стадії кристалізації, на якій сплав знаходитьться в діапазоні температурної крихкості. Коли процес кристалізації завершується, спостерігається раптово різка зміна міцності та пластичності металу. Це означає, що до тих пір, поки присутня рідка фаза, метал буде крихко руйнуватися. Відомі різні теорії крихкості сплавів при існуванні рідкої фази. Ідея авторів статті полягає в наступному: повинні бути прийняті до уваги три основні чинники, обумовлені наявністю рідини:

- зменшення енергії, необхідної для зародження тріщини;
- збільшення атомного дифузійного потоку з вершини тріщини;
- створення шляху для аномально швидкої дифузії атомів з вершини тріщини.

Ключові слова: високотемпературна крихкість, високотемпературне руйнування, усадочна крихкість.

УДК 669.714.1

**К. Н. Лоза¹, д-р техн. наук А. А. Митяев²,
д-р техн. наук И. П. Волчок², В. В. Лукинов¹**

¹ОАО «Мотор Сич», ²Запорожский национальный технический университет

ПОВЫШЕНИЕ КАЧЕСТВА ПОРШНЕВОГО СПЛАВА АЛ25

Приведены результаты экспериментальных исследований физико-механических и служебных свойств поршневого сплава АЛ25, полученного рециклингом из 100 % возврата. Показаны пути повышения качества вторичных поршневых сплавов.

Ключевые слова: поршень, возврат, рециклинг, структура, свойства, модифицирующий комплекс.

Введение

Поршень является ответственной деталью двигателя внутреннего сгорания. Его повреждение или выход из строя приводит к немедленному прекращению эксплуатации двигателя и необходимости проведения трудоемкого и дорогостоящего капитального ремонта.

Основными причинами выхода из строя деталей цилиндро-поршневой группы являются: задиры на поршне и цилиндре, осыпание зеркала цилиндров, разрушение поршневого кольца, выпадение стопорного кольца, динамическое разрушение и прогар поршня.

Результаты и их обсуждение

В работе был проведен анализ дефектов цилиндро-поршневой группы следующих изделий: бензопилы «Мотор Сич-270», мотоблока «Мотор Сич МБ-4,05» и подвесного лодочного мотора «Мотор Сич-40».

Результаты обработки дефектных ведомостей по данной группе товаров в период с 2003 по 2009 год свидетельствуют о том, что несоответствие деталей по бензопиле составляло за отчетный период 0,43...1,5 %, по мотоблоку – 0,42...1,16 % и по лодочному мотору – 5...61 %. Большое количество дефектов цилиндро-поршневой группы подвесного лодочного мотора «Мотор Сич-40» обусловлено тем, что на момент сбора данных технология изготовления его деталей находилась в стадии опытно-промышленного освоения.

Анализ дефектов и причин выхода из строя двигателей внутреннего сгорания показал, что задиры на поршне и цилиндре, а также осыпание зеркала цилиндров обусловлено, в большинстве случаев, высоким коэффициентом теплового линейного расширения материала поршня (рис. 1, а, б). В результате недостаточно высокой жаропрочности и коррозионной стойкости происходит прогар поршня (рис. 1, в, г). Разрушение поршневого кольца или выпадение стопорного

кольца приводят к деформации и выходу из строя поршня в зазоре с цилиндром (рис. 1, д). По причине несовершенства структуры или наличия литейных дефектов возможно механическое разрушение поршня, которое сопровождается образованием трещин и сколов значительных объемов металла (рис. 1, е).

Накопление больших количеств возврата (бркованные детали, литники, стружка) поршневого сплава АЛ25 требует разработки эффективных способов его переработки, прежде всего, в условиях ОАО «Мотор Сич». Технологии, разработанные и ориентированные на первичные сплавы, в данном случае не всегда эффективны в связи с повышенной загрязненностью отходов различными неметаллическими материалами и железом.

Заводская технология выплавки сплава АЛ25 (АК12М2МгН) для поршней бензопилы «Мотор Сич-270», мотоблока «Мотор Сич МБ-4,05» и подвесного лодочного мотора «Мотор Сич-40» заключалась в плавлении шихтовых материалов в графитовом тигле в газовой печи с последующим модифицированием расплава фторцирконатом калия K_2ZrF_6 при температуре 720 °C. Модификатор в количестве 0,5...1,0 % от массы шихты засыпался на зеркало расплава с последующим замешиванием в него в течение 2...3 минут. Затем проводили отстаивание расплава, удаление шлака и фильтрацию сплава при переливе в раздаточную печь через стеклосетку ССФ2-ССФ3. Литье в кокиль, полученного таким способом металла, обеспечивает получение поршней, которые имеют заданный уровень механических свойств и достаточно модифицированную структуру по всему сечению поршня (рис. 2). Однако такая структура, согласно рекомендациям фирмы «Mahle» (Германия), не является оптимальной. Это подтверждается тем фактом, что в процессе работы поршня, под влиянием циклических действий температуры и давления, структура сплава претерпевает изменения. Наблюдается

снижение степени модифицирования сплава, которое проявляется в укрупнении кристаллов кремния в эвтектике и увеличении расстояния между центрами ветвей II порядка дендритов α -твердого раствора кремния в алюминии (см. рис. 2). Такое изменение структуры происходит по всему сечению поршня, что свидетельствует о недостаточной термической стабильности ее первоначального состояния (см. рис. 2).

В связи с этим возникла необходимость стабилизации структуры поршня и исключения ее изменений под воздействием рабочих температур. С учетом наследственности алюминиевых сплавов была предпринята попытка получения оптимальной структуры при переплаве 100 % возврата поршневых материалов из сплава АЛ25. Идея заключалась в том, что при переплаве модифицированного возврата и небольшого времени его нахождения в жидком состоянии эффект модифицирования не исчезает полностью, а ослабевает, позволяя получать так называемую размодифицированную структуру, рекомендованную для поршней фирмой «Mahle».

Однако во вторичных сплавах, вследствие загрязнения примесными элементами и, в первую очередь, железом, образуются комплексные интерметаллидные фазы пластинчатой формы и больших размеров, которые отрицательно влияют на уровень механических свойств. В то же время они являются достаточно тугоплавкими, что положительно сказывается на повышении жаропрочности, необходимой для этих сплавов. Обладая низким коэффициентом диффузии в алюминии, железо и тугоплавкие фазы на его основе способны значительно повысить жаропрочность данных сплавов и выступить как полезный легирующий элемент. Исходя из этого, с целью повышения уровня механических свойств вторичных сплавов, при сохранении их повышенной жаропрочности, следует изменить форму интерметаллидных включений с пластинчатой на компактную, уменьшить их размеры и обеспечить равномерное распределение в объеме металла, что будет соответствовать принципам, заложенным в требованиях к микроструктуре поршневых сплавов.



Рис. 1. Основные виды повреждений поршней из сплава АЛ25:

a, б – задиры; в, г – прогар; д – повреждение вследствие разрушения поршневого или выпадения стопорного кольца; е – механическое разрушение

В связи с этим встала задача разработки модифицирующего комплекса, основное действие которого было направлено на изменение формы, размеров и характера распределения интерметалличидных фаз, а также обеспечивало бы эффективную рафинирующую обработку расплава от неметаллических включений и растворенных газов. На основе результатов испытаний металла экспериментальных плавок был разработан и оптимизирован состав модифицирующего комплекса, который защищен патентом Украины [1].

Известно, что на процесс структурообразования, а также конечный уровень физико-механических и служебных свойств, помимо составов флюсов и модификаторов, существенное влияние оказывает их количество. Поэтому в ходе отработки экспериментальной технологии полу-

чения вторичного сплава АЛ25 определялось оптимальное количество разработанного модифицирующего комплекса (МК). С этой целью было проведено 6 плавок, различающихся технологией модификации (табл. 1).

Было установлено, что с увеличением присадки МК количество дефектных мест в слитках значительно снижалось, а при использовании 0,15...0,20 масс.% МК они полностью отсутствовали (рис. 3). При этом заметно увеличилась глубина усадочной раковины слитка, что при отсутствии внутренних дефектов свидетельствовало о повышении плотности металла слитка. Макроструктура изломов экспериментального сплава показала, что обработка расплава МК обеспечивает получение равномерной мелкозернистой макроструктуры (рис. 4).

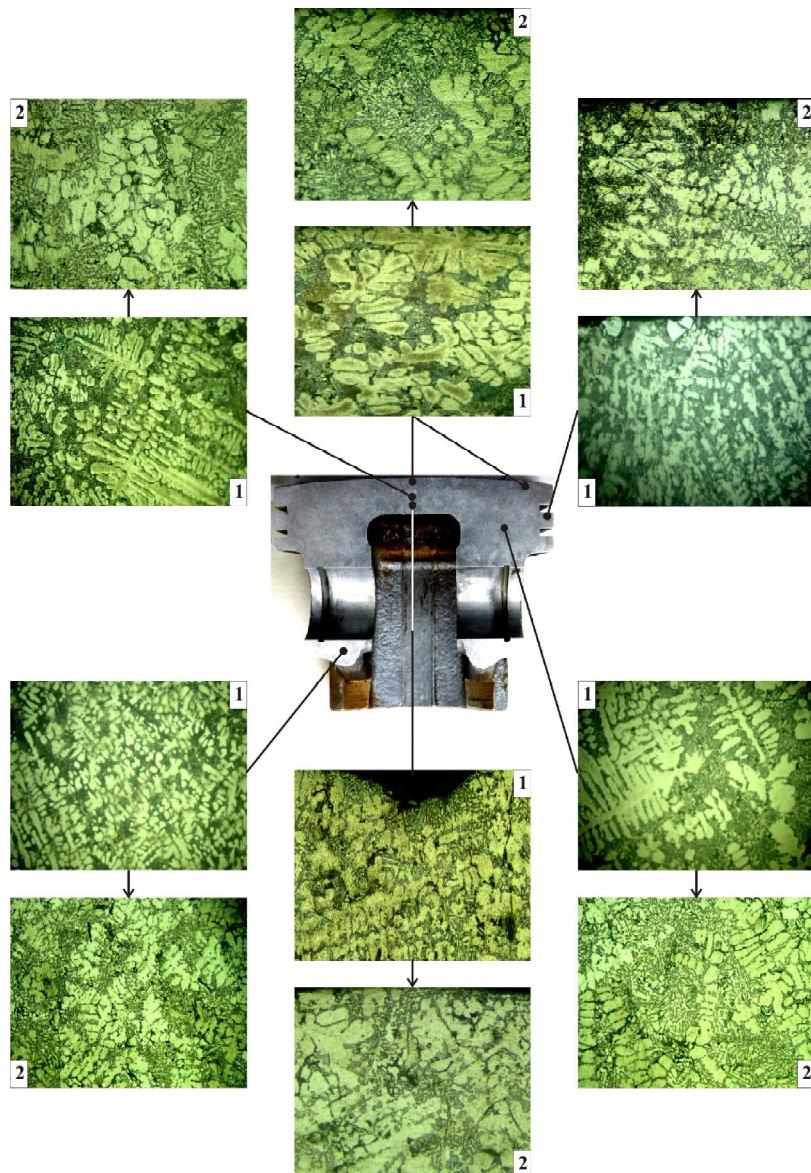


Рис. 2. Микроструктура разных зон поршня из сплава АЛ25 ($\times 200$):

1 – до эксплуатации; 2 – после эксплуатации в течение 100 часов

Таблица 1 – Характеристика экспериментальных плавок

Номер технологического варианта плавки	Суть технологического варианта
0	Плавка возврата сплава АЛ25 под покровным флюсом (33 %KCl, 67 %NaCl), в количестве 2,0 %
1	Технологический вариант № 0 + обработка расплава МК в количестве 0,05 %
2	Технологический вариант № 0 + обработка расплава МК в количестве 0,1 %
3	Технологический вариант № 0 + обработка расплава МК в количестве 0,15 %
4	Технологический вариант № 0 + обработка расплава МК в количестве 0,20 %
5	Технологический вариант № 0 + обработка расплава МК в количестве 0,25 %

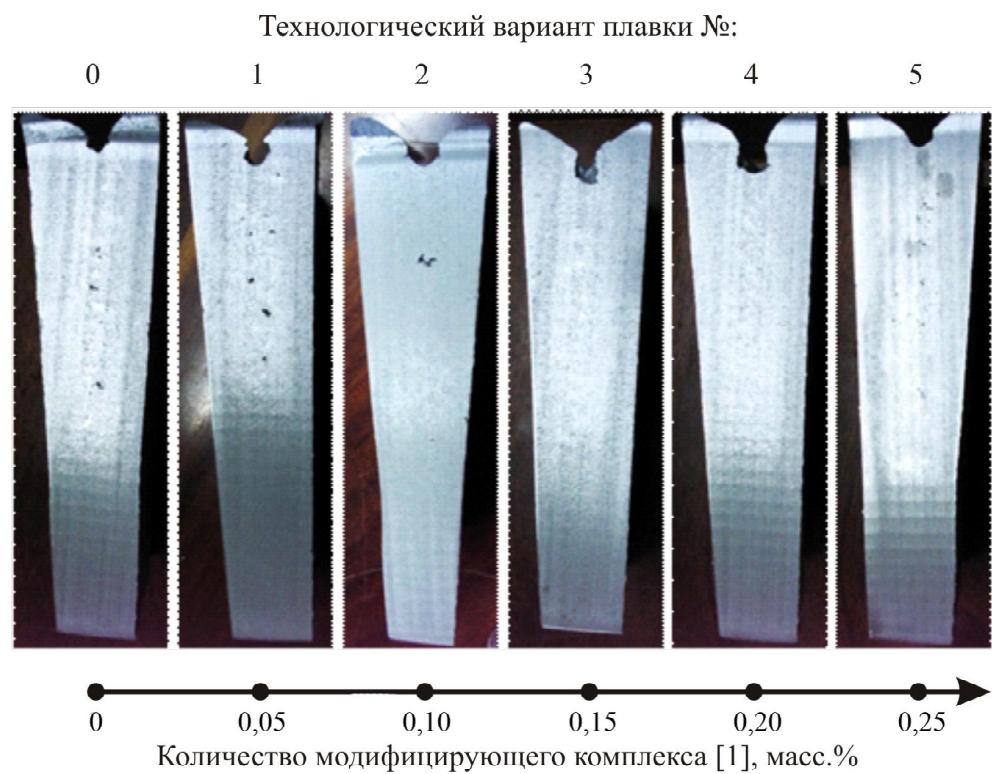
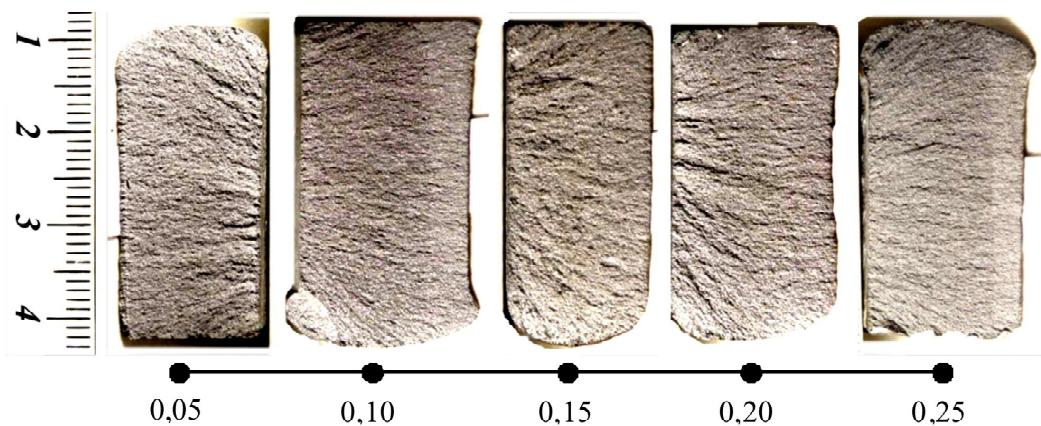
**Рис. 3. Характер дефектов кокильных слитков вторичного АЛ25****Рис. 4. Макроструктура изломов вторичного сплава АЛ25, обработанного МК ($\times 1,5$)**

Таблица 2 – Свойства сплава АЛ25 при комнатной и повышенных температурах, полученного по разным технологическим вариантам

Характеристика материала и дополнительной обработки	Механические свойства при 20 °C		Твердость НВ после выдержки при 300 °C в течение 100 часов, МПа	Время до разрушения при $P = 50$ МПа и $T = 300$ °C, час	Примечание
	σ_B , МПа	НВ, МПа			
Заводская технология	Первичный сплав АЛ25 без модифицирования	210,7	950	570	116 ⁰⁰ *
	Модифицирование 0,05 % SiC	210,6	1040	728	104 ⁰⁰ *
	Модифицирование 0,2 % SiC	246,0	1100	770	121 ⁰⁰ *
	Модифицирование 0,05 % SiC + 0,1 % K ₂ ZrF ₆	248,0	1040	728	172 ⁰⁰ *
	Модифицирование 1,2 % SiC + 2,4 % K ₂ ZrF ₆	244,0	1080	756	124 ⁰⁰ *
Экспериментальная технология	Первичный сплав АЛ25 без модифицирования	294,3	1170	–	61 ⁰⁰
	Модифицирование 0,05 % Al ₂ O ₃	272,0	1340	–	50 ⁰⁰
	Модифицирование 0,5 % Al ₂ O ₃	307,7	1290	–	61 ⁰⁰
	Модифицирование 0,05 % Al ₂ O ₃ + 0,2 % K ₂ ZrF ₆	285,7	1290	–	65 ³⁰
	Модифицирование 0,5 % Al ₂ O ₃ + 1,0 % K ₂ ZrF ₆	287,3	1340	–	36 ⁰⁰
Сплав АЛ25 по ДСТУ 2839-94 (ГОСТ 1583-93)	Переплав 100% возврата АЛ25 без модифицирования (вторичный АЛ25)	259	1085	770	138 ⁴⁵ **
	Модифицирование 0,05 % МК ¹	251	1070	760	191 ²⁰ **
	Модифицирование 0,10 % МК	257	1370	770	220 ⁴⁵ **
	Модифицирование 0,15 % МК	258	1280	770	411 ⁴⁵ **
	Модифицирование 0,20 % МК	269	1120	770	245 ⁰⁰ **
	Модифицирование 0,25 % МК	249	1070	770	235 ⁰⁰ **

Металлографический анализ структуры металла опытных плавок после обработки Т1 показал некоторое ее огрубление при сохранении основных принципов, заложенных в рекомендациях фирмы «Mahle».

Следующим этапом работы было выяснение влияния технологии рециклинга на уровень механических свойств экспериментальных сплавов и длительную прочность, которая согласно ГОСТ 10145-81 является показателем жаропрочности алюминиевых сплавов. Испытания проводили путем определения времени до разрушения образцов из исследуемых сплавов при температуре $T_{usn} = 300$ °C и нагрузке на образец $P = 50$ МПа.

Результаты исследований вторичных экспе-

риментальных сплавов были сравнены с результатами, полученными на ОАО «Мотор Сич» по заводской технологии (табл. 2). Было установлено, что экспериментальная технология и разработанный МК обеспечивают после рециклинга возврата получение уровня механических свойств, соответствующего требованиям ДСТУ 2839-94 (ГОСТ 1583-93). В то же время по характеристикам показателей жаропрочности экспериментальные сплавы имели явное преимущество в сравнении с заводскими. Так, время до разрушения экспериментального сплава при температуре $T = 300$ °C и нагрузке $P = 50$ МПа в 2,4 раза превосходило аналогичный показатель заводского сплава (см. табл. 2).

Важной характеристикой поршневых сплавов является коэффициент теплового линейного расширения (КТЛР). Снижение КТЛР является актуальной задачей, так как уменьшает количество отказов двигателя и затрат, связанных с его ремонтом.

Исследованиями установлено, что с целью уменьшения значений КТЛР при рециклинге возврата, расплав следует обрабатывать модифицирующим комплексом в количестве 0,15...0,20 масс.%. Достигнутое снижение КТЛР на 5...13 % позволит использовать для производства поршней 100 % возврата, уменьшить количество отказов двигателей внутреннего сгорания по причине выхода из строя поршней, повысить их надежность и работоспособность, а также снизить расходы, связанные с производством, эксплуатацией и ремонтом двигателей.

Выводы

1. Разработан высокоэффективный модифицирующий комплекс, обеспечивающий получе-

ние вторичных сплавов, по качеству соответствующим первичным.

2. С его применением разработана технология рециклинга возврата сплава АЛ25 с целью изготовления поршней с высоким уровнем физико-механических и эксплуатационных свойств.

3. Определены оптимальные состав и количество модифицирующего комплекса.

4. Проведено промышленное опробование разработанных материалов и технологий в условиях ОАО «Мотор Сич».

Перечень ссылок

1. Пат. 46094 Україна, МПК (2009) C22C1/00. Модифікувальний комплекс для алюмінієвих сплавів / Лоза К.М., Мітяєв О.А., Волчок І.П. ; заявник і патентоутримувач Запорізький нац. техн. ун-т. – № u200905914 ; заявл. 09.06.2009 ; опубл. 10.12.2009, Бюл. № 23.

Поступила в редакцию 06.07.2010

Лоза К.М., Мітяєв О.А., Волчок І.П., Лукінов В.В. Підвищення якості поршневого сплаву АЛ25

Наведено результати експериментальних досліджень фізико-механічних і службових властивостей поршневого сплава АЛ25, який було отримано рециклінгом із 100 % возврату. Показано шляхи підвищення якості вторинних поршневих сплавів.

Ключові слова: поршень, возврат, рециклінг, структура, властивості, модифікувальний комплекс.

Loza K., Mityayev A., Volchok I., Lukinov V. Quality improving of piston alloy AL25

The results of experimental research of physical, mechanical and service properties of piston alloy AL25 obtained from recycling of 100 % of return are given. The ways of quality improving of secondary piston alloys are submitted.

Key words: piston, return, recycling, structure, properties, modifying complex.

УДК 669.295.5

**В. С. Голтвяница¹, д-р техн. наук Э. И. Цивирко¹,
канд. техн. наук С. К. Голтвяница², д-р техн. наук Ю. Н. Внуков¹,
С. Ю. Саенко³, Г. А. Холомеев³**

¹ Запорожский национальный технический университет, ² ООО «Риал», г. Запорожье;
³ Институт физики твердого тела, материаловедения и технологий Национального научного центра «Харьковский физико-технический институт», г. Харьков

МИКРОЛЕГИРОВАНИЕ СКАНДИЕМ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИДОВ ТИТАНА

Изучено влияние микролегирования скандием на структуру и свойства сплавов на основе $(\gamma + \alpha_2)$ -TiAl. Установлено, что с введением микродобавок скандия увеличился индекс включений α_2 -фазы в 2 раза, увеличилось количество квазихрупких составляющих излома, что, в свою очередь, увеличило жаростойкость в 2–2,5 раза и незначительно увеличило твердость. В процессе испытаний по определению жаростойкости на поверхности сплавов образовывалась прочная пленка, состоящая из Al_2O_3 и сложной фазы $(Al_{0,2}Nb_{0,2}Ti_{0,6})O_2$

Ключевые слова: микролегирование, алюминиды титана, квазихрупкий излом, интерметаллиды, баротермическая обработка.

Решающую роль при использовании материалов, особенно при высоких температурах, играет их способность противостоять влиянию агрессивной среды.

Влияние легирующих элементов на жаростойкость металлов и сплавов на их основе исследовано достаточно широко. На основе этих исследований создана теория жаростойкого легирования [1–4], которая помогает прогнозировать стойкость материала в агрессивной среде, но она не является универсальной и не имеет математической модели. Поэтому исследователям во время разработки новых материалов приходится изучать влияние легирующих элементов на разные сплавы.

В течение последних десятилетий интенсивно проводятся разработки сплавов на основе или упрочненных интерметаллидами. В качестве перспективных жаростойких сплавов на основе титана, наиболее широко изучены сплавы с высоким содержанием алюминия (>11 %) [5] и сплавы на основе TiAl [6] в связи с тем, что интерметаллиды TiAl и Ti_3Al имеют большую жаростойкость, чем многокомпонентные α - и β -титановые сплавы [7, 8].

В данной работе было изучено влияние микролегирования скандием на твердость и жаростойкость интерметаллидного $(\gamma + \alpha_2)$ -TiAl сплава.

Материалы и методика исследования. Сплавы Ti-31,6Al-6Nb-1,3Cr-2,5Mo-0,4Zr-0,3Si-0,5Y* без скандия и с 0,2 % Sc были получены методом сплавления спрессованных шихтовых бри-

кетов (губчатый титан марки ТГ 110М ГОСТ 17746-79, алюминий марки А8 ГОСТ 11070-74, лигатура Al-Mo с содержанием молибдена 50 %, металлический кремний, электролитический хром 99,8 %, металлургический иттрий ИТМ-2 (ТУ 48-4-208-72), металлический цирконий, лигатура AlSc с содержанием скандия 2,2 %, металлический ниобий) в лабораторной вакуумно-дуговой печи при силе тока около 420–450 А и напряжении 40–45 В. В начальный период плавки вакуумированием в камере печи достигали остаточного давления 0,12 Па, после чего камера заполнялась аргоном до давления 50 кПа. Слитки массой 200 г и размерами $\varnothing 65 \times 12$ мм получали в медном цилиндрическом водоохлаждаемом кристаллизаторе.

Далее образцы литых сплавов подвергались высокотемпературной баротермической обработке (БТО). Для этого при помощи специальной оснастки их размещали в рабочей зоне лабораторной газостатической установки ГАУС-4/2000-35, где поддерживалось давление аргона ~167–221 МПа (рис. 1). Нагрев образцов проводился при помощи микропроцессорного прецизионного регулятора температуры ПРОТЕРМ-100 по режиму: скорость нагрева 30 °C/мин до температуры 1250–1303 °C, выдержка при ней на протяжении ~5 ч, снижение температуры до 955–988 °C и выдержка при ней в течение ~2 ч, охлаждение с печью без снятия давления (рис. 1). Температуру образцов измеряли WRe5/WRe20 термопарами.

*Здесь и далее цифры рядом с химическим элементом (кроме титана – основа) – масс. %

Химический состав (табл. 1) и микроструктуры травленых шлифов (рис. 2, *a*, *б*), фрактограммы изломов (рис. 2, *в*, *г*) сплавов получены при помощи растрового электронного микроскопа JEOL JSM-6360 LA, оснащенного системой рентгеноспектрального энергодисперсионного

микроанализа (PCMA) JED 2200 при ускоряющем напряжении 15 кВ и диаметре электронного зонда 4 нм. Количество и размер интерметаллидов в сплавах определялось методом секущих (метод Л ГОСТ 1778-70) на фотографиях шлифов (увеличение $\times 2000$).

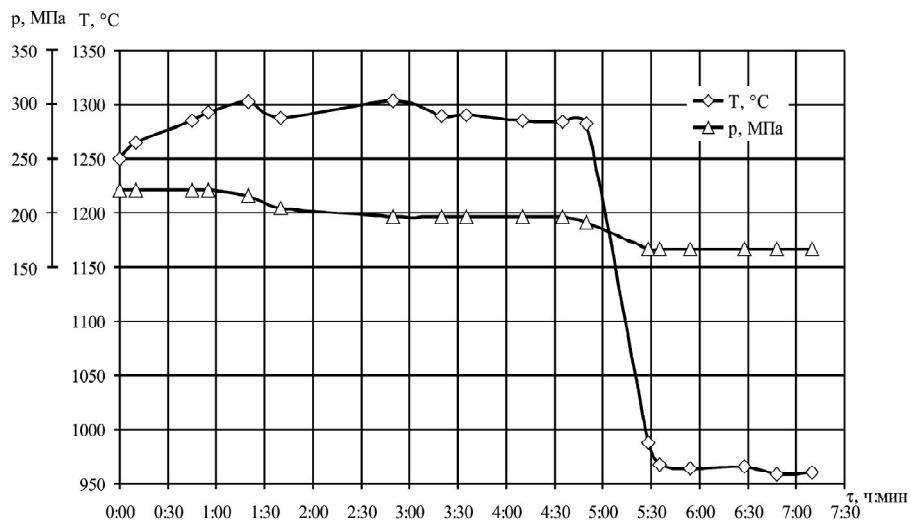


Рис. 1. Давление аргона (p , МПа), средняя температура (T , °C) образцов за время (τ , ч:мин) их пребывания в камере установки БТО

Таблица 1 – Химический состав матрицы (числитель) и интерметаллидов (знаменатель). Размеры и количество (индекс) интерметаллидов

Массовая доля Sc, %	Массовая доля элементов, %							Размеры интерметаллидов, мкм	Индекс интерметаллидов
	Al	Nb	Cr	Mo	Zr	Si	Y		
0	30,9 16,4	5,5 5,2	1,3 3,5	2,2 6,6	1,3 1,5	н.о. н.о.	н.о. 23,3	0,1–8,6* 1,2	0,095
	32,2 8,6	5,2 5,3	1,0 2,2	1,6 3,2	н.о. н.о.	0,3 6,1	н.о. 31,7	0,2–22,0 5,2	0,239

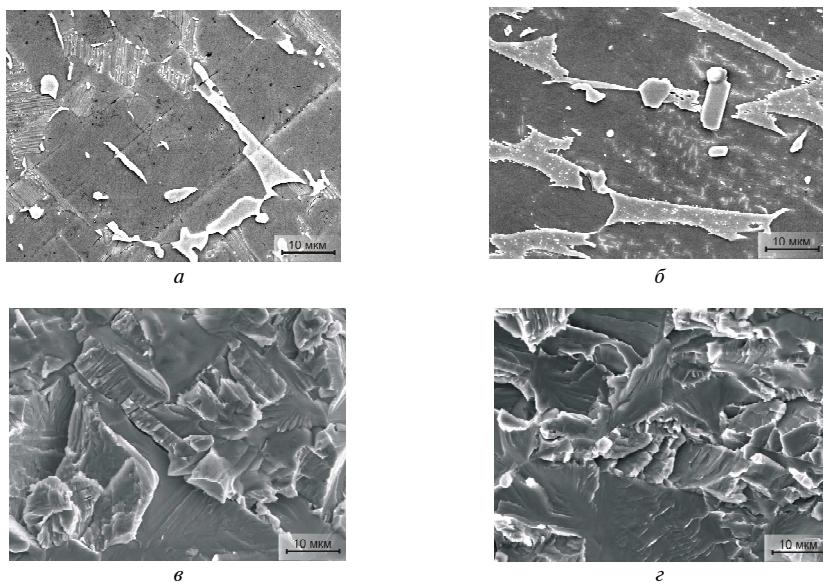


Рис. 2. Микроструктуры шлифов (*а*, *б*) и фрактограммы изломов (*в*, *г*) титанового сплава без Sc (*а*, *в*) и с 0,2 % Sc (*б*, *г*), $\times 2000$

Рентгеноструктурные исследования покрытий выполняли с использованием рентгеновского дифрактометра HZG-4/A-2 в фильтрованном $\text{Co}-\text{K}_\alpha$ излучении (напряжение на трубке 30 кВ и сила тока 20 мА).

Твердость по Виккерсу (HV при 25 °C, табл. 2) измерялась на приборе HPQ 250 при нагрузке 300 Н. Испытания на жаропрочность (HV при 500–900 °C, табл. 2) проводились одним из ускоренных методов – определением длительной твердости (значение твердости после выдержки 1 ч и нагрузке 10 Н) при гомологических температурах 0,4 $T_{m,Ti}$ (500 °C), 0,5 $T_{m,Ti}$ (700 °C) и 0,6 $T_{m,Ti}$ (900 °C). Перед испытаниями образцы отжигали при 0,6 $T_{m,Ti}$ в течение 1 ч для снятия литьевых напряжений и выравнивания твердого раствора по примесям внедрения.

Таблица 2 – Твердость (HV) титановых сплавов в зависимости от температуры

Массовая доля Sc, %	HV, МПа при температуре, °C			
	25	500	700	900
0	2870	2520	1950	850
0,2	3020	2440	2070	830

Жаростойкость сплавов определяли методом термогравиметрии. Кинетику окисления (рис. 3) определяли на дериватографе системы «Паулик-Паулик-Эрдей» с непрерывной записью изменения массы в течение нагрева и выдержки на протяжении 6 ч. Прерывистое окисление с измерением изменения массы образцов на аналитичес-

ких весах с точностью до ±0,0001 г. через определенные интервалы времени (1, 3, 5, 10 ч) было выполнено в печи сопротивления со скоростью нагрева до 20 °C/мин.

Результаты исследований и их обсуждение.

Рентгенофазовым анализом полученных сплавов обнаружено наличие γ -фазы (интерметаллид TiAl) и небольшого количества α_2 -фазы (интерметаллид Ti_3Al). Рентгеноспектральный микроанализ показал уменьшение количества включений α_2 -фазы с одновременным увеличением ее линейных размеров. С введением скандия увеличился индекс включений α_2 -фазы (рис. 2, а, б, табл. 1) в 2,5 раза, при этом их размеры увеличились, цирконий полностью растворился в TiAl-матрице, а кремний перешел в α_2 -фазу. В структуре излома наблюдалось большое количество квазихрупких составляющих (рис. 2, в, г), что в свою очередь незначительно увеличило твердость сплавов (табл. 2).

Сплав без скандия и с 0,2 % Sc окислялся по параболической зависимости (рис. 3), скорее всего, с образованием оксида алюминия Al_2O_3 и, предположительно, сложного оксида $(\text{Al}_{0,2}\text{Nb}_{0,2}\text{Ti}_{0,6})\text{O}_2$, т.е. процесс окисления зависел не только от диффузии элементов в твердой фазе, но и от скорости химической реакции на границе раздела металл-окалина (табл. 3). Скандий способствовал образованию однородной оксидной пленки и ее хорошей адгезии к поверхности окисляемого сплава, таким образом, препятствуя высокотемпературному окислению этого материала.

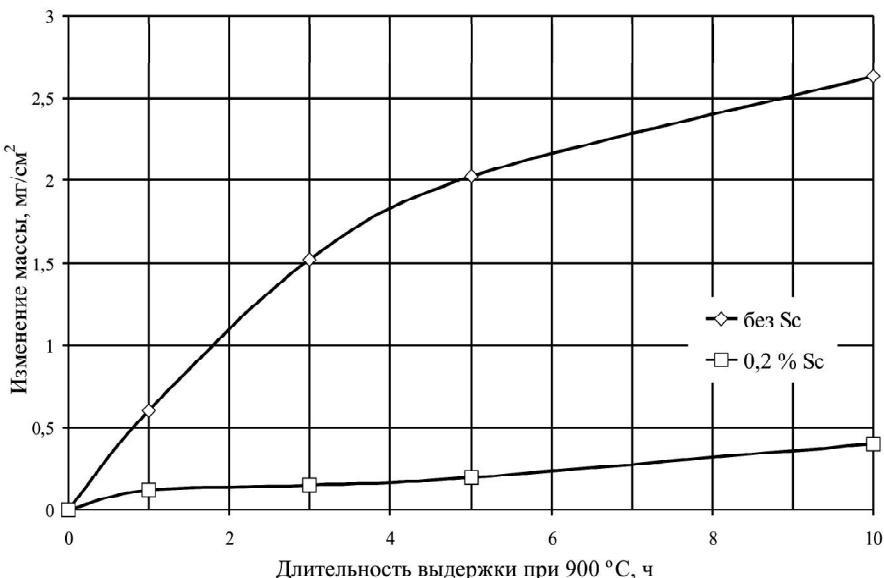


Рис. 3. Кинетика окисления титановых сплавов при 900 °C

Таблица 3 – Изменение массы (q) во время нагрева до 1000 °С со скоростью 10 °/мин в течение ~2,5 ч (числитель) и во время окисления при 900 °С в течение ~10 ч (знаменатель), значение показателя параболы (n) при окислении сплавов

Массовая доля Sc, %	T_{\max} , °C	$q(\Delta m/S)$, мг/см ²		Значение n в зависимости от длительности окисления, ч			
		q_1 (дер.)	q_2 (весы)	3	5	10	среднее
0	780	$\frac{1,99}{1,99}$	$\frac{2,45}{2,66}$	1,2	1,47	2,5	1,55
0,2	920–990	$\frac{0,54}{0,54}$	$\frac{0,58}{0,41}$	3,4	2,46	0,97	1,84

Выводы

Таким образом, титановый сплав, микролегированный 0,2 % скандия, обладая повышенной жаростойкостью, является перспективным материалом при изготовлении жаростойких конструкционных деталей.

Перечень ссылок

1. Эванс Ю. Р. Коррозия и окисление металлов / Ю. Р. Эванс – М. : Машгиз. – 1962. – 856 с.
2. Кофстад П. О. Высокотемпературное окисление металлов / П. О. Кофстад – М. : Мир. – 1969. – 312 с.
3. Францевич И. Н. Высокотемпературное окисление металлов и сплавов / Францевич И. Н., Войтович Р. Ф., Лавренко В. А. – К. : Гостехиздат. – 1963. – 323 с.
4. Томашов Н. Д. Высокотемпературное окисление (газовая коррозия) металлических спла-
5. Дослідження поведінки при окисленні нових титанових сплавів, легованих кремнієм, алюмінієм і цирконієм / І. В. Оришич, Н. Е. Порядченко, Н. Д. Хмелюк та ін.] // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2005. – № 2. – С. 83–89.
6. Поварова К. Б. Высокотемпературное окисление сплавов на основе TiAl / К. Б. Поварова, А. В. Антонова, И. О. Банных // Металлы. – 2003. – № 5. – С. 61–72.
7. Зеленков И. А. Металлофизика/Зеленков И. А., Мартынчук Е. Н. –К. : Наук. Думка, 1972. – Вып. 42. – С. 63–67.
8. Игнатов Д. В. Высокотемпературная коррозия и методы защиты от нее / Игнатов Д. В., Корнилов З. И., Лазарев Э. М. – М. : Наука, 1973. – 48 с.

Поступила в редакцию 20.09.2010

Голтвяниця В.С., Цвірко Е., Голтвяниця С.К., Внуков Ю.М., Саєнко С.Ю., Холомеєв Г.О. Мікролегування скандієм сплавів на основі алюмінідів титану

Вивчено вплив мікролегування скандієм на структуру і властивості сплавів на основі $(\gamma + \alpha_2)$ -TiAl. Установлено, що із введенням мікро добавок скандію зменшився індекс вкраплень α_2 -фази в 2 рази, збільшилася кількість квазікрихких складових зламу, що у свою чергу, збільшило жаростійкість у 2–2,5 рази та незначно збільшило твердість. У процесі випробувань по визначеню жаростійкості на поверхні сплавів утворювалася міцна плівка, що складалась з Al_2O_3 та складної фази $(Al_{0,2}Nb_{0,2}Ti_{0,6})O_2$

Ключові слова: мікролегування, алюмініди титану, квазікрихкий злам, інтерметаліди, баротермічна обробка.

Goltvyanitsa V., Cyvirko E., Goltvyanitsa S., Sayenko S., Holomeyev G. Scandium microalloying of titanium aluminides-based alloys

Influence of scandium microalloying on $(\gamma + \alpha_2)$ -TiAl based alloys on structure and properties was studied. Scandium microaddition introduction in 2 times reduced α_2 -phase inclusion index, increased the number of quasibrittle fracture components, which in turn increased heat resistance in 2–2,5 times and insignificantly gained hardness, were determined. During the heat resistance test on alloys surface solid oxide film was formed, which was consisted of Al_2O_3 and $(Al_{0,2}Nb_{0,2}Ti_{0,6})O_2$

Key words: microalloying, titanium aluminides, quasibrittle fracture, intermetallics, barothermal treatment.

УДК 669.046+669.168:669.018.44

О. А. Глотка, д-р техн. наук А. Д. Коваль, канд. техн. наук В. Л. Грешта*Запорізький національний технічний університет*

ПРО ОЦІНКУ РОЗПОДІЛУ ВОЛЬФРАМУ В ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНИХ ЛІГАТУРАХ ТА ЖАРОМІЦНОМУ СТОПІ НА НІКЕЛЕВІЙ ОСНОВІ

Оцінено розподіл легувальних елементів в експериментальних лігатурах та жароміцному стопі на нікелевій основі ЗМ-ЗУ. Досліджено хімічний склад лігатур по перетину виливниці. Встановлено, що використання лігатур для легування жароміцного стопу не призводить до значної ліквакції вольфраму.

Ключові слова: вольфрам, лігатури, жароміцний стоп на нікелевій основі, розподіл легувальних елементів.

Витоплення металів відповідального призначення, до яких відносяться ливарні жароміцні стопи на нікелевій основі, в вакуумних індукційних печах (ВІП) обумовлено особливими перевагами цього способу в порівнянні з іншими методами. Використовуючи ВІП можливо отримувати стопи, що містять активні елементи, та забезпечувати контроль шкідливих домішок, які впливають на експлуатаційні властивості. Іншою перевагою є те, що при витопленні рідкий метал переміщується примусово електромагнітними полями, це дає змогу отримати рівномірність розподілу легувальних елементів по перетину тигля і, як наслідок, по перетину деталі.

Згідно з вимогами ВІАМ витоплення стопів проводиться з використанням чистих шихтових елементів (чистих металів) з обмеженим вмістом домішок кольорових металів. Що призводить до висування високих вимог до якості матеріалів, які використовуються [1]. Це призводе до збільшення часу витоплення, що викликано три-валим розчиненням шихти. Саме заміна чистих елементів лігатурами може підвищити швидкість розтоплення, рівномірність розподілення та знижити вартість стопу.

Таким чином постає задача у визначенні розподілу легувальних елементів як в експериментально витоплених лігатурах [2,3], так і в готовому жароміцному ливарному стопі [4], що характеризує ліквакційні явища і вплив домішок, які присутні в експериментальних лігатурах, та анізотропію властивостей стопу.

Матеріали та методика дослідження

Легування жароміцного стопу на нікелевій основі виконується експериментальними лігатурами, які витоплені з використанням важкотопкого брухту [2, 3], з середнім вмістом вольфраму 30, 50 та 70 % (мас.), решта нікель (таблиця 1).

Жароміцний ливарний стоп ЗМІ-ЗУ витоплювався в індукційній вакуумній печі УППФ-ЗМ з

залишковим тиском 0,266 Па при температурі 1600 °C. В шихтовій заготовці проводили заміну вольфраму на експериментальні лігатури, технологію при цьому не змінювали. Заливання металу проводили при температурі 1550 °C в керамічні форми, нагріті до 900 °C (зразки діаметром 12 мм та довжиною 60 мм).

Оскільки визначення вмісту вольфраму при його кількостях більш ніж 18 % (мас.) неможливо за допомогою спектрометра (обумовлено відсутністю ГОСТованих еталонів), то дослідження розподілу легувальних елементів проводили на растровому електронному мікроскопі JEOL JSM-6360LA, який оснащений системою рентгеноспектрального енергодисперсійного мікроаналізу при прискорювальній напрузі від 15 до 30 кВ та силі струму зонда від 4 μA до 30 μA у вторинних та відбитих електронах. Кількісний мікрорентгеноспектральний аналіз виконано при порівнянні отриманих спектрограм з еталонами. Зразки перед випробуванням механічно шліфували та полірували.

Розподіл хімічних елементів по об'єму зливки визначався при вертикальному та горизонтальному розрізах по центральній осі. При цьому, було обрано чотири характерні точки, які найбільш віддалені одна від іншої і максимально характеризують явища ліквакції (рис. 1). Площа, з якої отримували характеристичне випромінення, складала 2 × 2 мм.

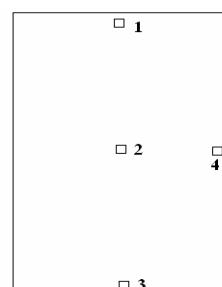


Рис. 1. Розташування точок на зливку, в яких визначали хімічний склад

Результати дослідження та їх обговорення

Відповідно до аналізу отриманих результатів слід зазначити, що в стопі з 30 % вольфрамового брухту-залізо 3-4,9-12,13-34,35-36,39-52,59-66,70-71,79-84,95-100,103-104,107-110

спостерігаються ліквацийні явища із підвищением кількості вольфраму в вершині зливку. Це може бути викликано тим, що завантаження брухту здійснювалося на завершальній стадії витоплення, тобто він знаходився на поверхні шихти. Подібний розподіл вольфраму спостерігається і в лігатурі з 50 % брухту.

Лігатура з 70 % вольфраму-залізо має знижену кількість вольфраму в вершині зливку і дещо збільшується в нижній частині. Висувається припущення, що вольфрам, як тугоплавкий елемент, розчиняється в останню чергу, тому він при розчиненні заліза та нікелю поступово занурився на донну частину зливку де і відбулося його розтоплення. Таким чином, розподіл вольфраму по об'єму зливка залежить не тільки від розташування його в шихті, а і від кількості його в стопі. Зростання об'ємної частки вольфраму призводить до більш рівномірного розподілення по зливку

лігатури.

В стопі із 30 % вольфрамового брухту-нікель маємо підвищену кількість вольфраму в нижній частині зливку. Це може бути викликано тим, що завантаження брухту здійснювалося в першу чергу, тобто він знаходився на дні олундового муфеля. Схожий розподіл вольфраму спостерігається і в лігатурі з 70 % брухту.

Лігатура з 50 % брухту має знижену кількість вольфраму в вершині та нижній частині зливку і дещо збільшується в середній частині. Такий розподіл є нехарактерний для лігатур як заліза, так і нікелю з брухтом. Висувається припущення, що збільшення вольфраму в середній частині зливку може бути викликано переміщуванням розплаву лігатури при витоплені електромагнітним та механічним способами.

Таким чином, розподіл вольфраму залежить від способу завантаження шихти під час витоплення лігатури та від способу і інтенсивності переміщування розтопу.

Від розподілу елементів залежать механічні властивості стопу, його жаростійкі та жароміцні властивості. Тому легувальні елементи повинні рівномірно розподілятися по об'єму зливку і рівномірно утворювати зміцнюючі фази. Розподіл легувальних елементів по висоті зливку жароміцного корозійностійкого стопу ЗМІ-3У^E, який витоплювався з використанням експериментальних зливок лігатур важкотопкій брухт-нікель, приведено в таблиці 2.

Таблиця 1 – Хімічний склад лігатур в певних точках зливок

Номер точки	Хімічний склад (%, мас.)					
	Fe	Ni	W	Fe	Ni	W
Лігатура Fe -30%W						Лігатура Ni-30%W
1	58,53	3,75	37,72	2,49	64,61	32,90
2	65,77	4,28	29,95	2,33	63,47	34,19
3	61,25	3,78	34,97	2,99	60,91	36,10
4	66,51	3,80	29,70	2,46	62,60	34,94
Лігатура Fe - 50%W						Лігатура Ni- 50%W
1	33,57	3,85	62,58	3,56	47,25	49,19
2	39,25	4,32	56,43	2,90	35,85	61,25
3	46,42	5,77	47,81	3,27	42,81	53,92
4	40,78	4,28	54,97	4,17	50,77	45,06
Лігатура Fe – 70% W						Лігатура Ni – 70% W
1	20,53	7,12	72,35	4,43	26,87	68,70
2	20,19	6,23	73,58	5,61	19,84	74,55
3	19,99	6,27	73,74	5,32	15,30	79,38
4	21,58	7,45	70,97	5,76	18,61	75,63

Таблиця 2 – Хімічний склад жароміцного корозійностійкого ливарного стопу ЗМІ-3У^E на нікелевій основі в верхній та нижній частині зливку

Номер зразка	Масова частка елементів, %								
	Al	Ti	Cr	Co	Ni	Mo	W	Всього, %	
Верхня частина зливку	1	2,82	4,83	17,99	6,23	59,96	1,84	6,32	100
	2	2,93	4,39	17,08	5,65	62,22	1,33	6,40	100
Нижня частина зливку	1	2,37	5,34	17,27	5,3	60,5	1,55	7,12	100
	2	2,80	5,01	18,03	5,99	60,66	0,94	6,58	100

Таким чином, за результатами проведеного дослідження можна стверджувати, що хімічний склад по перетину зливка у витопленому з використанням експериментальних лігатур корозійностійкому жароміцному стопі ЗМІ-ЗУ знаходиться в межах марочного складу, визначених ТУ481.981.6.00009. Але спостерігається тенденція до підвищення кількості вольфраму в нижній частині зливку, що характерно для елементів з великою густинорою та негативним коефіцієнтом ліквациї. Саме використання термічної обробки та лігатур, а не чистих елементів, при легуванні, дає змогу отримати рівномірний розподіл елементів, в межах марочного складу.

Висновки

1. Встановлено розподіл вольфраму по перетину виливки експериментальних лігатур. Ліквация вольфраму спостерігається в залежності від послідовності завантаження при витоплені і від інтенсивності перемішування.

2. Виявлено, що ліквация вольфраму по перетину зливка експериментального стопу не виходить за рамки, встановлені ТУ481.981.6.00009,

що в свою чергу повинно обумовлювати збереження комплексу механічних властивостей та показників жароміцності на рівні, характерному для стопу ЗМІ-ЗУ промислового способу витоплення.

Перелік посилань

1. Каблов Е. Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технологии, покрытия) / Е. Н. Каблов. – М. : МИСИС, 2001. – 632 с.
2. Глотка О. А. Виготовлення Ni-W лігатури для легування стопів на основі нікелю / О. А. Глотка, А. Д. Коваль // Вісник двигунобудування. – 2008. – № 1. – С. 139–142.
3. Глотка О. А. Використання важкотопкого брухту для виготовлення Fe-W лігатури / О. А. Глотка, А. Д. Коваль // Вісник двигунобудування. – 2008. – № 2. – С. 164–170.
4. Глотка О. А. Дослідження впливу легування важкотопким брухтом на структуру та властивості жароміцного сплаву / О. А. Глотка, А. Д. Коваль, Ю. М. Внуков // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2010. – № 1. – С. 45–51.

Поступила в редакцию 24.12.2010

Глотка А.А., Коваль А.Д., Грешта В.Л. Об оценке распределения вольфрама в экспериментальных лигатурах и жаропрочном сплаве на никелевой основе

Оценено распределение легирующих элементов в экспериментальных лигатурах и жаропрочном сплаве на никелевой основе ЗМИ-ЗУ. Исследовано химический состав лигатур по сечению изложницы. Выявлено, что использование лигатур для легирования жаропрочного сплава не приводит к существенной ликвации вольфрама.

Ключевые слова: вольфрам, лигатуры, жаропрочный сплав на никелевой основе, распределение легирующих элементов.

Glotka O., Koval A., Greshta V. About estimation assignment tungsten in experiment master alloy and heat resisting alloy on nickel basis

Distribution of alloying elements in experimental master alloy and a heat resisting alloy on nickel basis ЗМИ-ЗУ is estimated. It is investigated chemical compound of ligatures on mold section. It is revealed that use of ligatures for alloying of a heat resisting alloy doesn't lead essential liquation tungsten.

Keywords: tungsten, master alloy, heat resisting alloy on nickel basis, distribution of alloying elements.

УДК 621.74:669.721

**Канд. техн. наук В. А. Шаломеев, д-р техн. наук Э. И. Цивирко,
д-р техн. наук Ю. Н. Внуков**

Запорожский национальный технический университет

МАГНИЕВЫЕ СПЛАВЫ С ПОВЫШЕННЫМИ СВОЙСТВАМИ

Исследовано влияние Nd, Ge, Ag, Si, Y, Sc, Zr, Ti, Hf на структурообразование, механические свойства и жаропрочность сплава Мл-5. Проведен качественный и количественный анализ интерметаллидных фаз. Показана роль интерметаллидов в структурообразовании магниевых сплавов и их влияние на свойства отливок.

Ключевые слова: магниевый сплав, легирование, механические свойства, жаропрочность, интерметаллиды, микрорельеф, морфология.

Магниевые сплавы, обладающие малым удельным весом, достаточно высокими свойствами и хорошей обрабатываемостью, находят все большее применение в различных областях машиностроения [1]. Применение отливок из магниевых сплавов позволяет существенно снизить массу агрегатов, что обеспечивает увеличение КПД, повышение скорости, полезной нагрузки, дальности пробега, снижение расхода топлива. Постоянно растущие требования к эксплуатационной надежности и долговечности машин и механизмов обуславливает необходимость повышения свойств отливок из магниевых сплавов [2]. Поэтому получение улучшенных магниевых сплавов с повышенным комплексом свойств является актуальной задачей.

Улучшение свойств магниевых сплавов достигается путем их легирования с образованием многокомпонентных твердых растворов, обеспечивающих упрочнение кристаллической решетки растворителя атомами растворимых элементов [3],

4], и тугоплавких фаз, возникающих при взаимодействии элементов сплава с вводимыми элементами [5].

Образование сложнолегированных растворов обусловлено растворимостью элемента в основе сплава и определяется близостью их атомных диаметров, которые, согласно Юм-Розери [6], должны отличаться не более чем на 15 %.

Другим условием растворимости элемента в металле-основе по данным Даркена и Гурри [7] является небольшая разность их электроотрицательности, которая не должна превышать 0,4.

Важным условием повышения жаропрочности сплава при легировании является то, что температура плавления легирующих элементов должна быть выше температуры плавления основы сплава [8].

На основании вышеизложенных критерий, из всего многообразия химических элементов периодической системы Д. И. Менделеева были опровергнуты Nd, Ge, Ag, Si, Y, Sc, Zr, Ti, Hf (табл. 1).

Таблица 1 – Атомные радиусы (A_r), электроотрицательность (\mathcal{E}/O), соотношение их по отношению к магнию и температуры плавления (T_{nn}) элементов [9]

Элемент	A_r , пм	$(Ar_{Mg}-Ar_{Эл})/A_{Mg}$, %	$\mathcal{E}/O_{Эл}$	$\mathcal{E}/O_{Mg}-\mathcal{E}/O_{Эл}$	T_{nn} , °C
Mg	160	–	0,56	–	650
Si	136	15,0	0,83	-0,27	1416
Sc	164	1,2	0,53	0,03	1539
Ti	146	8,8	0,61	-0,04	1668
Ge	139	13,1	0,84	-0,28	937
Y	181	-13,1	0,48	0,08	1495
Zr	160	0	0,57	-0,01	1860
Ag	144	10,0	0,56	0	961
Nd	182	-13,8	0,95	-0,39	1024
Hf	159	0,6	0,50	0,06	2220

Исследовали влияние Nd, Ge, Ag, Si, Y, Sc, Zr, Ti, Hf на структурообразование, механические свойства и жаропрочность отливок из магниевого сплава Мл-5.

Магниевый сплав Мл-5 выплавляли в индукционной тигельной печи ИПМ-500 по серийной технологии. Расплав рафинировали флюсом ВИ-2 в раздаточной печи, из которой порционно отбирали ковшом расплав. В него вводили возрастающие присадки соответствующих элементов (0; 0,05; 0,1; 1,0 % – по расчету), подогревали до 790 ± 5 °С и выдерживали 15 мин. Полученным расплавом заливали песчано-глинистые формы для получения стандартных образцов с рабочим диаметром 12 мм (ГОСТ 2856-79). Образцы для механических испытаний проходили термическую обработку в печах типа Бельвию и ПАП-4М по режиму: гомогенизация при температуре 415 °С (выдержка 24 часа), охлаждение на воздухе + старение при температуре 215 °С (выдержка 10 часов), охлаждение на воздухе.

Предел прочности и относительное удлинение образцов определяли на разрывной машине Р5 при комнатной температуре.

Длительную прочность при температуре 150 °С и напряжении 80 МПа определяли на разрывной машине АИМА 5-2 на образцах с рабочим диаметром 5 мм по ГОСТ 10145-81.

Таблица 2 – Характеристики структуры, механические свойства и жаропрочность отливок из сплава Мл-5 с Nd, Ge, Ag, Si, Y, Sc, Zr, Ti, Hf

Содерж. элементов, % масс.	Расст. между дендрит. 2-го порядка, мкм	Размер микрозерна, мкм	Микротверд. матрицы, HV, МПа	Мех. св-ва		$\tau_{150, \text{ч}}^{80}$
				σ_b , МПа	δ , %	
Ag	–	20	140	1256,5	228,4	3,2
	0,046	18	120	1270,2	235,6	3,8
	0,12	18	100	1310,1	243,4	3,6
	0,98	17	90	1355,9	261,2	3,4
Y	0,05	18	130	1465,7	254,4	4,4
	0,1	17	130	1547,1	260,0	5,0
	1,0	17	100	1675,0	278,2	4,5
	0,05	18	120	1290,0	244,4	5,1
Nd	0,1	17	100	1390,5	235,0	6,0
	1,0	17	90	1407,6	238,5	5,0
	0,05	18	120	1358,6	269,0	5,9
Sc	0,1	17	100	1451,8	277,2	6,1
	1,0	16	90	1630,0	280,4	4,6
	0,05	19	125	1233,4	237,8	4,7
Ge	0,1	18	100	1244,6	246,4	4,1
	1,0	17	90	1287,5	254,2	3,8
	0,05	19	130	1276,5	232,2	4,6
Si	0,1	17	120	1313,5	241,4	4,5
	1,0	16	100	1334,5	145,8	4,2
	0,05	18	120	1270,6	229,2	3,8
Ti	0,1	16	100	1265,7	232,8	4,0
	1,0	16	100	1283,3	240,1	3,6
	0,05	17	105	1235,3	256,6	4,6
Zr	0,1	16	100	1265,6	236,5	4,8
	1,0	16	70	1297,9	225,4	4,2
	0,05	17	110	1256,6	233,3	4,0
Hf	0,1	16	100	1294,4	241,4	3,7
	1,0	15	70	1321,1	249,8	3,6

Микроструктуру отливок изучали методом оптической микроскопии («Neophot 32») на термически обработанных образцах после травления реактивом, состоящем из 1 % азотной кислоты, 20 % уксусной кислоты, 19 % дистиллированной воды, 60 % этиленгликоля.

Микротвердость структурных составляющих сплава определяли на микротвердомере фирмы «Buehler» при нагрузке 0,1 Н.

Фазовый анализ структурных составляющих магниевых сплавов изучали на электронном микроскопе – микроанализаторе с энергодисперсионной приставкой РЭММА 202М и РЭМ 16И.

Количественный подсчет интерметалличидной фазы и распределение ее по размерным группам проводился по ГОСТ 1778-70 [10].

Химический состав сплава Мл-5 исследуемых вариантов удовлетворял требованиям ГОСТ 2856-79 и по содержанию основных элементов находился примерно на одном уровне (8,6 % Al; 0,28 % Mn; 0,35 % Zn; 0,02 % Fe; 0,005 % Cu; 0,04 % Si).

Анализ макроструктуры отливок из сплава Мл-5 показал, что все элементы, имеющие благоприятный фактор по отношению к магнию, измельчали макрозерно, при этом, расстояние между осьями дендритов 2-го порядка уменьшалось с 20 до 16 мкм (табл. 2).

Микроструктура отливок из опытных сплавов так же измельчалась. С увеличением содержания исследуемых элементов размер микрзерна уменьшался (табл. 2). Влияние элементов на измельчение зерна усиливалось с увеличением порядкового номера элементов в периодической системе и было обусловлено увеличением их главного квантового числа. При этом, интенсивнее измельчали зерно элементы подгруппы: Ti ($3d^24s^2$), Zr ($4d^25s^2$) и Hf ($5d^26s^2$).

Качественный анализ структуры сплавов, содержащих различные элементы, показал наличие как вытянутых, так и округлых комплексных интерметалличидных фаз, содержащих соответствующие легирующие элементы (табл. 3).

Количественный анализ показал, что с повышением содержания исследуемых элементов в сплаве увеличивалось количество интерметалличидной фазы (рис. 1).

При содержании в сплаве 0,05–0,1 % легирующего элемента интенсивно увеличивалось количество округлых интерметаллидов и незначительно – вытянутых. Дальнейшее повышение содержания элементов в сплаве приводило к незначительному росту количества округлых включений, находящихся внутри зерна, и интенсив-

ному – вытянутых. Большое количество округлых включений внутри зерна приводило к его измельчению и некоторому повышению пластичности исследуемых сплавов. Увеличение суммарного количества интерметаллидов с ростом содержания элементов в сплавах положительно влияло на прочностные характеристики металла. Анализ распределения интерметаллидов по размерным группам показал, что в исходном сплаве Мл-5 преобладали вытянутые интерметаллиды, большинство из которых находились в размерной группе 4...15 мкм. Округлые интерметаллиды, в основном, представлены размерной группой 2...7,9 мкм. Легирование магниевого сплава исследуемыми элементами приводило к измельчению интерметалличидной фазы, их распределение по размерным группам смешалось в сторону меньших размеров (до 2...11,5 – для округлых и < 2...7,9 – для вытянутых). С повышением содержания исследуемых элементов в сплаве увеличивалось количество интерметаллидов с размерами меньше 2 мкм и уменьшалось число крупных интерметаллидов (> 11,6 мкм). Последнее способствовало измельчению зерна. При этом установлена зависимость уменьшения размера микрзерна с увеличением количества интерметаллидов (рис. 2).

Таблица 3 – Химический состав интерметалличидных фаз в сплаве Мл-5, легированного различными элементами

Легир. эл-т	Состав интерметаллидов, % масс.							
	Mg	Al	Si	Mn	C	O	Fe	Эл-т
Ag	15,70	1,88	1,09	0,24	4,02	7,10	–	69,90
Y	2,79	32,11	0,54	43,42	3,58	2,85	–	14,71
Nd	22,13	42,61	0,61	1,32	1,59	2,06	–	30,12
Sc	33,02	26,87	–	7,46	–	–	–	32,65
Ge	59,68	2,63	16,65	–	0,46	1,32	–	19,25
Si	45,85	1,21	51,85	0,02	0,69	0,37	–	–
Ti	20,72	12,89	16,21	–	–	32,76	–	13,38
Zr	13,71	9,73	1,45	1,30	1,22	4,37	–	68,59
Hf	0,90	34,54	1,98	34,17	1,07	–	25,38	1,06

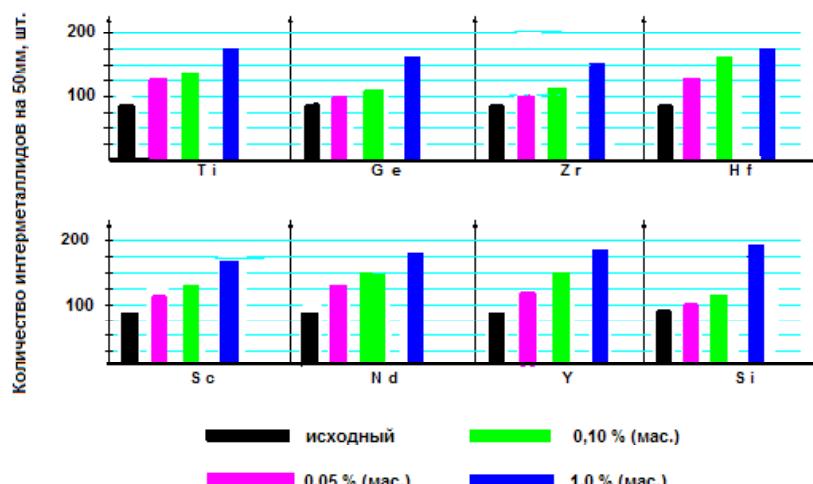
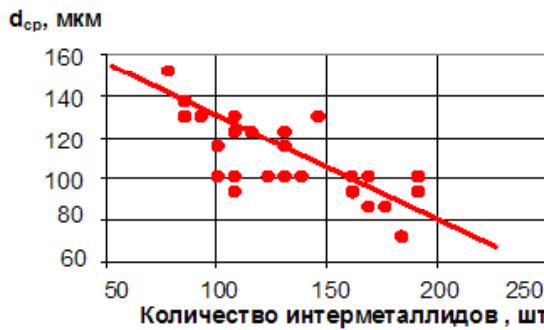


Рис. 1. Влияние содержания элементов на количество интерметаллидов в отливках из сплава Мл-5



$$[d_{cp}] = 212,52 - 0,47 [N], r = -0,82$$

Рис. 2. Влияние количества интерметаллидов на размер зерна в отливках из сплава Мл-5

Влияние количества интерметаллидов на прочность и жаропрочность магниевого сплава также имеет линейный характер (рис. 3, 4, 5). Интерметаллиды, образующиеся при введении того или иного элемента и располагающиеся как внутри зерна, так и по его границам, упрочняли его и повышали жаропрочность сплава. Пластичность же сплава в зависимости от количества интерметаллидов имеет нелинейную зависимость.

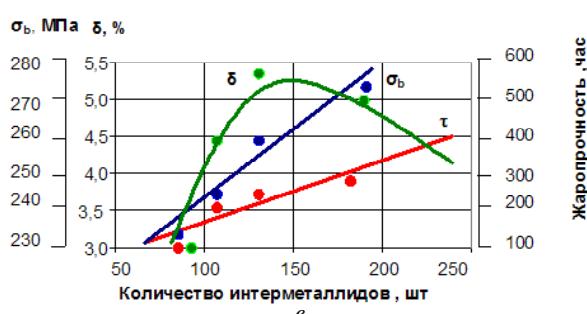


Рис. 3. Влияние количества интерметаллидов на свойства отливок из сплава Мл-5, легированного:

a — Zr, *b* — Hf, *c* — Sc

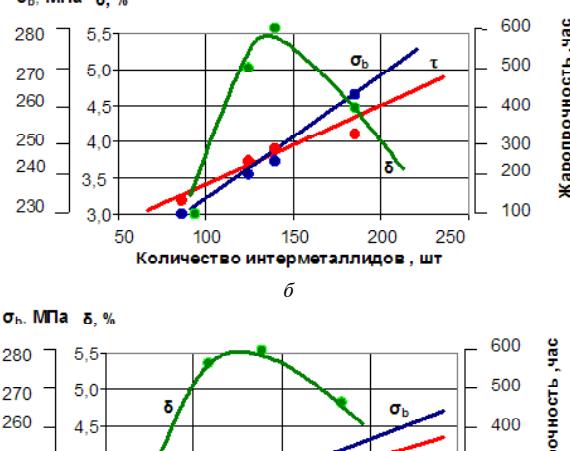
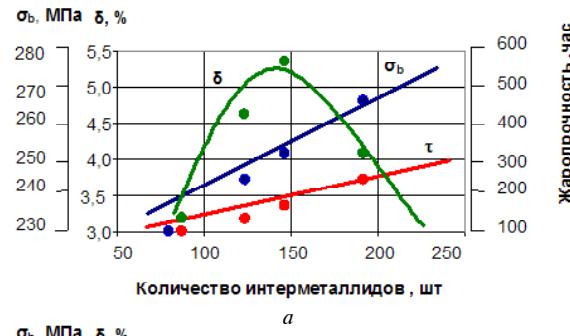


Рис. 4. Влияние количества интерметаллидов на свойства отливок из сплава Мл-5, легированного:

a — Nd, *b* — Ti, *c* — Y

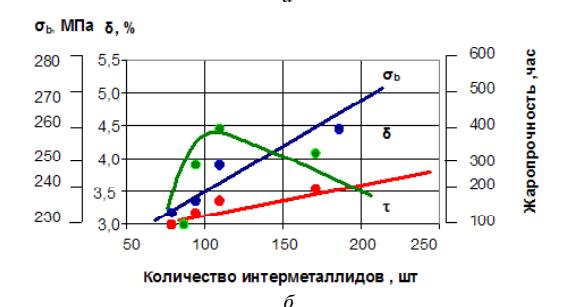
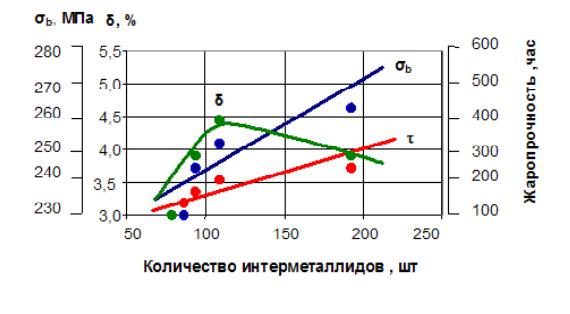


Рис. 5. Влияние количества интерметаллидов на свойства отливок из сплава Мл-5, легированного:

a — Si, *b* — Ge

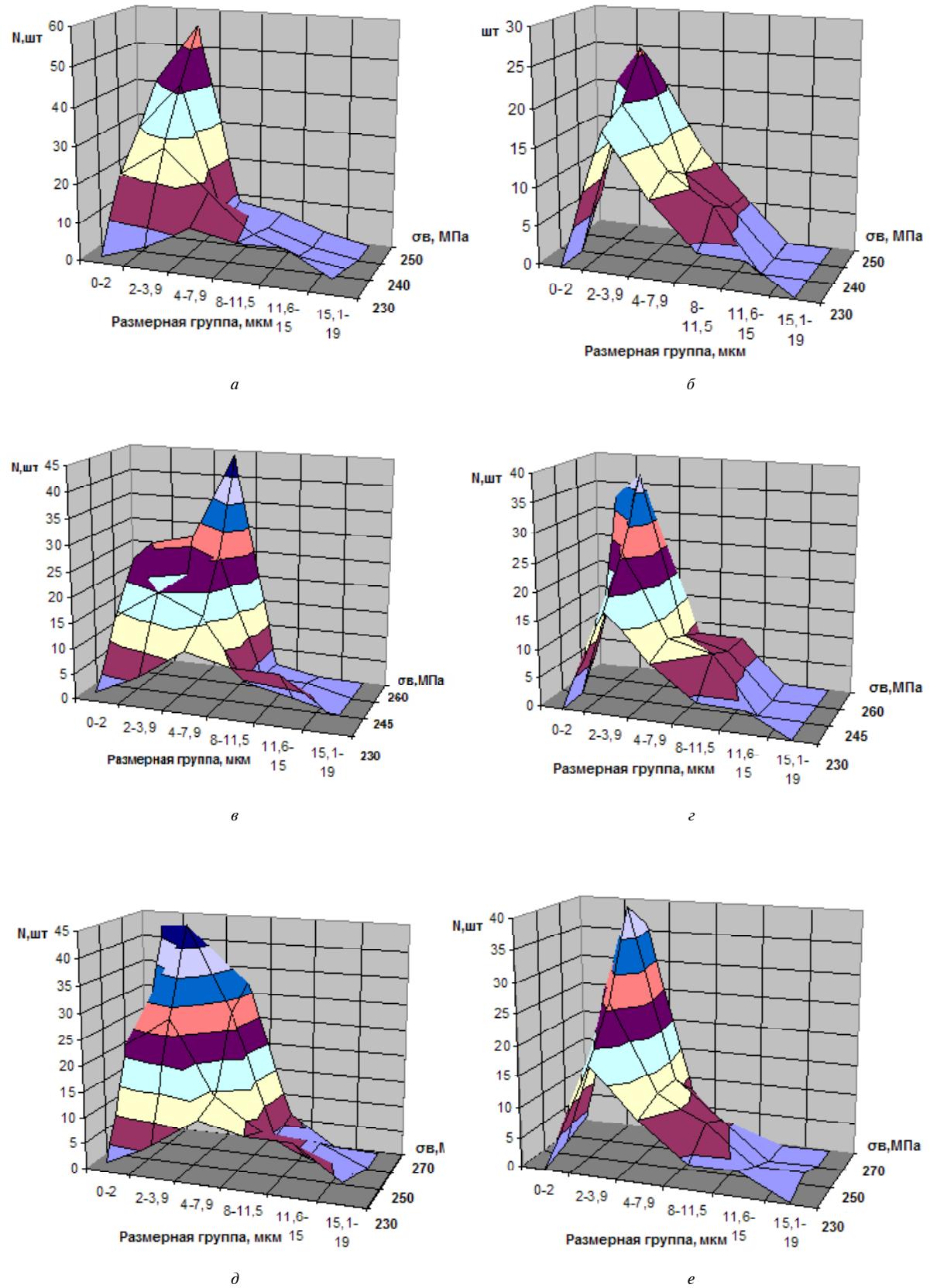


Рис. 6. Взаимосвязь морфологии и прочности отливок из сплава Мл-5, легированного:
a, б – Ti; *в, г* – Sc; *д, е* – Hf; *а, в, г* – вытянутые интерметаллиды, *б, г, е* – окружные

Установлено, что на свойства магниевого сплава влияет не только количество выделившейся интерметаллидной фазы, но и ее топография и морфология. Вытянутые интерметаллиды (до 8,0 мкм) положительно влияли на свойства сплава, округлые же – до 11,6. Это говорит о том, что округлая форма интерметаллидов является более предпочтительной для повышения свойств сплава. Решающее значение в упрочнении сплава играют окружные интерметаллиды меньших размерных групп (рис. 6). Повышение пластичности при модифицировании металла происходит за счет того, что при введении присадок в количестве 0,05–1,0 % увеличивается доля окружных интерметаллидов, измельчающих зерно. При дальнейшем увеличении содержания элементов в сплаве происходит резкий рост количества интерметаллидов, что приводит к снижению его относительного удлинения.

Упрочнение сплава Мл-5 происходило при введении всех исследуемых элементов. Однако, более заметное упрочнение достигалось при малых содержаниях элементов в сплавах (0,05...0,1%). По-видимому, такие содержания элементов были достаточными для улучшения прочности металла (табл. 2).

При содержании легирующих элементов в пределах 0,05...0,1 % повышалась пластичность сплава. Однако, дальнейшее увеличение их ко-

личества приводило к снижению показателей пластичности (табл. 2). Лучшая пластичность сплава обеспечивалась Y, Ti, Sc, Nd, Hf, меньшая – Si, Ge, Ag.

Жаропрочность отливок из сплава Мл-5 изменялась в зависимости от температуры плавления вводимого элемента. Так, Hf ($T_{n\ell} = 2230$ °C), Zr ($T_{n\ell} = 1850$ °C), Ti ($T_{n\ell} = 1660$ °C), Sc ($T_{n\ell} = 1540$ °C) значительно повышали жаропрочность сплава Мл-5. Получены однозначные зависимости влияния температуры плавления вводимых элементов на жаропрочность сплава Мл-5 (рис. 7).

Таким образом, повышение жаропрочности магниевых сплавов обеспечивается за счет двух факторов: получения сложнолегированного твердого раствора с более высокой температурой плавления, чем основа сплава, и образования интерметаллидных фаз с более высокой термостойкостью.

Выводы

1. Определены легирующие элементы (Nd, Ge, Ag, Si, Y, Sc, Zr, Ti, Hf), улучшающие свойства отливок из магниевых сплавов.
2. Установлена возможность образования комплексных интерметаллидных фаз в магниевых сплавах при легировании Nd, Ge, Ag, Si, Y, Sc, Zr, Ti, Hf. При этом, решающее значение для измельчения макро- и микро-

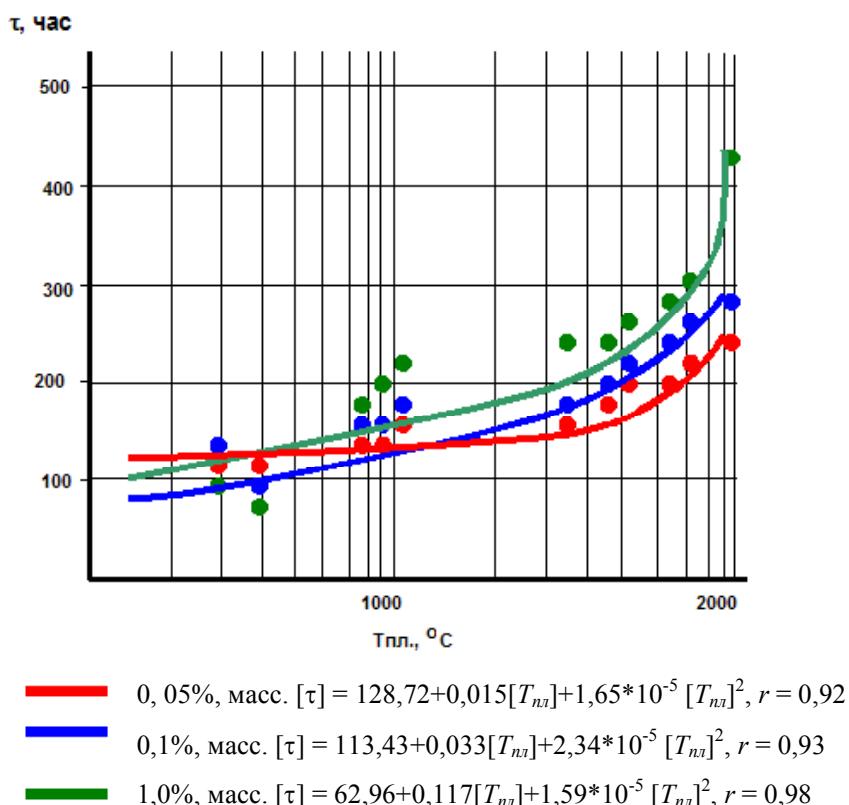


Рис. 7. Зависимость жаропрочности отливок из сплава Мл-5 от температуры плавления легирующих элементов

- структуре литого сплава имеет форму интерметаллидов.
3. Легирование сплава Мл-5 исследуемыми элементами повышает его прочность и жаропрочность. При содержании исследуемых элементов в металле в пределах 0,050,1 %, обеспечивается рост пластичности сплава.
 4. Установлено, что жаропрочность магниевых сплавов зависит от температуры плавления легирующих элементов и определяется в первую очередь количеством термостойкой интерметаллической фазы.

Перечень ссылок

1. Магниевые сплавы : справочник, т. 2 / [М. Б. Альтман, А. Ф. Белов, В. И. Добаткин и др.]. – М. : Металлургия, 1978. – 294 с.
2. Диринга Х. Настоящее и будущее магниевых сплавов в нашей цивилизации / [Х. Диринга, П. Майер, Д. Фехнер и др.] // Литейное производство, 2006. – № 1. – С. 4–7.
3. Корнилов И. И. Физико-химические основы жаропрочности сплавов / И. И. Корнилов. – М. : Изд-во АН СССР, 1961. – 296 с.
4. Осипов К. А. Вопросы теории жаропрочности металлов и сплавов / К. А. Осипов – М. : Изд-во АН СССР, 1960. – 341 с.
5. Альтман М. Б. Плавка и литье легких сплавов / М. Б. Альтман, А. А. Лебедев, М. В. Чухров. – М. : Металлургия, 1969. – 680 с.
6. Юм-Розери Структура металлов и сплавов / Юм-Розери, В. Рейнор. – М. : Металлургиздат, 1959. – 391 с.
7. Даркен Л. С. Физическая химия металлов / Л. С. Даркен, Р. В. Гурри. – М. : Металлургиздат, 1960. – 245 с.
8. Корнилов И. И. Физико-химические основы жаропрочности сплавов / И. И. Корнилов, М. : Изд-во АН СССР, 1961. – 214 с.
9. Гороновский И. Т. Краткий справочник по химии / И. Т. Гороновский, Ю. П. Назаренко, Е. Ф. Некряч. – К. : Наукова думка, 1987. – 829 с.

Поступила в редакцию 10.09.2010

Шаломеев В.А., Цивирко Е. ., Внуков Ю.М. Магнієві сплави з підвищеними властивостями

Досліджено вплив Nd, Ge, Ag, Si, Y, Sc, Zr, Ti, Hf на структуроутворення, механічні властивості і жароміцність сплаву Мл-5. Проведено якісний і кількісний аналіз інтерметалідних фаз. Показано роль інтерметалідів в структуроутворенні магнієвих сплавів і їх вплив на властивості виливків.

Ключові слова: магнієвий сплав, легування, механічні властивості, жароміцність, інтерметаліди, мікрозерно, морфологія.

Shalomeev V., Tsivirko E., Vnukov Yu. Magnesium alloys with enhanced properties

Influence Nd, Ge, Ag, Si, Y, Sc, Zr, Ti, Hf on structurization, mechanical properties and thermal stability of alloy Ml-5 is researched. The qualitative and quantitative analysis intermetallics phases is lead. The role intermetallics in structurization of magnesian alloys and their influence on properties castings is shown.

Key words: magnesium alloy, alloying, mechanical properties, heat resistance, intermetallics, micrograin, morphology.

УДК 621.74

Канд. физ.-мат. наук Г. В. Снежной

Запорожский национальный технический университет

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОЙ МАРТЕНСИТНОЙ ТОЧКИ ε_s В ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ СТАЛЯХ АУСТЕНИТНОГО КЛАССА

Для нестабильных аустенитных хромоникелевых сталей вводится понятие истинной деформационной мартенситной точки ε_s , ниже которой существует однофазное состояние (аустенит), выше – двухфазное (аустенит и мартенсит деформации). Предлагается методика определения ε_s в хромоникелевых аустенитных сталях при пластической одноосной деформации сжатия. Установлено изменение магнитного состояния парамагнитного аустенита вблизи деформационной мартенситной точки ε_s .

Ключевые слова: аустенитная хромоникелевая сталь, магнитная восприимчивость, деформационная мартенситная точка, пластическая деформация.

Введение

Протекающие при пластической деформации мартенситные превращения метастабильных сталей играют большую роль в формировании физико-механических свойств промышленных нержавеющих сталей, которые широко используются в авиастроении. В этой связи изучение закономерностей $\gamma \rightarrow \alpha'$ (α' – мартенсит деформации) превращения имеет практическую ценность. К настоящему времени наиболее изучены закономерности $\gamma \rightarrow \alpha'$ превращений при сравнительно больших пластических деформациях [1–6], а при малых – значительно меньше [7–9].

Обычно за начало $\gamma \rightarrow \alpha'$ превращения принимают критическую область деформации (критическое напряжение), которая зависит от чувствительности и точности применяемого метода. Ее неоднозначность («плавание») наблюдается даже для одной марки стали, имеющей одинаковое исходное состояние. Исходя из этого, цель настоящей работы заключается в попытке экспериментально найти однозначную истинную деформационную мартенситную точку, при которой зарождается мартенсит деформации в общем случае, когда в исходном состоянии стали может присутствовать сравнительно низкое количество δ -феррита. Для исследования начальной стадии зарождения мартенсита деформации использовался чувствительный интегральный физический метод идентификации α -фазы [10–12], учитывающий намагниченность парамагнитной аустенитной матрицы.

1 Экспериментальная часть

Исследовалась промышленная нержавеющая сталь аустенитного класса 12Х18Н10Т следую-

щего химического состава (вес. %): 0,12% C, 1,316% Mn, 0,25% Si, 17,854% Cr, 9,42% Ni, 0,121% Mo, 0,252% Ti, которую нагревали до 1183 К, выдерживали 1,5 часа и закаливали в воду. Для снятия поверхностных деформаций образцы ($\sim 3 \times 3 \times 1$ мм³) полировались электрохимическим способом. При этом стремились достичь максимальной параллельности больших граней прямоугольного образца. При комнатной температуре осуществляли одноосную пластическую деформацию на сжатие, и степень такой деформации ε рассчитывалась по отношению толщин до и после деформации ($\varepsilon = (d_0 - d) / d_0$). При подготовке и испытании образцов тщательно следили за тем, чтобы поверхность их не загрязнялась какими-либо ферромагнитными примесями.

Удельную магнитную восприимчивость χ образца находили по формуле [10, 11]:

$$\chi = \chi_{\text{эм}} \cdot \frac{I \cdot m_{\text{эм}}}{I_{\text{эм}} \cdot m}, \quad (1)$$

где $\chi_{\text{эм}}$ – удельная магнитная восприимчивость эталонного вещества (например, соль Мора) с известной магнитной восприимчивостью, I и $I_{\text{эм}}$ – соответственно, компенсационные токи в соленоиде для образца и эталона, m и $m_{\text{эм}}$ – соответственно, масса образца и эталона.

Для определения малых количеств ферромагнитной фазы (α -фазы) использовали выражение [10, 11]:

$$P = \frac{\sigma_m}{\sigma_\alpha} \cdot 100\% = \frac{[\chi - \chi_\infty] \cdot H}{\sigma_\alpha} \cdot 100\% = \\ = \frac{[\chi - (\chi_0 + \chi_P)] \cdot H}{\sigma_\alpha} \cdot 100\%, \quad (2)$$

где σ_m – ферромагнитная составляющая удельной намагниченности насыщения образца; σ_α – удельная намагниченность насыщения α -фазы; χ – общая удельная магнитная восприимчивость образца; χ_∞ – результирующая удельная магнитная восприимчивость χ_0 парамагнитного аустенита образца и парапроцесса χ_p α -фазы образца: $\chi_\infty = \chi_0 + \chi_p$; H – напряженность магнитного поля.

Из экспериментальных зависимостей $\chi = f(1/H)$ находили значения χ_∞ методом экстраполяции [10, 11] и по формуле (2) определяли количество ферромагнитной фазы в объемных процентах.

2 Анализ полученных результатов

С целью определения χ_∞ и P_α после каждого акта сжатия образца строились графики зависимости удельной магнитной восприимчивости χ от обратной величины магнитного поля $1/H$ при различных степенях относительной деформации ε на сжатие (рис. 1). Экстраполируя прямые на ось ординат χ при $H \rightarrow \infty$ находим значения χ_∞ . Затем по формуле (2) вычисляем результирующее количество ферромагнитной фазы P_α ($P_\alpha = P_\delta + P_{\alpha'}$, где P_δ и $P_{\alpha'}$ – соответственно, количество феррита и мартенсита деформации) после каждого акта деформации образца (табл. 1).

Для нахождения удельной магнитной восприимчивости χ_0 парамагнитного аустенита был построен график зависимости χ_∞ от P_α (рис. 2). Экстраполируя прямую на ось ординат χ_∞ для случая $P_\alpha \rightarrow 0$ (отсутствует феррофаза), получим значение удельной магнитной восприимчивости парамагнитного аустенита $\chi_0 = 4,8 \cdot 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$.

Таблица 1 – Значения магнитных восприимчивостей и количества феррофазы в зависимости от степени деформации сжатия образца стали 12Х18Н10Т

ε , %	$\chi, 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$ ($H = 3,42 \cdot 10^5 \text{ А/м}$)	$\chi_\infty, 10^{-8} \text{ м}^3/\text{кг}$	$P_\alpha = P_\delta + P_{\alpha'}$, %	$P_{\alpha'}$, %
0,0	10,85	6,66	0,123	0,00
1,27	11,83	6,88	0,130	0,00
1,69	12,18	6,97	0,152	0,00
1,86	12,59	7,19	0,157	0,00
2,50	14,41	7,57	0,198	0,041
2,88	18,24	8,82	0,278	0,121
3,22	26,32	12,4	0,405	0,248
3,81	43,85	17,1	0,776	0,619
4,15	48,38	18,0	0,891	0,734

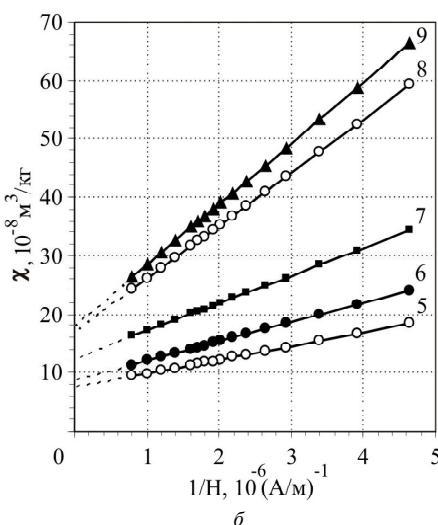
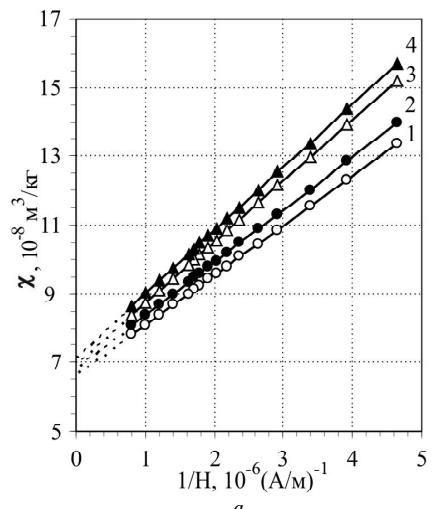


Рис. 1. Зависимость $\chi(1/H)$ при различных значениях деформации ε для стали 12Х18Н10Т:
а – 1 – 0 %, 2 – 1,3 %; 3 – 1,7 %, 4 – 1,9 %;
б – 5 – 2,5 %, 6 – 2,9 %, 7 – 3,2 %, 8 – 3,8 %, 9 – 4,2 %

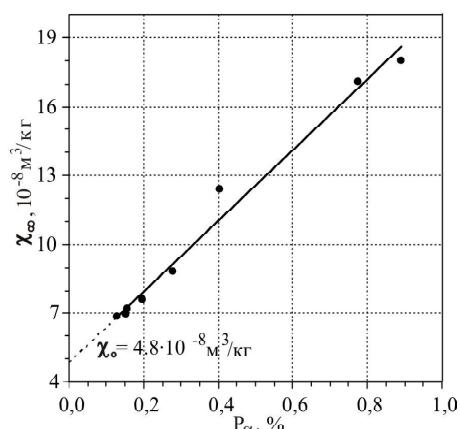


Рис. 2. Зависимость результирующей удельной магнитной восприимчивости χ_∞ (аустенита и парапроцесса) стали 12Х18Н10Т от суммарного количества феррофазы P_α , возникающей при малых деформациях

Исследуя начальную стадию $\gamma \rightarrow \alpha'$ превращения, естественно, возникает вопрос, в какой же критической точке ε начинает зарождаться мартенсит деформации. Для ответа на этот вопрос построим график зависимости относительной деформации ε от удельной магнитной восприимчивости χ исследуемого образца стали 12Х18Н10Т (рис. 3), используя данные из таблицы. Как видим, наклоны прямых 1 и 2 (рис. 3) резко отличаются. Естественно, можно предположить, что прямая 1 при деформациях сжатия в интервале $\varepsilon = 0 \dots 1,86\%$ соответствует росту δ -феррита от 0,123 до 0,157 %, а прямая 2 в интервале $\varepsilon = 2,5 \dots 4,15\%$ соответствует возникновению и дальнейшему накоплению мартенсита деформации в присутствии δ -феррита.

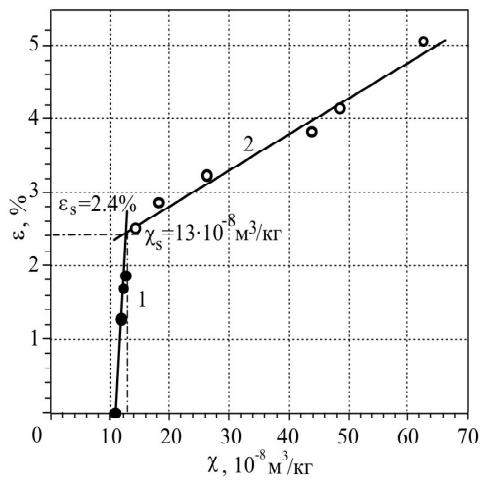


Рис. 3. Зависимость относительной деформации сжатия ε от удельной магнитной восприимчивости χ ($H = 3,42 \cdot 10^5 A/m$) стали 12Х18Н10Т при весьма низких содержаниях мартенсита деформации

Если вычесть численные значения P_δ из P_α , то получим количество мартенсита деформации $P_{\alpha'}$ в объемных процентах (см. табл. 1). Общая точка пересечения прямых 1 и 2 (см. рис. 3) дает значение: $\chi_s = 13 \cdot 10^{-8} m^3/kg$ и $\varepsilon_s = 2,4\%$. Для раскрытия физического смысла точки χ_s и ε_s построим график зависимости удельной магнитной восприимчивости χ (например, для $H = 3,42 \cdot 10^5 A/m$) от возникающего весьма низкого количества мартенсита деформации $P_{\alpha'}$ по данным таблицы (рис. 4). Если продолжить прямую зависимости $\chi(P_{\alpha'})$ для случая $P_{\alpha'} \rightarrow 0$ (отсутствует мартенсит деформации) на ось ординат χ , получим значение $\chi_s = 13 \cdot 10^{-8} m^3/kg$, которое совпадает со значением χ_s , найденным из

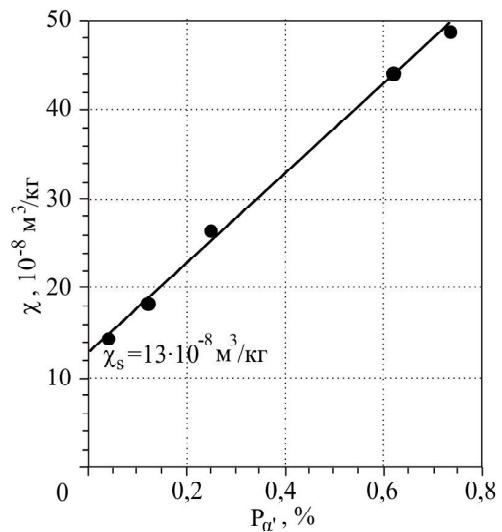


Рис. 4. Зависимость удельной магнитной восприимчивости χ ($H = 3,42 \cdot 10^5 A/m$) от возникающего весьма низкого количества мартенсита деформации $P_{\alpha'}$

графика рис. 3. Как видим, χ_s и ε_s характеризуют границу между однофазным (аустенит) и двухфазным состоянием (аустенит и мартенсит).

В литературных источниках часто используют зависимости накапливающей феррофазы от относительной деформации, из которой приближенно определяют критическую область деформации и считают ее началом возникновения мартенсита деформации. В нашем случае подобная графическая зависимость возникающей ферромагнитной фазы P_α от относительной степени

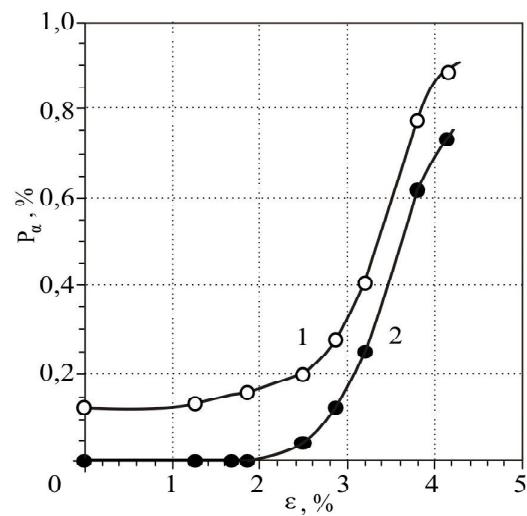


Рис. 5. Зависимость возникающей ферромагнитной фазы P_α от относительной степени сжатия ε для стали 12Х18Н10Т: 1 — $P_\alpha = P_\delta + P_{\alpha'}$; 2 — $P_\alpha = P_{\alpha'}$

сжатия ε представлена на рис. 5 для случаев когда $P_\alpha = P_\delta + P_{\alpha'}$ (кривая 1) и $P_\alpha = P_{\alpha'}$ (кривая 2). По этим кривым практически можно только приблизенно определить ранее найденную граничную точку ε_s . Поэтому лучше ее находить, как было показано, из графика рис. 3.

Таким образом, экспериментально удалось определить стартовые точки χ_s и ε_s для нестабильной стали 12Х18Н10Т. Предлагается однозначную точку ε_s называть истинной деформационной мартенситной точкой по аналогии с известной истинной температурной мартенситной точкой T_s [13,14]. Ее физический смысл: ниже точки ε_s существует однофазное состояние (аустенит), выше – двухфазное (аустенит и мартенсит деформации). При этом, эта точка ε_s является однозначной точкой для стали с данным химическим составом и данным исходным состоянием, а не «плавающей» областью критической деформации (или критического напряжения).

Заключение

Проведенные исследования показали, что используя чувствительный магнитометрический метод определения весьма низких содержаний мартенсита в объемных процентах, удалось найти однозначную граничную точку относительного сжатия ε_s , которую предлагается назвать деформационной мартенситной точкой. Ниже точки ε_s существует однофазное состояние (аустенит), выше – двухфазное (аустенит и мартенсит деформации). Для исследуемой стали 12Х18Н10Т (с данным химическим составом и предварительной закалкой в воду после выдержки 1,5 часа при температуре 1183 К) в процессе одноосного сжатия найдено значение $\varepsilon_s = 2,4\%$. При этом удалось выполнить эту задачу в присутствии незначительного содержания δ -феррита в исходном состоянии до деформации.

Перечень ссылок

1. Банных О. А. Развитие исследований нержавеющих сталей / О. А. Банных // МИТОМ – 1977. – № 10. – 41 с.
2. Толмасов В. А. Изменение фазового свойства нержавеющей стали 1Х18Н9Т под влиянием пластической деформации / В. А. Толмасов // ФММ. – 1958. – Т. VI. – № 5. – С. 838–842.
3. Кайбышев О. А. Пластичность и сверхпластичность металлов / О. А. Кайбышев. – М.: Металлургия, 1975. – 279 с.
4. Ибрагимов Ш. Ш. Мартенситное превращение и механические свойства нержавеющей стали 12Х18Н10Т, облученной нейтронами / Ш. Ш. Ибрагимов, О. П. Максимкин, Д. Х. Садвакасов // ФММ. – 1990. – № 7. – С. 3–5.
5. Малинов Л. С. Развитие мартенситных превращений при деформации в Fe-M-сталах различного состава / Л. С. Малинов, Е. Я. Харланова // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1988. – № 1. – С. 11–14.
6. Влияние микролегирования на мартенситное превращение и свойства реакторных сталей / [В. М. Нетесов, П. А. Березняк, Л. С. Ожигов, В. В. Хондак] // Вопросы атомной науки и техники. Серия : Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение. – 2003. – № 6 (84), – С. 24–27.
7. Максимкин О. П. Особенности кинетики образования α' -мартенсита при деформации нержавеющей стали 12Х18Н10Т, облученной нейтронами / О. П. Максимкин, К. В. Цай, Д. Х. Садвакасов // Вестник НЯЦ РК. – 2007. – Вып. 1. – С. 4–13.
8. Максимкин О. П. Параметры образования мартенситной α' -фазы при деформации нержавеющих сталей, облученных в реакторах АХ ВВР-К и БН-350 / О. П. Максимкин, Н. Н. Гусев, И. С. Осипов // Вестник НЯЦ РК. – 2007. – Вып. 3. – С. 12–17.
9. Применение магнитных методов для исследования эволюции структуры в аустенитных нержавеющих сталях после длительной эксплуатации энергоблоков на АЭС / [В. М. Акажа, В. А. Десненко, Л. С. Ожигов и др.] // Вопросы атомной науки и техники. Серия : Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение. – 2009. – № 4. – 2.(94). – С. 241 – 246.
10. Влияние магнитного момента парамагнитной матрицы на определение низких содержаний α -фазы в аустенитных сталях / [В. Л. Снежной, Ф. Д. Мирошниченко, В. Г. Каниболовский, Г. А. Охромий] // ФММ. – 1970. – Т. 30. – Вып. 2. – С. 363–366.
11. Снежной Г. В. Интегральный физический метод идентификации α -фазы в аустенитных хромоникелевых сталях / Г. В. Снежной, В. Г. Мищенко, В. Л. Снежной // Литье и металлургия. – 2009. – № 3 (52). – С. 241–244.
12. Мирошниченко Ф. Д. Магнитометрические весы с униполлярной астатической системой и механико-магнитным зацеплением призмы / Ф. Д. Мирошниченко, В. Л. Снежной // Приборостроение. – К. : Изд-во «Техника», 1966. – № 2.

-
13. Сніжной Г. В. Зміна механізму стартової мікрокінетики мартенситного перетворення в залізонікелевих стопах / Г. В. Сніжной, В. Л. Сніжной // Металлофізика и новейшие технологии. – 2009. – Т. 31. – № 4. – С. 565–576.
14. Ольшанецкий В. Е. О физической трактовке мартенситной точки / В. Е. Ольшанецкий, В. Л. Сніжной // ФММ. – 1973. – Т. 36. – № 4. – С. 894–896.

Поступила в редакцию 06.09.2010

Сніжной Г.В. Визначення деформаційної мартенситної точки ε_s в хромонікелевих стаях аустенітного класу

Для нестабільних аустенітних хромонікелевих сталей вводиться поняття дійсної деформаційної мартенситної точки ε_s , нижче за яку існує однофазний стан (аустеніт), вище – двофазний (аустеніт і мартенсит деформації). Пропонується методика визначення ε_s в хромонікелевих аустенітних стаях при пластичній одноосьовій деформації стиснення. Встановлено зміну магнітного стану парамагнітного аустеніту поблизу деформаційної мартенситної точки ε_s .

Ключові слова: аустенітна хромонікелева сталь, магнітна сприйнятливість, деформаційна мартенситна точка, пластична деформація.

Snezhnoy G. Determination of deformation martensite point ε_s in chromiumnickel austenitic steels

For the unstable austenitic chromium-nickel steels notion of true strain martensite point ε_s is introduced, below which there is a single-phase state (austenite) above – a two-phase (austenite and martensite deformation). Method of determining ε_s in the chromium-nickel austenitic steels during plastic uniaxial compression is proposed. Changes in the magnetic state of the paramagnetic austenite near the deformation martensite point ε_s set.

Key words: austenitic chromiumnickel steel, magnetic susceptibility, deformation martensite point, plastic deformation.

УДК 621.74.045:669.24:621.984

O. С. Сергієнко, канд. тех. наук Г. А. Бялік, д-р техн. наук В. І. Гонтаренко

Запорізький національний технічний університет

ВПЛИВ РІВНОМІРНОСТІ РОЗПОДІЛУ γ' -ФАЗИ НА МІЦНІСТЬ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ ДО І ПІСЛЯ ГАРЯЧОГО ІЗОСТАТИЧНОГО ПРЕСУВАННЯ

У статті запропоновано методику визначення рівномірності розподілу γ' -фази, а також результати досліджень її впливу на міцність жароміцних нікелевих сплавів. Визначено теоретичну залежність міцності від рівномірності розподілу γ' -фази.

Ключові слова: міцність, нікелевий сплав, структура, γ' -фаза, рівномірність розподілу.

Вступ

Властивості жароміцних сплавів визначаються комплексом факторів, до яких слід віднести об'ємний вміст γ' -фази, розмір її часток, твердорозчинне зміщення γ' -фази і металевої γ -матриці, дисперсність карбідів і розмір зерен.

Однак найбільш суттєвий вклад у жароміцність нікелевих сплавів вносить γ' -фаза, завдяки підвищенню границі текучості при збільшенні температури до 700–800 °C [1].

Інтерметалідна γ' -фаза на основі з'єднання Ni_3Al є основною структурною складовою сучасних жароміцних сплавів. У склад γ' -фази також можуть входити титан, ніобій, хром, молібден, вольфрам, кобальт та інші елементи. Її об'ємний вміст у сплавах, що застосовуються для ліття робочих лопаток турбін I і II ступенів, досягає 60–65 % [2].

Але на міцність жароміцних нікелевих сплавів впливає не тільки розмір часток зміцнюючої γ' -фази, але і особливості її розподілу у об'ємі металу. До цих особливостей, у першу чергу, слід віднести рівномірність її розподілу.

Методика дослідження

На сьогоднішній день не існує будь-якого критерію для оцінки рівномірності розподілу γ' -фази у металевій матриці жароміцних сплавів. Але, слід відмітити, що існують металографічні методи, які дозволяють визначити загальний вміст будь-якої фази відносно металевої матриці, наприклад, метод «Л», ГОСТ 1778-80.

Якщо за допомогою цього методу визначити індекс γ' -фази на двох лініях однакової довжини, проведених через зображення мікроструктури, за формулами:

© О. С. Сергієнко, Г. А. Бялік, В. І. Гонтаренко, 2011

$$I_{\gamma'\min} = \frac{I_{1\gamma'}}{L_{\text{заг}}} \quad I_{\gamma'\max} = \frac{I_{2\gamma'}}{L_{\text{заг}}}, \quad (1)$$

де $I_{\gamma'}$ – сумарна довжина часток γ' -фази на даній лінії, мм;

$L_{\text{заг}}$ – загальна довжина зразка, що розглядається, мм.

За критерій рівномірності розподілу γ' -фази можна прийняти відношення

$$K_{\text{н}\gamma'} = \frac{I_{\gamma'\min}}{I_{\gamma'\max}}. \quad (2)$$

В ідеальному випадку, при цілком врівноваженому розподілі γ' -фази по об'єму металу, індекс γ' -фази повинен бути однаковим для усіх пересічних ліній. При цьому коефіцієнт розподілу $K_{\text{н}\gamma'} = 1$, тобто γ' -фаза розподілена максимально рівномірно.

Для визначення граничної похибки розрахунків коефіцієнту розподілу γ' -фази використовуємо ГОСТ 1778-80.

Спочатку визначається середнє квадратичне відхилення:

$$\sigma = \sqrt{\frac{\Sigma a^2}{n-1}}, \quad (3)$$

де Σa^2 – сума квадратів відхилень від середнього значення сумарної довжини часток γ' -фази на кожній лінії;

n – кількість ліній.

Граничну похибку коефіцієнту розподілу визначаємо за формулою:

$$\sigma_{ox} = \pm \frac{\sigma \cdot 1,65}{\sqrt{L}}, \quad (4)$$

де L – довжина зразка, що розглядається, мм.

Для визначення впливу рівномірності розподілу γ' -фази на міцність нікелевих сплавів, використано 4 зразка нікелевих жароміцьких сплавів, виконаних за різними технологіями:

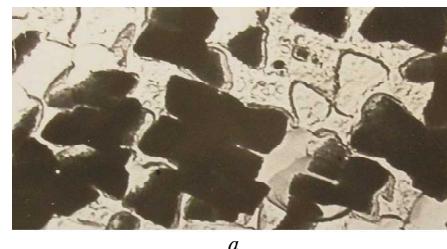
- 1) литий зразок;
- 2) литий зразок з термообробкою;
- 3) литий зразок після ГІП;
- 4) литий зразок після ГІП і термообробки.

Для кожного зі зразків визначено механічні властивості: межу міцності, відносне подовження, відносне звуження і тривалу міцність. Також виготовлено шліфи для металографічного дослідження на растровому електронному мікроскопі, фотографії мікроструктури наведено на рисунку 1.

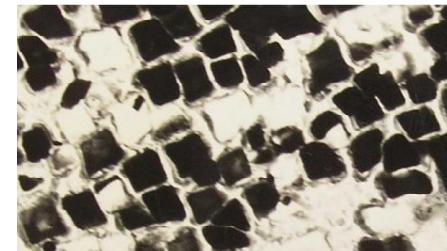
Результати розрахунків за наведеною методикою, зведені у таблицю 1.

Таблиця 1 – Результати розрахунку коефіцієнта рівномірності розподілу γ' -фази

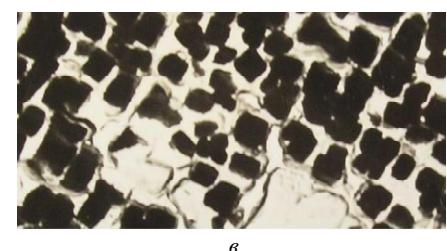
№ зразка	$L_{зас}$, мм	№ лінії	L , мм	$I_{\gamma'}$	K_h
1	115	1	66	0,5739	0,3864
		2	80	0,6957	
		3	88	0,7652	
		4	34	0,2957	
		5	47	0,4087	
2	137	1	86	0,6277	0,6305
		2	79	0,5766	
		3	58	0,4234	
		4	92	0,6715	
		5	79	0,5766	
3	125	1	85	0,68	0,5806
		2	93	0,744	
		3	54	0,432	
		4	68	0,544	
		5	73	0,584	
4	130	1	66	0,5077	0,8649
		2	74	0,5692	
		3	64	0,4923	
		4	69	0,5308	
		5	65	0,5	
Границна похибка – 1,088%					



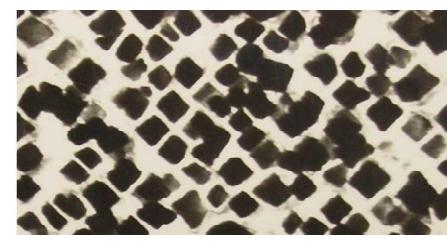
a



б



в



г

Рис. 1. Морфологія і розмір γ' -фази у зразках, виконаних за різними технологіями:

а – литий зразок, б – зразок після термообробки, в – зразок після ГІП, г – зразок після ГІП і термообробки

Ці розрахунки підтверджують, що після проведення ГІП рівномірність розподілу часток γ' -фази збільшується відносно литого стану, однак дещо поступається литому зразку після термообробки. Максимальний ефект досягається проведением ГІП з подальшою термообробкою, у такому випадку коефіцієнт розподілу наближається до одиниці.

Для металографічних розрахунків допустимою є похибка до 10 %, отже розрахунки проведено з достатньою точністю, і їх результатами можна користуватися для подальших досліджень.

Для наочності взаємозв'язку між міцністю (σ_B) і рівномірністю розподілу γ' -фази або розміром відстаней між частинками γ' -фази (D) побудовано залежність (рис. 2).

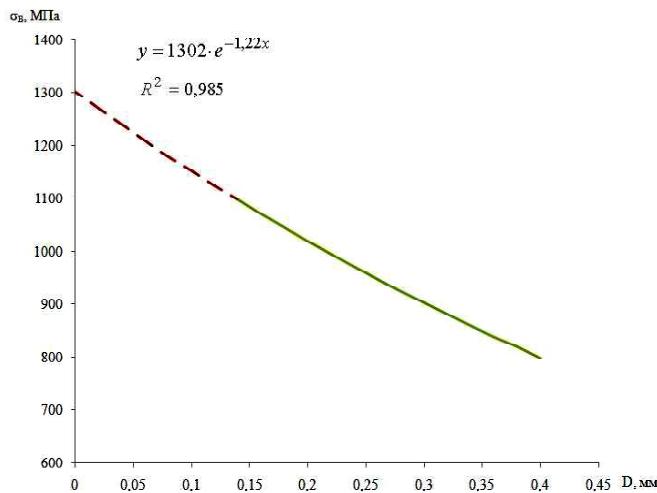


Рис. 2. Залежність міцності нікелевих сплавів від відстані між частинками γ' -фази

Аналіз залежності підтверджує розрахункові дані, адже при рівномірному розподілі часток γ' -фази у металевій матриці, відстані між ними менші, ніж при нерівномірному розподілі. При цьому, при збільшенні міжчасткових відстаней міцність сплаву зменшується згідно з кривою на графіку.

Область графіку, виконана пунктирною лінією, відповідає теоретичним даним, через те, що досягти розміру часток γ' -фази і відстаней між ними менше 0,16 мкм на сьогоднішній день є практично неможливим.

Висновки

Таким чином, було встановлено, що ступінь рівномірності розподілу γ' -фази суттє-

во впливає на міцність жароміцних нікелевих сплавів. Найбільша рівномірність спостерігається у зразку № 4, що пройшов ГІП і термічну обробку, відповідно саме цей зразок має найвищі механічні властивості.

Перелік посилань

1. Каблов Е. Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технология, покрытия) / Е. Н. Каблов – М. : МИСИС, 2001. – 632 с.
2. Технологическое обеспечение эксплуатационных характеристик деталей ГТД, часть II / [Богуслаев В.А., Муравченко Ф.М., Жеманюк и др.]. – Запорожье : изд-во ОАО «Мотор Сич», 2003. – 496 с.

Поступила в редакцию 18.06.2010

Сергиенко О.С., Бялик Г.А., Гонтаренко В.И. Влияние равномерности распределения γ' -фазы на прочность никелевых сплавов до и после горячего изостатического прессования

В статье предложена методика определения равномерности распределения γ' -фазы, а также результаты изучения ее влияния на прочность жаропрочных никелевых сплавов. Определена теоретическая зависимость прочности от равномерности распределения γ' -фазы.

Ключевые слова: прочность, никелевый сплав, структура, γ' -фаза, равномерность распределения.

Sergienko O., Bialik G., Gontarenko V. The influence of γ' -phase distribution factor on the strength of nickel alloys before and after hot isostatic pressing

The article covers the method of γ' -phase distribution factor evaluation and the research results of its influence on the strength of heat-proof nickel alloys. The theoretical functional connection between strength and γ' -phase distribution factor is described.

Key words: strength, nickel alloy, structure, γ' -phase, distribution factor.

УДК 669.14.018.24

**Канд. техн. наук А. И. Вильчек¹, канд. техн. наук М. В. Сидоренко¹,
канд. техн. наук В. Е. Замковой², А. Б. Единович²**

¹Запорожский национальный технический университет

²Государственное предприятие «Ивченко-Прогресс», г. Запорожье

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПОКРЫТИЯ ЛАТУНЬЮ СТАЛИ 16Х3НВФМБ-Ш НА ЕЕ КОНТАКТНУЮ ВЫНОСЛИВОСТЬ

Получены характеристики контактной выносливости стали 16Х3НВФМБ-Ш, покрытой латунью ЛС 59-1 при нормальной и повышенной (150 °C) температурах, трении качения и качения со скольжением (7 %).

Ключевые слова: контактная выносливость, теплостойкие стали, покрытие, латунь.

Введение

Повышение надежности и долговечности ответственных деталей ГТД достигается, в первую очередь, за счет улучшения характеристик качества их рабочих поверхностей. Для деталей, работающих в условиях контактного взаимодействия, перспективным направлением управления характеристиками качества рабочих поверхностей является сочетание химико-термической и отделочно-упрочняющей обработок с нанесением на поверхность тонкого слоя антифрикционного материала [1–2]. Вместе с тем, данных по контактной выносливости материалов, применяемых для производства деталей ГТД, с учетом всего многообразия покрытий и финишных обработок, по прежнему недостаточно.

Цель работы: исследование характеристик контактной выносливости стали 16Х3НВФМБ-Ш,

покрытой латунью ЛС 59-1 при нормальной и повышенной (150 °C) температурах, трении качения и качения со скольжением (7 %).

Методика исследования

Для испытаний материалов на контактную усталость применяются различные установки, среди которых в эксплуатации хорошо себя зарекомендовала установка МКВ-К, конструкции ВНИИ подшипниковой промышленности. Она предназначена для испытаний при нормальной температуре и постоянной скорости вращения приводного диска, что несколько ограничивает ее применение. Испытания при нормальной температуре проводили на модернизированной установке МКВ-К (рис. 1, а) при контактных напряжениях $\sigma_{Zmax} = 3500$ МПа. Частота вращения приводного диска 100 s^{-1} . Испытания при

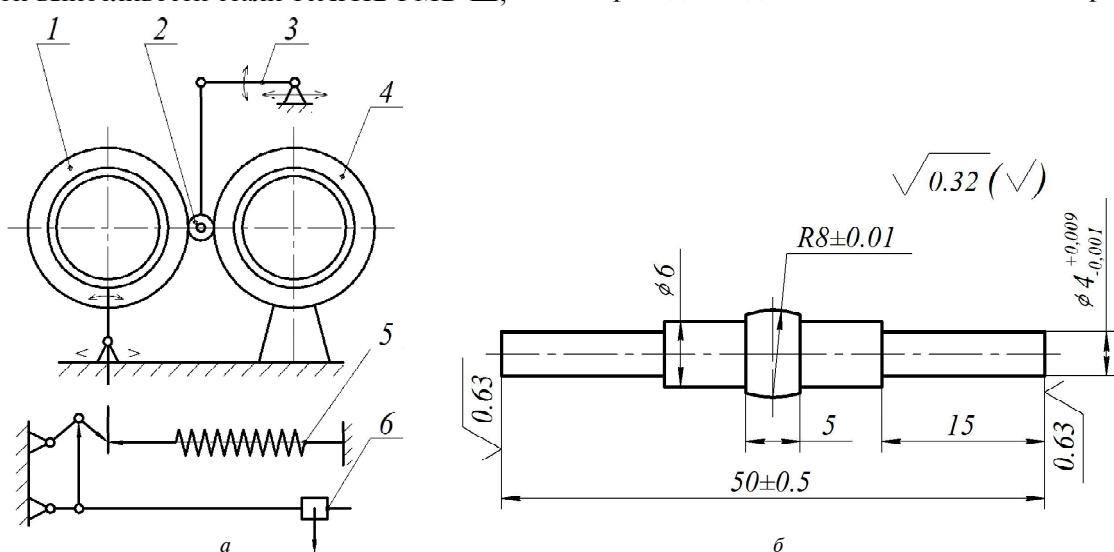


Рис. 1. Схема машины (а) и образца (б) для испытаний на контактную усталость:

1 – прижимной диск; 2 – образец; 3 – подвеска образца; 4 – приводной диск; 5 – узел нагружения образца; 6 – узел разгрузления образца

температуре 150 °C проводили на установке МКВ-Т, разработанной на кафедре ДМ и ПТМ ЗНТУ (а.с. 894459), в которой образец при испытаниях обкатывается между двумя нагревающимися испытательными дисками. Для испытаний с относительным скольжением 7 % на установке оба рабочих диска сделаны приводными.

Ввиду большого разброса для проведения испытаний необходимое количество образцов в одной партии составляло 18–20 шт. Для изготовления образцов взяты прутки диаметром 15 мм из стали 16Х3НВФМБ-Ш (ВКС-5) электрошлакового переплава. Чертеж образца приведен на рисунке 1, б. Перед черновой механической обработкой заготовки прошли предварительную термическую обработку: нагрев до температуры 940 °C, выдержка – 1 час и охлаждение на воздухе; высокий отпуск при температуре 660 °C. Режим химико-термической обработки: цементация в твердом карбюризаторе 930 °C, закалка 920 °C, отпуск 350 °C. Твердость закаленного слоя составила HRC 61–63. Глубина цементованного слоя – 1,2 мм. Структура рабочего цементованного слоя – мелкоигольчатый мартенсит с большим количеством мелкодисперсных карбидов, в отдельных образцах наблюдаются остатки карбидной сетки. Покрытие латунью ЛС59-1 осуществлялось механофрикционным способом на финишном этапе обработки. Смазка рабочих дисков осуществлялась смесью масла МС-20 (ГОСТ 21713-76) и трансформаторного масла (ГОСТ 982-80) в объемном соотношении 1:3. При комнатной

температуре испытания проводились в режиме фрикционного качения, а при температуре 150 °C в режиме фрикционного качения и качения с принудительным проскальзыванием 7 %.

Результаты исследований и их обсуждение

Осмотр образцов после испытаний показал, что износ их вследствие истирания практически отсутствует даже при наличии скольжения в контакте. Основным критерием выхода образцов из строя являлось образование ямок контактного усталостного выкрашивания – питтингов. Несмотря на высокие контактные нагрузки, и даже при наличии скольжения, истирание проходит в режиме жидкостного трения как при нормальной, так и при повышенной (150 °C) температуре. В таблице 1 представлены типичные виды разрушений испытанных образцов. Как видно, характер разрушения стали без покрытия и латунированной – идентичен как при 20 °C, так и при 150 °C. При испытаниях со скольжением характер питтинга несколько отличен. Скол более крупный, и часто края образовавшейся ямки имеют трещины, предшествующие разрушению. Зарождение усталостных микротрещин наблюдается как на поверхности, так и под поверхностью обкатки. Поверхностные микротрещины наблюдаются чаще всего у образцов, испытанных в условиях принудительного скольжения. Исследование поперечных шлифов показало наличие поверхностных трещин, расположенных на глубине 150–300 мкм, что соответствует зоне дей-

Таблица 1 – Характер разрушения стали 16Х3НВФМБ-Ш

Состояние поверхности	Режимы испытаний		
	20 °C	150 °C	150 °C + скольж. 7 %
без покрытия			
покрытие ЛС 59-1			

ствия максимальных касательных напряжений для данного случая (контактирование эллипсоидного образца диаметром 8 мм и цилиндрического диска диаметром 150 мм). Кроме того, очагами зарождения поверхностных трещин часто являются дефекты структуры, остатки карбидной сетки (рис. 2, *a*), грубые карбиды (рис. 2, *b*). Как уже отмечалось, принципиального различия в характере разрушения покрытых и непокрытых образцов не наблюдается, однако на образцах, покрытых латунью, ширина беговой дорожки образца больше. Следует отметить, что на беговой дорожке непокрытых образцов после испытаний наблюдается увеличение микротвердости на 80–120 ед. Особенно этот эффект имеет место при испытаниях со скольжением.

В результате статистической обработки были определены: среднелогарифмическая долговечность N_{50} , соответствующая 50 % вероятности разрушения; гарантированная долговечность N_{10} , соответствующая 10 % вероятности разрушения образцов (таблица 2), а также среднеквадратическое отклонение $S_{\lg N}$. По вычисленным значениям $\bar{\lg} N$ и $S_{\lg N}$ были построены прямые, аппроксимирующие функции распределения логарифмов чисел циклов: $\lg N_{pi} = \bar{\lg} N + u_{pi} \cdot S_{\lg N}$ (рисунок 3).

Из результатов видно, что испытания при нормальной температуре не выявили преимущества покрытия латунью, долговечность образцов двух вариантов практически одинакова.

Эффективность покрытия проявилась при испытаниях при повышенной температуре и, в особенности, при наличии скольжения.

На беговых дорожках непокрытых образцов при 150 °C наблюдается не только повышение микротвердости (наклеп), но и цвета побежалости. Несмотря на то, что температура отпуска для стали ВКС-5 составляет 350 °C, совместное действие силовых и температурных нагрузок приводит к снижению сопротивления контактной усталости. На образцах, покрытых латунью, этого не наблюдается.

Выводы

- Получены характеристики контактной выносливости стали ВКС-5 без покрытия и подвергнутой латунированию сплавом ЛС 59-1.

- Среднелогарифмическая и гарантированная долговечности при фрикционном качении цементированной стали ВКС-5 без покрытия и с покрытием латунью ЛС 59-1 находятся практически на одном уровне.

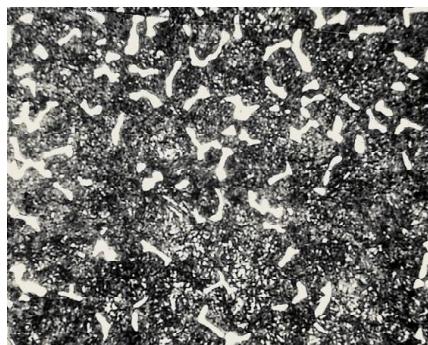
*a**b*

Рис. 2. Очаги зарождения трещин:

a — остатки карбидной сетки; *b* — разрушение в зоне включения

Таблица 2 – Результаты испытаний стали 16Х3НВФМБ-Ш

Состояние поверхности	Режимы испытаний		
	20 °C	150 °C	150 °C + скольж. 7 %
без покрытия	<u>30,63*</u> 9,33	<u>16,17</u> 5,4	<u>5,51</u> 1,67
покрытие ЛС59-1	<u>26,63</u> 6,85	<u>20,34</u> 7,31	<u>11,92</u> 2,78

Примечание: * — в числителе указана среднелогарифмическая долговечность N_{50} , млн. циклов; в знаменателе гарантированная долговечность N_{10} , млн. циклов

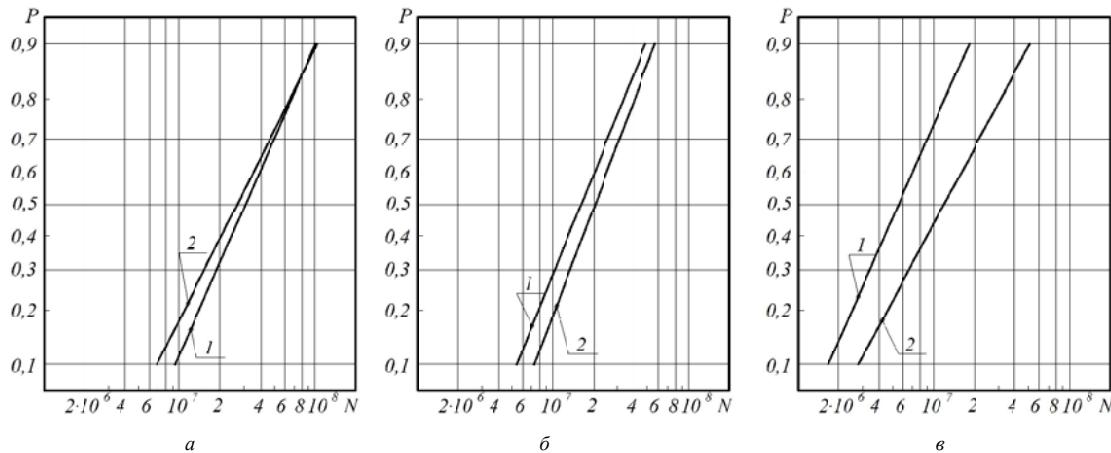


Рис. 3. Графики функции распределения долговечности образцов из стали ВКС-5 при $\sigma_{Z\max} = 3500$ МПа
(1 – без покрытия; 2 – с покрытием ЛС 59-1)

a – чистое качение, $t = 20$ °C; *б* – чистое качение, $t = 150$ °C; *в* – качение со скольжением 7 %, $t = 150$ °C

3. Обнадеживающие результаты положительного влияния покрытия поверхности стали ВКС-5 латунью ЛС 59-1 существенно проявились при испытаниях при повышенной температуре (150 °C) в условиях качения с принудительным скольжением.

4. Вместе с тем, учитывая специфику контактно-усталостных испытаний, большой разброс результатов испытаний в каждой выборке, представляется целесообразным продолжить комплексные исследования влияния покрытий на контактную выносливость стали ВКС-5 в статистическом аспекте.

Перечень ссылок

- Берсусдский А. Л. Технологическое обеспечение долговечности деталей машин на основе упрочняющей обработки с одновременным нанесением антифрикционных покрытий: дис. доктора техн. наук : 05.02.08 / Берсусдский Анатолий Леонидович. – М., 2007. 338 с.
- Леванцевич М. А. Технологические возможности покрытий, нанесенных металлическими щетками // Прикладные науки. – 2005. – Т. 2. – № 4. – С. 53–55.

Поступила в редакцию 15.11.2010

Вільчек О.І., Сидоренко М.В., Замковий В.Є., Єдинович А.Б. Дослідження впливу покриття латунню сталі 16Х3НВФМБ-Ш на її контактну витривалість

Отримано характеристики контактної витривалості сталі 16Х3НВФМБ-Ш, покритою латунню ЛЗ 59-1 при нормальній і підвищений (150 °C) температурах, термі кочення і кочення з ковзанням (7 %).

Ключові слова: контактна витривалість, теплостійкі сталі, покриття, латунь.

Vilchek A., Sidorenko M., Zamkovoy V., Yedinovich A. Research of 6X3HVFMB-III steel brass coating effect on its contact resistance

Obtained data of contact resistance of 16X3HVFMB-III steel coated with LS 59-1 (LS 59-1) brass at normal and higher (150°C) temperatures, rolling friction and rolling with slipping (7 %).

Key words: contact resistance, heatproof steels, coating, brass.

Вісник двигунобудування № 1(24)/2011
науково-технічний журнал

І. о. головного редактора
Заст. гол. редактора

д-р техн. наук О. Я. Качан
д-р техн. наук А. І. Долматов

Оригінал-макет підготовлено в редакційно-видавничих відділах ЗНТУ і ВАТ «Мотор Січ»
Комп'ютерна верстка *Н.О. Савчук*
Переддрукарська підготовка *М.Д. Хон*
Коректори *О.Г. Сахно*
О.Є. Носік
Я.В. Обухович
Реєстрація рукописів *В.Й. Гембель*

Передrukuvannia materialiv tільки 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 31.03.2010 р. Папір Xerox 80 г/м², видавнича система DocuTech-135, зам. 1344, накл. 300.
Надруковано видавничим комплексом ВАТ «Мотор Січ»
Україна, 69068, Запоріжжя, просп. Моторобудівників, 15, тел. (0612) 720-42-49, 720-41-11