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

ВЕСТНИК №1 ДВИГАТЕЛЕСТРОЕНИЯ 2016 издается

издается с 2002 г.

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ ЖУРНАЛ

Выходит два раза в год

Приказом Министерства образования и науки Украины № 1328 от 21.12.2015 г. «Об утверждении решений Аттестационной коллегии Министерства относительно деятельности специализированных ученых советов от 15 декабря 2015 года» журнал включен в перечень научных профессиональных изданий Украины, в которых могут публиковаться результаты диссертационных работ на соискание ученых степеней доктора и кандидата технических наук

> Запорожье АО «Мотор Сич» 2016 г.

ISSN 1727-0219

Интернет-страница журнала: <u>http://journal.zntu.edu.ua/vd/index.php?page=index</u>

Статьи, которые публикуются в журнале, реферируются в базах данных та РЖ ВИНИТИ (Россия) и «Джерело» (Украина). Журнал Вестник двигателестроения содержится в международной базе научных изданий INSPEC, Index Copernicus (http://journals.indexcopernicus.com/index.php), электронная копия журнала размещена на сайте Национальной библиотеки Украины имени В.И. Вернадского НАН Украины в разделе «Наукова періодика України» по адресу: http:// nbuv.gov.ua/portal/

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
- Технология производства и ремонта
- Конструкция и прочность

Загальні питання двигунобудування

Конструкція і міцність

Складання і випробування

• Експлуатація, надійність та ресурс

- Сборка и испытания
- Эксплуатация, надежность, ресурс

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:

Технологія виробництва і ремонту

Конструкционные материалы

- 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

д-р техн. наук А. П. Зиньковский

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

Материалы номера рекомендованы к публикации Ученым Советом Запорожского национального технического университета (протокол № 1 от 21 марта 2016 г.).

Главный редактор:	д-р техн. наук, профессор А. Я. Качан
Заместитель главного редактора:	д-р техн. наук, профессор А. И. Долматов
Члены редакционной коллегии:	
л-р техн. наук В. А. Богуслаев	д-р техн. наук А. Я. Мовшович
д-р техн. наук С. Б. Беликов	д-р техн. наук В. Е. Ольшанецкий
л-р техн. наук В. С. Кривнов	д-р техн. наук Г. А. Горбенко
д-р техн. наук Ю. Н. Внуков	д-р техн. наук С. В. Епифанов
л-р техн. наук Э. И.Цивирко	д-р техн. наук Н. С. Кулик
л-р техн. наук Л. И. Ившенко	д-р техн. наук С. А. Дмитриев
канд. техн. наук П. Д. Жеманюк	д-р техн. наук Н. Ф. Дмитриченко
л-р техн. наук Г. А. Кривов	д-р техн. наук А. Р. Лепёшкин
л-р техн. наук В. А. Титов	д-р техн. наук Ю. В. Петраков
л-р техн. наук Ю. А. Ножницкий	д-р техн. наук М. В. Киндрачук
д-р техн. наук Б. С. Карпинос	канд. техн. наук В. Ф. Мозговой

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

> © 3HTY, 2016 © НАУ им. Жуковского «ХАИ», 2016 © АО «Мотор Сич», 2016

канд. техн. наук А. В. Богуслаев

канд. техн. наук А. В. Шереметьев

- Шановні автори публікацій!

- Стандартизация и метрология • Экология

Члены редакционной коллегии



Качан А.Я. Гл. редактор, 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

Цивирко Э.И.

д-р техн. наук

д-р техн. наук



Кривцов В.С. д-р техн. наук



Ивщенко Л.И. д-р техн. наук



Мовшович А.Я. д-р техн. наук



Епифанов С.В. д-р техн. наук



Богуслаев А.В. канд. техн. наук



Жеманюк П.Д. канд. техн. наук



Зиньковский А.П. д-р техн. наук



Ольшанецкий В.Е. д-р техн. наук



Кулик Н.С. д-р техн. наук



Мозговой В.Ф. канд. техн. наук



Внуков Ю.Н. д-р техн. наук



Карпинос Б.С. д-р техн. наук



Титов В.А. д-р техн. наук



Дмитриев С.А. д-р техн. наук



Шереметьев А.В. канд. техн. наук



Кривов Г.А. д-р техн. наук



Ножницкий Ю.А. Дмитриченко Н.Ф. д-р техн. наук



Петраков Ю.В. д-р техн. наук



Лепёшкин А.Р. д-р техн. наук



Киндрачук М.В. д-р техн. наук

Горбенко Г.А.

д-р техн. наук











Для сведения авторов

Условия публикации:

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

Требования к оформлению материалов для журнала «Вестник двигателестроения»

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

• Рукопись статьи присылается в редакцию в двух экземплярах вместе с 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 Microcoft Word 97 или 2000 (в соответствии с ДСТУ 3008–95). Формат листа – А4, ориентация – книжная, поля – 20 мм со всех сторон. Шрифт: гарнитура Times New Roman, размер 12 пт; интервал – 1,5; выравнивание по ширине. Текст с ручным переносом не принимается!

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

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

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

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

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

Статьи направляются в редакцию по адресу:

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

СОДЕРЖАНИЕ

ОБЩИЕ ВОПРОСЫ ДВИГАТЕЛЕСТРОЕНИЯ

Лоскутов С.В., Ершов А.В., Зеленина Е.А. ОЦЕНКА КОНТАКТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЫ ПРИ СЦЕПЛЕНИИ ЧАСТИЦЫ ПЛАЗМЕННОГО ПОКРЫТИЯ С ШЕРОХОВАТОЙ ПОВЕРХНОСТЬЮ ПОДЛОЖКИ7
Катренко М.А., Панченко А.А. ОПРЕДЕЛЕНИЕ ОПТИМАЛЬНОГО ОТНОСИТЕЛЬНОГО РАСХОДА ВОДЫ В КОМБИНИРОВАННОМ ГИДРОРЕАКТИВНОМ ДВИГАТЕЛЕ С ПОДАЧЕЙ ВОДЫ В ЗАКРИТИЧЕСКУЮ ЧАСТЬ СОПЛА
Гараненко Т.Р., Прибора Т.И., Березовский Е.К. МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ШИРОКОХОРДНЫХ ПОЛЫХ РАБОЧИХ ЛОПАТОК ВЕНТИЛЯТОРА
Шамровський О.Д., Богданова Є.М. МЕТОД ПОСЛІДОВНИХ ПЕРЕМІЩЕНЬ ДЛЯ РОЗВ'ЯЗАННЯ КОНТАКТНИХ ЗАДАЧ ТЕОРІЇ ПРУЖНОСТІ
конструкция и прочность
<i>Mastinovsky Yu.V.</i> THERMO-ELASTIC WAVES IN TWO-LAYER STRIP COMPOSED OF DIFFERENT MATERIALS
<i>Моргун С.А.</i> ВЛИЯНИЕ ПОЛЯ ЦЕНТРОБЕЖНЫХ СИЛ НА ЧАСТОТЫ КОЛЕБАНИЙ РАБОЧИХ ЛОПАТОК ТУРБОМАШИН
Івщенко Л.Й., Крестьяніков О.І., Прибора Т.І. ХАРАКТЕР ПЕРЕМІЩЕННЯ КОНТАКТУЮЧИХ ПОВЕРХОНЬ Z-ПОДІБНИХ БАНДАЖНИХ ПОЛИЦЬ ЛОПАТОК ГТД
ТЕХНОЛОГИЯ ПРОИЗВОДСТВА И РЕМОНТА
Павленко Д.В., Двирник Я.В. ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗНАШИВАНИЯ РАБОЧИХ ЛОПАТОК КОМПРЕССОРА ВЕРТОЛЕТНЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ, ЭКСПЛУАТИРУЮЩИХСЯ В УСЛОВИЯХ ЗАПЫЛЕННОЙ АТМОСФЕРЫ
Качан А.Я., Уланов С.А. КОНТАКТНЫЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ПРИ ШЛИФОВАНИИ ДЕТАЛЕЙ ГТД И ОПРЕДЕЛЕНИЕ ОБЛАСТИ БЕСПРИЖОГОВОЙ ОБРАБОТКИ
Павленко Д.В., Овчинников А.В. УПЛОТНЕНИЕ СПЕЧЕННЫХ ТИТАНОВЫХ ЗАГОТОВОК ГИДРОЭКСТРУЗИЕЙ
<i>Качан А.Я., Уланов С.А.</i> ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ МЕТОДОВ ОБРАБОТКИ ТОНКОСТЕННЫХ ПОЛЫХ ВАЛОВ ГТД НА ИХ НЕСУЩУЮ СПОСОБНОСТЬ
Дядя С.И., Козлова Е.Б., Кондратюк Э.В., Кришталь В.А., Зубарев А.Е. СИСТЕМАТИЗАЦИЯ КОЛЕБАНИЙ ПРИ КОНЦЕВОМ ФРЕЗЕРОВАНИИ ТОНКОСТЕННЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ДЕТАЛЕЙ

Белоконь Ю.А., Павленко Д.В., Пахолка С.Н. ПОЛУЧЕНИЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ КОМПРЕССОР ГАЗОТУРБИННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ НА ОСНОВЕ МЕТОДА САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩЕГОСЯ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО СИНТЕЗА	PA 72
<i>Мозговой В.Ф., Березовский Е.К., Панасенко В.А.</i> ФОРМООБРАЗОВАНИЕ ШИРОКОХОРДНОЙ ВЕНТИЛЯТОРНОЙ ЛОПАТКИ ТРДД НА ФРЕЗЕРНЫХ СТАНКАХ С ЧПУ	81
<i>Пухальская Г.В., Марков И.Б.</i> Определение механических свойств в различных зонах сварных соединений из титанового сплава втз-1	89
Маковский С.Г., Лукинов В.В., Цивирко Э.И., Шаломеев В.А. НАНОТЕХНОЛОГИЯ В ПОВЫШЕНИИ СВОЙСТВ ЛИТЕЙНЫХ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ	92
<i>Миронов А.Н., Потап О.Е., Тригуб И.Г.</i> МЕТОД НЕПРЯМОЙ ОЦЕНКИ ВЕЛИЧИНЫ НАТЯЖЕНИЯ ПРОКАТА В ОДНОНИТОЧНОЙ ЧЕРНОВОЙ ГРУППЕ КЛЕТЕЙ НЕПРЕРЫВНОГО МЕЛКОСОРТНОГО СТАНА	96
Бабенко О.Н., Прибора Т.И. МЕТОДЫ РЕГУЛИРОВАНИЯ ЧАСТОТ СОБСТВЕННЫХ КОЛЕБАНИЙ РАБОЧИХ ЛОПАТОК КОМПРЕССОРА ГТД	. 101
КОНСТРУКЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ	
Гайдук С.В., Кононов В.В. РАСЧЕТ ФАЗОВОГО СОСТАВА ЛИТЕЙНОГО СВАРИВАЕМОГО ЖАРОПРОЧНОГО КОРРОЗИОННОСТОЙКОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА МЕТОДОМ CALPHAD	. 107
Белоус В.А., Ермоленко И.Г., Заднепровский Ю.А., Ломино Н.С. ОСАЖДЕНИЕ УПРОЧНЯЮЩИХ MoN- ПОКРЫТИЙ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ УСЛОВИЙ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО АЗОТИРОВАНИЯ ОСНОВЫ	. 113
Калинина Н.Е., Джур Е.А., Калинин В.Т., Носова Т.В., Кашенкова А.В. ВЛИЯНИЕ МОДИФИЦИРОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СЛОЖНОЛЕГИРОВАННЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ	. 118
<i>Іванов В.Г.</i> Розподіл хімічних елементів у структурі високоміцного чавуну для маслотних заготовок поршневих кілець	. 121
Нетребко В.В. ВЛИЯНИЕ НОРМАЛИЗАЦИИ НА ТВЕРДОСТЬ Cr-Mn-Ni ЧУГУНОВ	. 129

УДК 533.924; 621.793.7

Д-р техн. наук С. В. Лоскутов, д-р техн. наук А. В. Ершов, Е. А. Зеленина

Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье

ОЦЕНКА КОНТАКТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЫ ПРИ СЦЕПЛЕНИИ ЧАСТИЦЫ ПЛАЗМЕННОГО ПОКРЫТИЯ С ШЕРОХОВАТОЙ ПОВЕРХНОСТЬЮ ПОДЛОЖКИ

Рассмотрена модель распределения контактной температуры при сцеплении частицы плазменного покрытия с шероховатой поверхностью подложки. Показано, что на поверхности микровыступов подложки контактная температура оказывается выше, чем на гладкой поверхности. Определено расположение изотермы плавления относительно изотермы контактной температуры при нанесении стального покрытия на стальную поверхность. Разработан метод оценки относительной прочности сцепления покрытия на основании определения площади зон плавления на шероховатой поверхности подложки. Показано, что доля зон оплавленной поверхности шероховатой подложки составляет 20–28 % и возрастает при увеличении шероховатости и температуры подложки.

Ключевые слова: плазменное напыление, подложка, контактная температура, нестационарный теплообмен, изотерма плавления, прочность сцепления.

Постановка проблемы

При использовании плазменных покрытий для восстановления и упрочнения деталей требуется повышение их прочности, износостойкости и коррозионной стойкости. Особым требованием является повышение прочности сцепления с поверхностью детали. Указанные характеристики непосредственно связаны с возможностью повышения надежности, работоспособности и долговечности машин. Прочность плазменных покрытий в настоящее время составляет только (10-15) % от прочности материала детали [1, 2]. Недостаточная прочность сцепления покрытий связана со сложностью физических процессов, протекающих при контакте частиц с подложкой. Наиболее важными из них являются процессы нагрева поверхности подложки, которые определяют условия сцепления покрытия с поверхностью. Одним из главных параметров, определяющих скорость протекания химической реакции схватывания частицы с поверхностью подложки, является контактная температура. Из опыта известно, что для повышения сцепления покрытия следует специально создавать шероховатость на подложке. Однако при теоретических расчетах контактной температуры и других характеристик. наличие шероховатости подложки не учитывается. Поэтому разработка теоретической модели влияния шероховатости поверхности на величину контактной температуры является актуальной проблемой.

Анализ последних исследований и публикаций Для повышения прочности выполняется ряд мероприятий, направленных на повышение темпе-

ратуры контактного взаимодействия частиш с поверхностью детали, [1-5] в виде дуговой, термической. химической или газолинамической активации подложки. Ввиду малой длительности высокотемпературной фазы контакта, которая примерно составляет 10⁻⁵с, прямые измерения контактной температуры затруднены. Существующие расчеты контактной температуры используют допущение о том, что температура частиц равна или незначительно превышает температуру плавления. В результате, полученная величина контактной температуры для стальных покрытий на стальной подложке составила 847 °С [1]. Однако последние экспериментальные работы по измерению температуры частиц путем калориметрирования металлизационной струи показали, что температура частиц, полученных при дуговом распылении проволоки, равна температуре кипения металла [6]. При этом предварительная оценка контактной температуры будет значительно превышать результаты работы [1]. Указанное обстоятельство требует уточнения величины контактной температуры.

Задачей исследований по улучшению свойств покрытий является изучение механизма сцепления расплавленных частиц металла с поверхностью подложки. При решении этой задачи еще недостаточно полно учитывается влияние характеристик шероховатости на поверхности подложки. Если применение дробеструйной активации, при которой создается шероховатость поверхности, считается практически необходимой как при плазменном, так и при электродуговом методе нанесения покрытий [7], то теоретические разра-

© С. В. Лоскутов, А. В. Ершов, Е. А. Зеленина, 2016

ботки, учитывающие влияние шероховатости поверхности подложки на контактную температуру отсутствуют. Механизм влияния формы и высоты микрорельефа подложки на распределение контактной температуры покрытия теоретически не исследован.

Поэтому **главной целью этой работы являет**ся разработка модели расчета контактной температуры при сцеплении частицы покрытия с шероховатой поверхностью подложки.

Физическая модель контакта частицы с поверхностью

В основе механизма сцепления используется представление об оплавлении вершин микровыступов при контакте с расплавленной каплей металла. С увеличением относительной площади оплавления микровыступов должна повышаться и прочность сцепления покрытия с подложкой. Для определения площади оплавления микровыступов следует решить задачу о нестационарной теплопроводности контактирующих поверхностей. При этом каплю металла и подложку можно считать полубесконечным телом, до того момента времени, пока тепловая волна не достигнет противоположной поверхности частицы покрытия [1, 2].

При разработке модели будем считать, что диаметр частицы больше среднего расстояния между ближайшими микровыступами. При этом условии жидкая частица покрытия будет охватывать микровыступ на подложке с двух сторон и его нагрев будет более интенсивным за счет одновременности процесса. Если же, диаметр деформированной частицы покрытия будет меньше, чем шаг микровыступов, то одновременный двусторонний нагрев каждого из них будет мало вероятным. Поскольку средний диаметр деформированных частиц покрытия составляет примерно 600 мк, то среднее расстояние между микровыступами в данной модели не должно превышать 300 мк. Форма микровыступов принимается в виде треугольников с прямым углом при вершине. При этом существует вопрос о заполнении микровпадин жидкой частицей. Для того, чтобы это случилось, при отсутствии смачивания холодной поверхности подложки, величина силы инерционного давления частицы должна превысить силу поверхностного натяжения расплавленного металла. Приравняв гидродинамическое давление частицы капиллярному давлению, найдем радиус заполнения капилляра:

$$S_n = \frac{1}{2} S_0 \left(1 - \frac{2\underline{\mathcal{H}}}{h} \right), \tag{1}$$

где ρ, ν, σ — плотность, скорость и коэффициент поверхностного натяжения частицы, R — радиус капилляра, заполняемого под действием силы гидродинамического давления:

$$R = \frac{4\sigma}{\rho V^2},\tag{2}$$

Расчет для стали при $\sigma = 1,85$ H/м, [8], $\rho = 7,8 \cdot 10^3$ кг/м³, V = 50 м/с дает величину гидродинамического давления 9,8 МПа, а значение радиуса заполняемого капилляра составит $R = 3,76 \cdot 10^{-7}$ м. Таким образом, вблизи лобовой критической точки частицы жидкий металл даже при отсутствии смачивания с поверхностью будет достаточно глубоко проникать в микровпадины, поскольку радиус капилляра, заполняемого под действием силы гидродинамического давления значительно меньше высоты микровыступов.

Зададим идеализированную форму поперечной шероховатости подложки в виде одинаковых треугольников с прямыми углами при вершинах и во впадинах и будем пренебрегать продольной шероховатостью, рис. 1. Такая поверхность может быть получена, например, при грубом шлифовании, обработке резцом, фрезой или при иглофрезеровании металлическими щетками.



Рис. 1. Расчетная схема температурного поля микровыступа на подложке; q_x , q_y – плотности теплового потока вдоль осей *ОХ* и *ОУ*

Для определения температурного поля микровыступа зададим тепловые потоки q_x и q_y вдоль координатных осей *OX* и *OY*. Для каждого из тепловых потоков можно применить модель расчета нестационарной теплопроводности для плоской стенки, а также использовать принцип суперпозиций температурных полей. Целью расчета является определение температуры на гранях микровыступа.

Математическая модель

Рассмотрим нагрев грани микровыступа под действием теплового потока q_x , поступающего при контакте микровыступа с жидкой частицей. Для расчета температурного поля используется уравнение нестационарной теплопроводности [9]:

$$\frac{\partial t}{\partial \tau} = a \frac{\partial^2 t}{\partial x^2},\tag{3}$$

где *t* — температура микровыступа, зависящая от времени нагрева τ и координаты *x*, $\alpha = \lambda/\rho c$ коэффициент температуропроводности, определяемый величинами теплопроводности — λ , плотности — ρ и теплоемкости подложки — *c*.

Для решения уравнения (3) задаются начальные (4) и граничные (5) условия для частицы с начальной температурой t_1 и микровыступа с начальной температурой t_2 .

Зададим начальные и граничные условия для грани микровыступа

$$\tau = 0: \qquad t_2 = \text{const}$$

$$\tau \triangleright 0: \qquad x = 0: \qquad t = t_k; \quad (4)$$

$$x \Longrightarrow \infty$$
: $\frac{\partial t}{\partial x} = 0$; $t = t_2$, (5)

где t_k — температура в контакте микровыступа и частицы покрытия.

Решение уравнения (3) можно представить в виде [9]:

$$t - t_2 = \theta(t_k - t_2), \qquad (6)$$

где θ — параметр температуры, который выражается через интеграл ошибок

$$\theta = 1 - erfc \frac{1}{2\sqrt{Fo}}, \qquad (7)$$

где величина

$$Fo = a\tau / x^2 \tag{8}$$

представляет критерий Фурье, который равен квадрату отношения глубины распространения тепловой волны к координате, отсчитываемой от поверхности подложки. Плотность теплового потока на поверхности микровыступа в зоне контакта согласно [9]:

$$q_x = -\lambda_2 \frac{\partial t}{\partial x} = -\frac{\lambda_2 (t_k - t_2)}{\sqrt{\pi a_2 \tau}} \,. \tag{9}$$

Аналогично с формулой (9) определится плотность теплового потока в частице покрытия

$$q_x = -\lambda_1 \frac{\partial t}{\partial x} = -\frac{\lambda_1 (t_1 - t_k)}{\sqrt{\pi a_1 \tau}} .$$
 (10)

Здесь и ниже теплофизические коэффициенты подложки обозначаются индексом – «2», а коэффициенты частицы покрытия – индексом «1».

На поверхности микровыступа, при x=0, температура нагрева под действием теплового потока q_x , будет равна контактной температуре, величина которой определится при равенстве формул (9) и (10), поскольку плотность теплового потока в зоне контакта не изменяется при переходе от покрытия к подложке

$$t_{K} = \frac{t_{1} + t_{2}\sqrt{\rho_{2}c_{2}\lambda_{2}/\rho_{1}c_{1}\lambda_{1}}}{1 + \sqrt{\rho_{2}c_{2}\lambda_{2}/\rho_{1}c_{1}\lambda_{1}}} .$$
(11)

Полученная формула согласуется с соответствующей формулой для случая контакта плоских поверхностей [9, 10]. Если покрытие и подложка являются однородными металлами, то соотношение их теплофизических характеристик будет близким к единице. Наличие шероховатости поверхности подложки приводит к повышению температуры на вершинах микровыступов по сравнению с контактной температурой для плоской поверхности, вследствие двустороннего нагрева микровыступа одинаковыми тепловыми потоками.

Рассмотрим изменение температурного поля в зоне контакта жидкой частицы с шероховатостью поверхности. Если в начальный момент контактная температура, определяемая формулой (11), расположена на границе профиля шероховатости подложки, то через некоторое время линия, определяющая положение контактной температуры станет параллельной линии вершин микровыступов или плоскости поверхности подложки. Исходя из закона симметрии, линия, определяющая положение контактной температуры для случая, когда теплофизические свойства покрытия и подложки одинаковы, должна проходить посредине высоты микровыступов, рис. 2.

Уточним условие преобразования распределения начального профиля контактной температуры в прямую линию. Для этого найдем температуру на изотерме контакта под вершиной микровыступа, используя принцип суперпозиции температурных полей создаваемых левой и правой гранями. Расстояние *x* до грани в средней точке составляет $x = h/2\sqrt{2}$, где h — высота микровыступа. Если температура в заданной точке под действием только одного теплового потока q_x

достигнет половины температуры грани t_k , то с учетом двустороннего нагрева, условие линейности контактной температуры будет выполнено.

Согласно формулам (7) и (8), для двойного уменьшения температуры в заданной точке необходимо, чтобы критерий Фурье равнялся Fo = 1,2. При увеличении расстояния *x* до величины равной высоте микровыступа, критерий Фурье составит 0,15, а параметр температуры $\theta = 0,94$, что примерно соответствует границе температурного слоя в подложке. Следовательно, при распространении тепловой волны в пределах высо-



Рис. 2. Трансформация положения линии контактной температуры во времени

ты микровыступа уже происходит приближение изотермы контакта к прямой линии.

На поверхностях микровыступов, расположенных выше медианной линии, которая соответствует $t_{\kappa}(\tau \to \infty)$, температура будет больше, чем контактная. Оценим положение изотермы плавления подложки. Она будет смещена вверх относительно линии $t_{\kappa}(\tau \to \infty)$ на величину, пропорциональную разности температур плавления и контакта. Используя (9) получим формулу для величины смещения изотермы плавления относительно изотермы контакта:

$$\Delta = \lambda_2 \frac{(t_n - t_K)}{q_2} = \frac{(t_n - t_K)}{(t_k - t_2)} \sqrt{\pi a_2 \tau} , \qquad (12)$$

где t_n — температура плавления подложки. Величина $\delta_2 = \sqrt{\pi a_2 \tau}$ представляет собой длину тепловой волны, поскольку изменение температуры подложки на этой длине уменьшается до 20 % от изменения температуры поверхности. Расчет смещения изотермы плавления по формуле (12) правомерен для момента времени, когда длина тепловой волны, соизмеримая с толщиной частицы покрытия, превосходит высоту микровыступов на подложке.

Смещение температуры плавления относительно контактной температуры приводит к уменьшению площади поперечного сечения микровыступа, которое определяет прочность сцепления между верхней «сплавленной» с покрытием частью микровыступа и телом подложки. Площадь сечения зоны сплавления определится:

$$S_n = \frac{1}{2} S_0 \left(1 - \frac{2\Delta}{h} \right), \tag{13}$$

где S₀ — площадь основания микровыступа, *h* — его высота. При определении прочности сцепления частицы покрытия следует учесть влияние краевого эффекта, который связан с отсутствием двустороннего нагрева внешних микровыступов, расположенных по периметру деформированной частицы. При этом радиус зоны сцепления уменьшается на половину ширины микровпадины, которая при принятой форме профиля равна высо-

те микровыступа. Поэтому относительная прочность сцепления снижается при увеличении высоты микровыступов по сравнению с радиусом деформированной частицы *R*. Учитывая соотношение (13) находится относительная несущая прочность сцепления покрытия с подложкой:

$$\frac{\sigma}{\sigma_2} = \frac{S_n}{S_0} \left(1 - \frac{h}{R} \right)^2 = \left(0.5 - \frac{\Delta}{h} \right) \left(1 - \frac{h}{R} \right)^2.$$
(14)

Полученная зависимость имеет экстремум в зависимости от высоты микровыступов подлож-ки.

Для учета конечного размера частицы, который может быть соизмерим с высотой шероховатости подложки, принималось, что в соответствии с результатами измерений средний диаметр сферических частиц покрытия составляет d = 180 мк. Согласно [1], толщину покрытия H можно принять равной R/8, где, R — радиус контакта частицы. Тогда, из условия постоянства объемов сферической и деформированной частицы

$$4\pi (d/2)^3/3 = \pi \cdot R^3/8$$

находится радиус контакта в виде

 $R = \sqrt[3]{1,33} / d = 200$ мкм. При этом средняя толщина деформированной частицы составит 25 мкм.

Анализ полученных результатов

Расчетная оценка контактной температуры и относительной прочности сцепления, при нанесении покрытия из проволоки Нп65Г на подложку из стали Ст45 и определение положения изотермы плавления относительно средней линии профиля шероховатости поверхности по формулам (11)—(14), в зависимости от начальной температуры подложки, приведены в табл. 1.

Расчет выполнялся для момента начала остывания контакта, когда тепловая волна от изотермы контакта $\delta_2 = \sqrt{\pi a_2} \tau$ длиной становится соизмеримой с толщиной деформированной частицы, которая принимается равной 25 мкм. Температура частицы покрытия принималась равной температуре кипения стали 2735 °C. Темпе-

<i>t</i> ₁ , °C		$t_{\kappa,}$ °C	Δ, мк	H = 20 мкм	<i>H</i> = 25 мкм	<i>H</i> = 30 мкм		
	$t_{2,}$ °C			$\frac{\sigma}{\sigma_0}$	$\frac{\sigma}{\sigma_0}$	$\frac{\sigma}{\sigma_0}$		
2735	0	1230	4,8	0,208	0,236	0,260		
	50	1257	4,6	0,212	0,242	0,266		
	100	1285	4,2	0,219	0,250	0,275		
	150	1312	4,0	0,226	0,258	0,284		

Таблица 1 — Оценка относительной прочности сцепления в зависимости от температуры подложки и высоты микровыступов при

ратура подложки изменялась от 0 до 150 °С. Поскольку смещение изотермы плавления Δ относительно изотермы средней контактной температуры зависит только от температуры подложки и покрытия (12), то при повышении температуры подложки до 150 °С, прочность сцепления возрастает, согласно (14), асимптотически стремясь к значению 0,3. Повышение относительной прочности наблюдается и при увеличении высоты микровыступов, особенно при низкой температуре подложки.

При уменьшении высоты микровыступов относительная прочность сцепления снижается, а уже при высоте $h = 2\Delta$, согласно (13), контактная температура на поверхности микровыступа будет ниже температуры плавления. Это условие, повидимому, соответствует явлению отскакивания частиц при напылении на гладкую поверхность.

Теоретические значения относительной прочности сцепления приближаются к экспериментальным величинам, полученным при применении защитной атмосферы аргона в процессе нанесения покрытия, [2]. Однако, выполненные оценки относительной прочности примерно в полтора два раза выше практически полученных величин, при нанесении покрытий в воздушной среде и применении технологии дробеструйной активации поверхности [1-3]. Одной из причин отличий теоретических и экспериментальных результатов является наличие оксидной пленки на поверхности подложки [5], которая препятствует полноте химического взаимодействия поверхностей на границе контакта [1]. При этом возникает дополнительное температурное сопротивление в зоне контакта.

Модель плавящегося контакта частицы покрытия с шероховатой подложкой объясняет сцепление с поверхностью при любых температурах подложки, в том числе и при 0 °C, в то время как на плоской стальной подложке теоретическое значение контактной температуры достигает температуры плавления только при начальной температуре подложки более 300 °C. Однако практически покрытия наносятся при температуре подложки меньше 150 °C во избежание ее интенсивного окисления, что показывает необоснованность применения теоретической модели гладкой подложки для оценки прочности сцепления.

Развитие данной работы возможно в направлении оценок влияния деформации жидкой частицы на температурное поле на поверхности подложки и влияния поверхностных оксидов на снижение прочности сцепления. Данная модель нуждается в уточнении при значительном отличии теплофизических свойств материалов покрытия и подложки. Представляет интерес изучение влияния шероховатости подложки при воздействии различных видов активации процесса нанесения покрытий.

Выводы

1. Гидродинамическое давление частицы покрытия на подложку в зоне поперечной, по отношению к подложке, деформации частицы обеспечивает плотный контакт по микрорельефу поверхности на уровне радиусов микровпадин 0,37 мкм. Поскольку эта величина значительно меньше средней высоты микровыступов, неоднородностью теплового контакта можно пренебречь. При этом контактная температура в начальный момент времени будет постоянной по поверхности микрорельефа.

2. Разработан метод оценки относительной прочности сцепления покрытия на основании определения площади зон плавления на шероховатой поверхности подложки. Показано, что доля зон оплавленной поверхности шероховатой подложки составляет 20–28 % и возрастает при увеличении шероховатости и температуры подложки. При распространении температурного поля в пределах высоты шероховатости происходит нагрев микровыступов и охлаждение микровпадин, вследствие чего изотерма контактной температуры принимает стационарное положение, параллельное поверхности подложки.

3. Величина средней контактной температуры, определенная на основании измеренной температуры частиц покрытия, полученного при распылении проволоки, составила примерно 1200 °С, что отличается от результатов работы [1] более чем на 40 %.

Список литературы

- Кудинов В. В. Нанесение плазмой тугоплавких покрытий / Кудинов В. В., Иванов В. М. – М.: Машиностроение, 1981. – 192 с.
- Нанесення покриття / [В. М. Корж, В. Д. Кузнецов, Ю. С. Борисов, К. А. Ющенко]. – К. : Аристей, 2005. – 204 с.
- Борисов Ю. С. Газотермические покрытия из порошковых материалов / Ю. С. Борисов, Ю. А. Харламов. – К. : Наукова Думка, 1987. – 210 с.
- Свид. ВНТИЦ № 7090000091. Способ нанесения плазменных покрытий с использованием электрической дуги пульсирующей мощности на цилиндрических деталях, повышающий прочность и плотность покрытий. Зиновьева Т.Ю. / Опубликовано 06.07.99 г.
- Ершов А. В. Влияние ионно-микродуговой активации подложки на прочность сцепления газотермических покрытий / А. В. Ершов, Н. Н. Сытников, Г. И. Камель // Вісник СевнТУ : зб. наук. пр. Вип. 118/2011. Серія : Машиноприладобудування та транспорт. Севастополь. 2011. С. 32–36.

- Ершов А. В. Влияние экзотермических процессов на термодинамические характеристики при плазменном распылении металлических токопроводящих проволок / А. В. Ершов, О. Г. Быковский, А. Н. Лаптева // Физика и химия обработки материалов. 2014. – № 1. – С. 21–24.
- Строганов А. И. Влияние шероховатости стальной подложки на прочность сцепления с плазменным покрытием / А. И. Строганов, А. С. Дробышевский, А. Б. Гоц // Порошковая металлургия. – 1982. – № 10. – С. 91–94.
- Курдюмов А. В. Литейное производство цветных и редких металлов / А. В. Курдюмов, М. В. Пикунов, В. М. Чурсин // М.: Металлургия. – 1982. – 352 с.
- Пехович А. И. Расчеты теплового режима твердых тел / А. И. Пехович, В. М. Жидких. – Л. : Энергия, 1976. – 352 с.
- Карслоу Г. Теплопроводность твердых тел / Г. Карслоу, Д. Егер : пер. с нем. – М. : Наука, 1964. – 282 с.

Поступила в редакцию 09.02.2016

Лоскутов С.В., Єршов А.В., Зеленіна О.А. Оцінка контактної температури при зчепленні частин плазмового покриття з шорсткою поверхнею підкладки

Розглянуто модель розподілу контактної температури при зчепленні частинки плазмового покриття з шорсткою поверхнею підкладки. Показано, що на поверхні мікровиступів підкладки контактна температура поверхні виявляється вищою, ніж на гладкій поверхні. Визначено розташування ізотерми плавлення щодо ізотерми контактної температури при нанесенні сталевого покриття на сталеву поверхню. Розроблено метод оцінки відносної міцності зчеплення покриття на підставі визначення площі зон плавлення на шорсткій поверхні підкладки. Показано, що частка зон оплавленої поверхні шорсткої підкладки складає 20–28% і зростає при збільшенні шорсткості і температури підкладки.

Ключові слова: газотермічне напилення, підкладка, контактна температура, нестаціонарний теплообмін, ізотерма плавлення, міцність зчеплення.

Loskutov S., Ershov A., Zelenina E. Evaluation contact temperature in clutch particle plasma coating with a rough surface of the substrate

A model of the distribution of the contact temperature at the clutch particle plasma coating with a rough surface of the substrate. It was shown that the surface of the substrate microprojection contact temperature is higher than a smooth surface. Determine the location of the isotherm with respect to the melting temperature isotherm contact the substrate steel coating on the steel surface. A method for assessing the relative strength of the adhesion of the coating on the basis of determining the area of the melting zone on the rough surface of the substrate. It is shown that the proportion of the surface areas of melted rough substrate is 20-28% and increases with the roughness of the substrate and temperature.

Key words: plasma spraying, the substrate, the contact temperature, transient heat transfer, melting isotherm, the adhesion strength.

УДК 621.458:621.452.52

Канд. техн. наук М. А. Катренко, канд. техн. наук А. А. Панченко

Днепропетровский национальный университет, г. Днепропетровск

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ОПТИМАЛЬНОГО ОТНОСИТЕЛЬНОГО РАСХОДА ВОДЫ В КОМБИНИРОВАННОМ ГИДРОРЕАКТИВНОМ ДВИГАТЕЛЕ С ПОДАЧЕЙ ВОДЫ В ЗАКРИТИЧЕСКУЮ ЧАСТЬ СОПЛА

Излагаются результаты теоретических исследований системы подачи воды в закритическую часть реактивного сопла и ее испарение в комбинированном гидрореактивном ракетном двигателе. Предложен поход к определению оптимального расхода воды, подаваемой в закритическую часть сопла реактивного двигателя торпеды. В качестве критерия оптимума используется максимальное значение тяги двигателя.

Ключевые слова: реактивный двигатель, сопло, расход компонентов, оптимальное соотношение.

Введение

Создание эффективной двигательной установки для высокоскоростных торпед представляет важную техническую задачу. Специфичность работы такого двигателя обусловлена получением высоких значений тяги для требуемых скоростей движения торпеды при изменяющихся условиях окружающей среды. При подаче воды в закритическую часть реактивного сопла преследуется цель увеличения тяги двигателя и преобразование ее в полезную работу передвижения подводного аппарата. В процессе подачи воды и ее испарения в закритической части сопла, помимо чисто технических проблем, необходимо решить вопрос об определении оптимальной величины массового расхода испаряемой воды или ее относительного расхода.

Анализ последних исследований и публикаций

В [1] рассмотрены аспекты вдува газа и впрыска жидкости в реактивное сопло ракетного двигателя. Исследованы изменения энергетических параметров двигателя (тяга и удельный импульс), а также термодинамические параметры потока в зависимости от параметров вдува, и предложен коэффициент усиления. В [2-4] представлены результаты исследований впрыска жидкости в сверхзвуковой поток, показаны результаты по определению боковых сил в соплах ЖРД при впрыске компонентов топлива, изложены предложения и рекомендации по тепловому и конструкторскому проектированию узлов кольцевого вдува, исследована работоспособность камеры ЖРД при впрыске в закритическую часть окислительных компонентов топлива. В [5] изложены результаты экспериментальных исследований впрыска жидкости в высокотемпературный, скоростной поток газа, определены условия полного испарения подаваемой жидкости.

Цель работы — проведение теоретических исследований, направленных на определение оптимального относительного расхода воды, подаваемой в закритическую часть сопла комбинированного гидрореактивного двигателя на основе активной ступени либо с использованием жидкостного ракетного двигателя (ЖРД), либо ракетного двигателя твердого топлива (РДТТ), при условии максимума тяги.

Основная часть

Используя опыт и результаты работы [6], предлагается модель гидрореактивного комбинированного ракетного двигателя для торпедного аппарата с системой подачи воды в закритическую часть сопла. Расчетная модель двигателя изображена на рис. 1.

Математическая модель

Основные допущения приняты следующие:

 комбинированный гидрореактивный двигатель перемещает торпеду на постоянной глубине;

 двигатель находится в кормовой части торпеды, причем нет процессов теплообмена между элементами двигателя и внутренней полостью торпеды, где он размещен;

- процесс расширения газов в реактивном сопле происходит адиабатно;

- топливо может быть использовано как в жидком, так и в твердом состоянии и для продуктов его сгорания известны физические параметры;

- тяга двигателя и массовый расход топлива известны;

 статические давления на срезе реактивного сопла и окружающей среды равны.

© М. А. Катренко, А. А. Панченко, 2016



Рис. 1. Схема комбинированного ракетного двигателя с дискретной подачей воды в закритическую часть сопла:

- камеры смешения, 2 – патрубок забора воды,
 - пассивные сопла, 4 – высокотемпературный, высоконапорный поток газов, 5 – реактивное сопло

Принятые обозначения:

a — скорость звука, [м/с];

Ср — теплоемкость при постоянном давлении, [Дж/кг K];

F- площадь, $[M^2];$

k — показатель адиабаты;

m – массовый расход, [кг/с];

р – статическое давление, [Па];

P – тяга, [H];

R – газовая постоянная, [Дж/кг K];

r – скрытая теплота парообразования, [Дж/кг];

T-температура, [K];

W- скорость, [м/с];

 ϕ_C – коэффициент скорости сопла.

Индексы:

а - соответствующие срезу сопла;

в – воды;

гор – горючего;

 к – соответствующие параметрам в камере сгорания;

кр - критические;

о - окислителя;

п — соответствующие параметрам пара;

см - соответствующие параметрам смешения.

Тяга двигателя в общем случае определяется из соотношения [7]:

$$P_{\mathcal{P}\Phi} = (m_O + m_{\Gamma OP}) \cdot W_A + F_A \cdot (p_A - p_h),$$

а с учетом принятых допущений:

 $P_{\mathcal{P}\Phi} = (m_O + m_\Gamma) \cdot W_A \,.$

При подаче воды в полость сопла и ее испарения, будут изменяться физические свойства газовой смеси:

- газовая постоянная:

$$R_{CM} = \frac{m_B \cdot R_{\Pi} + m_{\Sigma} \cdot R}{(m_{\Sigma} + m_R)} = \frac{n \cdot R_{\Pi} + R}{(1+n)};$$

- показатель адиабаты:

$$k_{CM} = \frac{m_B \cdot k_{\Pi} + m_{\Sigma} \cdot k}{(m_{\Sigma} + m_B)} = \frac{n \cdot k_{\Pi} + k}{(1+n)},$$

где относительный расход воды будет равен

$$\frac{m_B}{m_{\Sigma}} = n \; .$$

Приведенная скорость парогазовой смеси на выходе из сопла по адиабатным параметрам:

$$\lambda_{CSA} = \sqrt{\left[1 - \left(\frac{p_h}{p_A^*}\right)^{\frac{k_{CM}-1}{k_{CM}}}\right] \cdot \frac{k_{CM}+1}{k_{CM}-1}} = \sqrt{\left[1 - \left(\frac{1}{\varepsilon}\right)^{\frac{k_{CM}-1}{k_{CM}}}\right] \cdot \frac{k_{CM}+1}{k_{CM}-1}}.$$

Действительная приведенная скорость газовой смеси на выходе из сопла определяется из соотношения: $\lambda_A = \lambda_{CSA} \cdot \varphi_C$.

Скорость истечения смеси газов из реактивного сопла:

$$W_A = \lambda_A \cdot \sqrt{\frac{2 \cdot k_{CM}}{k_{CM} + 1} \cdot R_{CM} \cdot T_{CM}^*}$$

Подставим соотношение для приведенной скорости газов в формулу скорости истечения, получим:

$$W_A = \varphi_C \cdot \sqrt{\frac{2 \cdot k_{CM}}{k_{CM} - 1}} \cdot R_{CM} \cdot T_{CM}^* \cdot \left(1 - \frac{1}{\frac{k_{CM} - 1}{k_{CM}}}\right)$$

Найдем относительную тягу двигателя, как отношения тяги двигателя при впрыске воды в закритическую часть сопла к тяге без впрыска, в виде:

$$\overline{P} = (1+n) \cdot \frac{\varphi_C}{\varphi_C} \cdot \sqrt{\frac{k_{CM}}{k_{CM} - 1} \cdot \frac{k-1}{k} \cdot \frac{R_{CM}}{R} \cdot \frac{T_{CM}^*}{T_K^*}} \times \left| \frac{\left(1 - \frac{1}{\frac{k_{CM} - 1}{\epsilon}}\right)}{\left(1 - \frac{1}{\epsilon^{\frac{k-1}{k}}}\right)} \right|.$$

Из уравнения сохранения энергии имеем: - энергия впрыскиваемой воды:

 $Q_B = m_{\rm B} \cdot C p_B \cdot T_B;$

- энергия газов, полученных в камере сгора-

ния двигателя: $Q_{\Gamma} = m_{\Gamma} \cdot Cp_{\Gamma} \cdot T_{K}$; - суммарная энергия смеси:

$$Q_{\Sigma} = Q_{B} + Q_{\Gamma} = m_{B} \cdot Cp_{B} \cdot T_{B} + m_{\Gamma} \cdot Cp_{\Gamma} \cdot T_{K}$$

В свою очередь, при подаче воды часть энергии расходуется на подогрев воды до температуры испарения при давлении газов в месте подачи, испарение и подогрев пара до температуры парогазовой смеси:

$$Q_{\Sigma} = m_{\mathrm{B}} \cdot r + Cp_{\Pi} \cdot m_{\mathrm{B}} \cdot (T_{\mathrm{UC}\Pi(\mathrm{P})} - T_{B}) + Cp_{CM} \cdot (m_{\mathrm{B}} + m_{\Sigma}) \cdot T_{CM}.$$

Приравнивая суммарные энергии, выразим температуру парогазовой смеси:

$$T_{CM} = \frac{Cp_{\Gamma} \cdot T_{K} + Cp_{B} \cdot n \cdot T_{B} - n \cdot r - Cp_{\Pi} \cdot n \cdot \left(T_{\text{ИСП(P)}} - T_{B}\right)}{Cp_{CM} \cdot (1+n)}.$$

Тогда выражение для определения относительной тяги двигателя можно записать в виде:



На рис. 2—4 представлены зависимости относительной тяги двигателя от относительного расхода воды для различных значений температуры в камере сгорания, газовой постоянной и показателя адиабаты продуктов сгорания.



Рис. 2. Зависимости относительной тяги двигателя \overline{P} от относительного расхода воды n, и температуры в камере сгорания T_K



Рис. 3. Зависимости относительной тяги двигателя \overline{P} от относительного расхода воды *n* и газовой постоянной продуктов сгорания *R*



Рис. 4. Зависимости относительной тяги двигателя \overline{P} от относительного расхода воды п и показателя адиабаты продуктов сгорания k

Данные зависимости получены для $m_{\Sigma} = 10 \text{ кг/c}$, $\varepsilon = 16,667$. Из полученной зависимости относительной тяги двигателя можно получить оптимальный относительный расход воды, подаваемый на испарение в закритическую часть сопла, если ее продифференцировать и приравнять 0,

 $\frac{\partial \overline{P}}{\partial n} = 0$. В результате дифференцирования полу-

чим выражение (1).

Анализ полученного выражения показал, что получить зависимость оптимального относительного расхода воды от параметров рабочего процесса гидрореактивного двигателя алгебраическим путем не представляется возможным. Решение уравнения для конкретных параметров может быть получено, например, графическим способом.

Анализ полученных результатов

Как видно из полученных графических зависимостей, оптимальные относительные расходы для относительной тяги зависят от параметров рабочего процесса в камере сгорания двигателя.

(1)

$$\left(\frac{\left(\sum_{k=n+n_{H_{II}}}^{n+1} - \varepsilon \right) (k - k_{II}) (k - 1 + n(k_{II} - 1)) (Cp_{I}T_{I} + nCp_{B}(2T_{B} - T_{II}) - nr}{\varepsilon (k + nk_{II})} + \frac{2 \left(\sum_{k=n+n_{II}}^{n+1} - \varepsilon \right) (k - 1 + n(k_{II} - 1)) (k - 1 + n(k_{II} - 1)) (Cp_{I}T_{I} + nCp_{B}(2T_{B} - T_{II}) - nr}{\varepsilon (1 + n)} - \frac{2 \left(\sum_{k=n+n_{II}}^{n+1} - \varepsilon \right) (k - 1 + n(k_{II} - 1)) (k + 1 + nk_{II}) (R - R_{II}) (Cp_{I}T_{I} + nCp_{B}(2T_{B} - T_{II}) - nr}{\varepsilon (1 + n) (k - 1 + n(k_{II} - 1)) (k + 1 + nk_{II}) (R - R_{II}) (Cp_{I}T_{I} + nCp_{B}(2T_{B} - T_{II}) - nr} - \frac{2 \left(\sum_{k=n+n_{II}}^{n+1} - \varepsilon \right) (k - 1 + n(k_{II} - 1)) (k + 1 + nk_{II}) (R - R_{II}) (Cp_{I}T_{I} + nCp_{B}(2T_{B} - T_{II}) - nr}{\varepsilon (1 + n) (R + nR_{II})} + \frac{1}{\varepsilon (k + nk_{II}) (R + nR_{II})} \times \left[\left(\sum_{k=n+n_{II}}^{n+1} - \varepsilon \right) (k + 1 + n + nk_{II}) (Cp_{I} - (-R_{II}k^{2} + k(R_{II} - R - 2nk_{II}R_{II}) + k(R + n(2 + n - nk_{II})R_{II}))T_{I} + Cp_{B}(Rk^{2} + k_{II}n^{2} ((k_{II} - 1)R + R_{II}) + k((2n(k_{II} - 1) - 1)R - R_{II}n^{2})) (2T_{B} - T_{II}) + (-Rk^{2} - k_{II}n^{2}) ((k_{II} - 1)R + R_{II}) + \frac{1}{\kappa (k + n(2 - 2nk_{II}R + R_{II}n^{2}))r)} + \frac{1}{\kappa (k + nk_{II}} (k - k_{II}) (k - 1 + n(k_{II} - 1)) (k + 1 + nk_{II}) (Cp_{I}T_{I} + nCp_{B}(2T_{B} - T_{II}) - nr) \ln(\varepsilon)}{(k + nk_{II})^{2}} \right)$$

Проведенные исследования показали, что наибольшее влияние на величину оптимального относительного расхода воды оказывают параметры газового потока k, R и температура в камере сгорания T_K . Чем большими будут эти величины, тем большие значения будут для оптимумов относительных расходов воды.

Выводы

1. В результате проведенных исследований можно констатировать, что для гидрореактивного двигателя торпеды, в закритическую часть которого подается забортная вода, существует оптимальный расход жидкости, который определяет максимум тяги и его величина в большей мере зависит от теплоемкости и теплосодержания продуктов сгорания в камере сгорания.

Из зависимости относительной тяги гидрореактивного двигателя следует, что для относительного удельного импульса аналогичного оптимума расхода воды не существует. Максимальный удельный импульс соответствует случаю, когда температура газов будет максимальна, т. е. без подачи воды в проточную часть сопла. При подаче воды в закритическую часть сопла температура парогазовой смеси уменьшается, что приводит к уменьшению относительного удельного импульса двигателя.

Список литературы

- Шишков А. А. Рабочие процессы в ракетных двигателях твердого топлива. Справочник / Шишков А. А., Панин С. Д., Румянцев Б. В. – М. : Машиностроение, 1989. – 240 с.
- Коваленко Н. Д. Исследование интерцепторов с впрыском жидкости в сверхзвуковой поток / Н. Д. Коваленко, В. В. Харитонов. Техническая механика ракетно-космических систем. Сб. науч. трудов ИТМ НАНУ и НКАУ. Киев : Изд. «Наук. думка», 1986. Вып. 2. С. 150 153.
- Определение боковых сил в сопле ЖРД при впрыске компонентов топлива в сверхзвуковую часть сопла по телеметрической информации летных испытаний / [Н. Д Коваленко, В. Н. Шнякин, О. А. Аксюта и др.] Космическая техника. Ракетное вооружение. – ГП «КБ «Южное». – 2008. – № 1. – С. 91–105.
- Коваленко Н. Д. О работоспособности камеры ЖРД при впрыске в сверхзвуковую часть сопла окислительного компонента топлива / [Н. Д Коваленко, А. В. Макаров, О. Е. Аксюта, Е. Л. Токарева] // Космическая техника. Ракетное вооружение. – Днепропетровск : ГП «КБ «Южное». – 2010. – № 1. – С. 86–102.

- Панченко А. А. Результаты экспериментальных исследований испарения жидкости в высокотемпературных скоростных потоках / Панченко А. А., Катренко М. А., Пронь Л. В. // Космическая техника. Ракетное вооружение. Днепропетровск : ГП «КБ Южное». –2014. № 2, С. 66–69.
- 6. Аркадов Ю. К. Компактный газовый эжектор большой степени сжатия с расположе-

нием сопла по спирали / Аркадов Ю. К. Ученые записки ЦАГИ. Том 15. – 1984. – № 6. – С. 35–42.

 Васильев А. П. Основы теории и расчета жидкостных ракетных двигателей / Васильев А. П., Кудрявцев В. М. и др. – М. : Высшая школа, 1975. – 656 с.

Поступила в редакцию 15.02.2016

Катренко М.О., Панченко А.А. Визначення оптимальної відносної витрати води у комбінованому гідрореактивному двигуні з подачею води у закритичну частину сопла

Викладаються результати теоретичних досліджень системи подачі води в закритичну частину реактивного сопла і її випаровування у комбінованому гідрореактивному ракетному двигуні. Викладений похід до визначення оптимальної витрати води, що подається в закритичну частину сопла. У якості критеріїв оптимуму використовується максимальне значення тяги двигуна.

Ключові слова: реактивний двигун, сопло, витрата компонентів, оптимальне співвідношення.

Katrenko M., Panchenko A. Definition optimal relatively consumption of water in combined hydrojet rocket engine with feed water in supercritical part of the nozzle

The results of theoretical researches of a supply system of water in a supercritical part of a supersonic nozzle and its evaporation in a combined hydrojet rocket engine are presented. The campaign to definition of the optimum consumption of water submitted to a supercritical part of the nozzle is stated. As the criteria of an optimum the maximum values of thrust are used.

Key words: Jet engine, the nozzle, the consumption of components, optimum ratio.

УДК 628.438:519.9

Т. Р. Гараненко ¹, Т. И. Прибора ², Е. К. Березовский ²

¹Национальный технический университет Украины «КПИ», г. Киев ²Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ШИРОКОХОРДНЫХ ПОЛЫХ РАБОЧИХ ЛОПАТОК ВЕНТИЛЯТОРА

Рассмотрены особенности создания широкохордных полых лопаток вентилятора АД. Проведенные статический и модальный анализы различных вариантов рабочих лопаток вентилятора позволили определить их напряженно-деформированное состояние (НДС), форму и частоты собственных колебаний, что обеспечивает создание реальной физической модели полой рабочей лопатки вентилятора.

Ключевые слова: лопатка вентилятора, титановый сплав, статический анализ, динамический анализ, гофра, напряженно-деформированное состояние.

Введение

Современные авиационные ГТД должны обладать высокой надежностью в эксплуатации.

Одним из требований, предъявляемых к ГТД, является снижение веса деталей, в частности, рабочих лопаток. Этим достигается снижение напряженности в дисках, основных деталях ГТД. Требование снижение веса возможно обеспечить за счет изготовления рабочих лопаток из новых сплавов на основе титана (в частности, алюминиды титана), вместо стали. При достаточной прочности, данные материалы дают значительное снижение веса.

Другие направления — изготовление полых лопаток вентилятора и из композиционных материалов.

В данной работе представлены численные исследования полой рабочей лопатки вентилятора.

Формулирование проблемы

Численные исследования стали возможны в результате использования современных средств вычислительной техники, внедрения численных методов, в том числе метода конечных элементов.

Расчетный комплекс ANSYS с использованием математических моделей высокого уровня, дает наглядное представление о напряженно-деформированном состоянии (НДС) объекта исследования, в нашем случае, широкохордной полой рабочей лопатки вентилятора.

В ряде опубликованных статей [1, 2] проводилась численная оценка напряженно-деформированного состояния полой вентиляторной лопатки с двоякой выпуклостью и без закрутки сечений по радиусу. Надо отметить, это сильно упрощает создание математической модели и позволяет проводить сравнительный анализ влияния на напряженность конструкции внутренней гофры.

Решение проблемы

Для проведения сравнительного анализа в начале рассчитывалась модель вентиляторной лопатки конкретного профиля, находящегося в летной эксплуатации.

Полученные результаты были приняты в качестве критерия при проведении дальнейшего численного моделирования (рис. 1).

Материал вентиляторной лопатки — титановый сплав BT6.

При генерации конечно-элементной сетки использовался элемент 2-ого порядка Solid186.

Хвостовую часть лопатки из математической модели исключили, для упрощения. Граничные условия в виде закрепления прикладывали на корневом сечении пера. В перспективе, при отладке конечно-элементной полой модели пера лопатки, в качестве нагрузок можно рассматривать рабочее давление на перо, рабочую частоту вращения и рабочее температурное поле.

Результаты расчета по определению напряженно-деформированного состояния пера исходной сплошной лопатки представлены распределением радиальных перемещений (рис. 2), радиальных напряжений (рис. 3) и эквивалентных напряжений (рис. 4).

[©] Т. Р. Гараненко, Т. И. Прибора, Е. К. Березовский, 2016



Рис. 1. Конечно-элементная модель пера рабочей лопатки



Рис. 2. Радиальные перемещения пера рабочей лопатки вентилятора



Рис. 3. Радиальные напряжения пера рабочей лопатки вентилятора (*a* – спинка, *б* – корыто)



Рис. 4. Эквивалентные напряжения пера рабочей лопатки вентилятора (*а* – корыто, *б* – спинка)

Модель полой широкохордной рабочей лопатки вентилятора

Переход к моделированию полой лопатки осуществлен согласно разработанной технологии. Спинка и корыто пера соответствуют действующей лопатке. Организованы объемы и сгенерирована конечно-элементная сетка элементом SOLID186, с той же густотой разбивки, как и в работающей лопатке. На рис. 5 приведены объемы модели полой лопатки, на рис. 6 – конечноэлементная сетка данной модели.

Наполнитель, «гофра», максимально приближен по геометрии к профилю пера. Объем «гофры» разделен на простейшие объемы для облегчения генерации конечно-элементной сетки. Трудности при генерации сетки возникли из-за сильной закрученности пера лопатки по высоте и уменьшении толщины лопатки с увеличением радиуса сечения лопатки. Качество сетки влияет на результаты расчета.

Вторая проблема создания конечно-элементной модели полого пера с «гофрой» - это обеспечение совместной работы корпуса пера и «гофры». На практике совместная работа корпуса и «гофры» обеспечивается контактной точечной сваркой. На примере численного эксперимента, то есть расчета математической модели, можно сказать, что этим операциям (точечной сварки и последующим технологическим операциям), обеспечивающим общность обшивки и наполнителя, необходимо уделять повышенное внимание. Иначе некоторые составляющие конструкции работают самостоятельно, что недопустимо. Как моделированием, так и реальными технологическими процессами обеспечить идеальную общность конструкции сложно.



Рис. 5. Модель полого пера рабочей лопатки вентилятора, объемы



Рис. 6. Модель полого пера рабочей лопатки вентилятора, конечно-элементная сетка

- 19 -

Расчет модели пера с наполнителем — «гофрой» показал, что в данном случае выполненное численное моделирование несовершенно и требует значительной доработки, как и технологический процесс по изготовлению физической модели для эксперимента связан с реальными трудностями. Для оценки уровня деформаций и напряжений было принято решение перейти к формированию плоской полой модели с «гофрой».

Математическая модель плоского полого пера рабочей лопатки вентилятора

Создана математическая модель плоской полой лопатки с «гофрой». Размеры модели соответствуют чертежам детали для изготовления с последующим исследованием (рис. 7).



Рис. 7. Модель полого плоского пера лопатки вентилятора с конечно-элементной сеткой

Данная модель значительно проще в численном исполнении и в практическом реальном исполнении.

Модель выполняется из титанового листа, размерами 290×158 мм. Высота «гофры» принята равной средней толщине реальной лопатки вентилятора.

Толщина листа 0,6 мм. В математической модели выполнена условно точечная сварка «гофры» и листа. Качество сварки на реальной модели требует особого внимания и тщательного исполнения. Расчетная модель показана на рис. 8.



Рис. 8. Расчетная модель полого плоского пера

По нижней кромке модели (корневое сечение лопатки) организовано закрепление модели по всем направлениям, имитируя закрепление реальной модели в зажиме. По верхней кромке, соответствующей периферийному сечению лопатки, приложена контурная нагрузка растяжения ($\sigma_{\text{конт}} = 230 \text{ МПa}$). Данная нагрузка воспроизводит действующую цетробежную силу в поле вращения лопатки с частотой n = 6020 об/мин. На площадь, соответствующую корыту лопатки, приложено распределенное давление от воздействия воздушного потока. Поле давления соответствует реальной рабочей лопатке вентилятора (0,004...0,014 МПа).

Для оценки НДС модели в перспективной экспериментально-исследовательской установке выполнены статический и динамический анализ математической модели программным расчетным комплексом ANSYS.

Результаты статического анализа представлены в виде распределения перемещений, радиальных, изгибных, касательных (от кручения) и эквивалентных напряжений (рис. 9–12).



Рис. 9. Распределение радиальных (*a*), осевых (б) и суммарных перемещений (в) пера полой плоской модели с «гофрой»



Рис. 10. Распределение радиальных напряжений пера полой плоской модели с «гофрой», где: *а* – спинка модели пера, *б* – корыто модели пера с приложенным давлением по поверхности

Несимметричность распределения напряжений на «корыте» и «спинке» модели плоской лопатки можно объяснить различной жесткостью пластин, полученной от несимметричного взаимодействия пластин с «гофрой».



Рис. 11. Распределение осевых напряжений пера полой плоской модели с «гофрой»

Величины осевых напряжений незначительны, — как следствие приложенного на поверхность корыта давления. Можно заметить, что изгиб воспринимает «гофра», тогда как пластины корыта и спинки не нагружены.

Касательные напряжения от кручения вследствие неравномерного давления на перо, и эквивалентные напряжения показаны на рис. 12, 13.



Рис. 12. Касательные напряжения пера полой плоской модели



Рис. 13. Эквивалентные напряжения пера полой плоской модели

Уровень напряжений в модели плоской полой лопатки от приложенных нагрузок невысокий, ниже, чем в сплошной работающей лопатке (см. рис.14).



Рис. 14. Сравнительный анализ уровня напряжений исходной и плоской полой лопаток

Математическое моделирование дает возможность визуально оценить прогнозируемое напряженно-деформированное состояние «гофры» (рис. 15).

Выполненный модальный анализ модели пера полой плоской лопатки определил формы и частоты собственных колебаний (рис. 16).

Для сравнения приводим частоты и формы собственных колебаний сплошной лопатки вентилятора (рис. 17).

Модальный анализ показывает, что у пера полой плоской модели лопатки вентилятора частоты 3-х первых форм собственных колебаний значительно выше, чем у пера исходной сплошной лопатки вентилятора.

На графике (рис. 18) представлена резонансная диаграмма для пера сплошной лопатки вентилятора и плоской полой модели лопатки вентилятора.

Анализ резонансной диаграммы показывает, что частоты первых трех форм свободных колебаний плоской полой лопатки выше, чем соответствующие частоты первых трех форм колебаний фрагмента сплошной лопатки.



Рис. 15. Осевые (*a*), касательные (б) и эквивалентные напряжения (*в*) в наполнителе пера полой плоской модели, в «гофре»



Рис. 16. Три первые формы и частоты собственных колебаний плоской полой лопатки вентилятора (*a* – 1-я изгибная, *б* – 1-я крутильная, *в* – 2-я изгибная)



Рис. 17. Три первые формы и частоты собственных колебаний сплошной лопатки вентилятора (*a* –1-я изгибная, *б* –2-я изгибная; *в* –1-я крутильная)

Резонанс по первой форме колебаний фрагмента сплошной лопатки происходит от 2-й гармоники на низких частотах оборотов (≈ 4000 об/мин), тогда как полая плоская лопатка имеет 2 резонанса по первой форме колебаний от 4-й и 5-й гармоник, практически в рабочем диапазоне частот вращения.

Фрагмент сплошной лопатки имеет резонансы по второй форме колебаний от 6-й,7-й и 8-й гармоник в рабочем диапазоне частот вращения, а полая плоская лопатка имеет резонансы по 2-й и 3-й формам колебаний от 12...16-й гармоник. Наблюдается необходимость проведения натурного исследования с тензометрированием.

Создание математической модели и проведение численного исследования модели пера полой плоской вентиляторной лопатки показали, что создание реальной физической модели и проведение экспериментов возможны. Численное исследование можно продолжить при наличии материальной базы натурных исследований. Тогда с опережением возможно прогнозирование результатов при проведении исследований с натурным объектом.



Резонансная диаграмма

Рис. 18. Диаграмма Кемпбелла фрагмента сплошной вентиляторной лопатки и модели полой плоской лопатки вентилятора

Выводы

Проведено математическое моделирование полого пера с наполнителем лопатки вентилятора. Выявлены возможные проблемы при проведении данного численного эксперимента. Разработаны пути решения предполагаемых и имеющихся проблем.

Определены НДС, формы и частоты собственных колебаний моделей полых рабочих лопаток вентилятора.

Создание физической модели и проведение испытаний укажет пути внесения корректив в разработанную математическую модель полой лопатки вентилятора.

Список литературы

- Кайбышев О.А. Численный анализ вариантов конструкции пустотелой вентиляторной лопатки / [О. А. Кайбышев, А. К. Галимов, А. А.Круглов и др.] // Проблемы машиностроения и надежности машин. – 2004. – № 1. – С. 90–95.
- Теоретические коэффициенты концентрации напряжений в полых лопатках вентилятора с повреждениями / М. Ш. Нихамкин, О. Л. Любчик // Вестник ПНИПУ, Аэрокосмическая техника. – 2012. – № 32. – С. 25–35.

Поступила в редакцию 02.02.2016

Гараненко Т.Р., Прибора Т.І., Березовський Є.К. Математичне моделювання широкохордних порожнистих робочих лопаток вентилятора

Розглянуті особливості створення широкохордних порожнистих лопаток вентилятора АД. Проведені статичний і модальний аналізи різних варіантів робочих лопаток вентилятора дозволили визначити їх напружено-деформований стан (НДС), форму і частоти власних коливань, що забезпечує створення реальної фізичної моделі порожнистої робочої лопатки вентилятора.

Ключові слова: лопатка вентилятора, титановий сплав, статичний аналіз, динамічний аналіз, гофра, напружено-деформований стан.

Garanenko T., Pribora T., Berezovskii E. Mathematical design of wide hollow working shoulder-blades of ventilator

The features of creation of wide hollow shoulder-blades of ventilator are considered AE. Conducted static and modal the analyses of different variants of working shoulder-blades of ventilator allowed to define their tensely-deformed state (TDS), form and frequencies of eigentones, that provides creation of the real physical model of hollow working shoulder-blade of ventilator.

Key words: shoulder-blade of ventilator, titanic alloy, static analysis, dynamic analysis, flute, tensely-deformed state.

УДК 531

Д-р техн. наук О. Д. Шамровський¹, Є. М. Богданова²

¹Запорізька державна інженерна академія, ²Запорізький національний технічний університет; м. Запоріжжя

МЕТОД ПОСЛІДОВНИХ ПЕРЕМІЩЕНЬ ДЛЯ РОЗВ'ЯЗАННЯ КОНТАКТНИХ ЗАДАЧ ТЕОРІЇ ПРУЖНОСТІ

Робота присвячена вивченню можливості застосування методу послідовних переміщень для розв'язання контактних задач теорії пружності, зокрема задачі про штамп. Розглядається розв'язання нелінійних задач для пружних стрижневих конструкцій на основі даного методу.

Ключові слова: стержнева модель, суцільне середовище, метод послідовних переміщень.

Вступ

Раніше [1] була розроблена стрижнева модель суцільного середовища для розв'язання пласких статичних задач теорії пружності, а також запропонована дискретна модель елемента кінцевих розмірів, який був успішно використаний для розв'язання класичних задач механіки деформівного твердого тіла. У роботі Н. І. Мусхелішвілі наводиться повне об 'рунтування розв'язань контактних задач [2]. Також аналітичне рішення наводиться Галіним [3]. Дана робота базується на ідеї моделювання суцільного середовища системою пружних стрижнів, які деформуються разом [4]. Для проведення розрахунків по даній моделі пропонується використовувати метод послідовних переміщень [5]. Особливості даного методу дозволяють застосовувати його і при розв'язанні контактних задач теорії пружності.

Постановка задачі

Розв'язується змішана гранична задача статики пружного тіла. А саме, знаходиться пружна рівновага тіла, якщо задані зміщення частини точок його поверхні. Фізично це відповідає випадку, коли зусиллями, прикладеними до точок поверхні, цим точкам передаються задані переміщення і закріплюють поверхню в цьому вигляді.

Розглядається випадок одного штампа з прямолінійною підставою, паралельною осі Ох, причому цей штамп може переміщуватися лише вертикально (рис. 1). Відрізок границі, що стикається зі штампом, ми будемо вважати симетричним щодо осі Оу. Штамп вдавлюється в пружну кінцеву область Щ, невідомою силою, перпендикулярної до границі Г. Передбачається, що тертя настільки велике, що ковзання не може мати місця. Розглянута задача полягає у знаходженні зусиль, прикладених до області Щ на границі Г, при відомому векторі зсувів (х, у) точок цієї області, а також знаходженні переміщення всіх інших точок тіла.





Рис. 1. Штамп з прямолінійною підставою

Метод розв'язання

Маємо стрижневу систему, яка моделює певне суцільне середовище з самого початку заданими переміщеннями вузлів в граничному діапазоні (рис. 2). Ці початкові переміщення викликані прикладеним до тіла навантаженням, в зоні контакту є деформація. Для розрахунку використовується метод послідовних переміщень [3]. Відмінністю розв'язуваних контактних задач теорії пружності є те, що для деяких точок поверхні задаються зусилля, а для інших переміщення. Метод послідовних переміщень цілком придатний для таких змішаних задач. Під штампом задаються переміщення вузлів, а для інших вузлів поверхні — зусилля (нульові). Розроблено алгоритм і програму для розв'язання відповідних задач.



Рис. 2. Стрижнева модель суцільного середовища

Розглядається стрижнева система, в якій деякі вузли в граничному діапазоні мають початкові переміщення і вважаються закріпленими. А також закріплені вузли нижньої межі тіла. Всі інші вузли вважаються рухливими, їх переміщення необхідно знайти для знаходження рівноваги системи в цілому і зусиль, прикладених до тіла.

İ тут важливо відзначити, що для розв'язання даної задачі на першому кроці координати зміщених вузлів беремо ті, які були в моделі до навантаження, тобто до зсуву. Тому що розв'язується задача, зворотня тим, розв'язання яких запропоновані в попередніх роботах [2–4].

Початкові координати вузлів будуть:

$$(x_i, y_i), \quad (i = 1 \dots n).$$
 (1)

Маючи зазначені координати, можна заздалегідь обчислити для всіх стрижнів їх початкові довжини. На початкові вузли діють сили з проекціями на осі координат Рхк, Рук. Уздовж стрижнів діють їх реакції Rik, спрямовані від вузла k, що відповідає розтягнутим стиржням. Якщо в системі є стислі стрижні, то відповідні реакції від'ємні.

Введемо позначення:

$$S_{kx} = P_{xk} - \sum_{i=1}^{n} R_{ik} \cos \alpha_{ik}, \quad S_{ky} = P_{yk} - \sum_{i=1}^{n} R_{ik} \sin \alpha_{ik}.$$
 (2)

У положенні рівноваги системи величини S_{kx}

і S_{ky} повинні бути рівні нулю; проте на першому кроці, вони завідомо не дорівнюють нулю, а в подальшому, при правильно побудованій проце-

дурі, до нуля наближаються. Таким чином, отримуємо формулу для розрахунку сили:

$$P_{xk} = \sum_{i=1}^{n} R_{ik} \cos \alpha_{ik}, \ P_{yk} = \sum_{i=1}^{n} R_{ik} \sin \alpha_{ik},$$
 (3)

де

$$\cos \alpha_{ik} = \frac{x_i - x_k}{L_{ik}}; \quad \sin \alpha_{ik} = \frac{y_i - y_k}{L_{ik}}.$$
 (4)

Позначимо малі переміщення вузла k під дією сил P_{kx} , P_{ky} через u_k , v_k . Тоді для деформацій стрижнів, що сходяться у вузлі k, маємо:

$$\Delta_{ik} = -u_k \cos \alpha_{ik} - v_k \sin \alpha_{ik}.$$
 (5)

Всі стрижні вважаються пружними; зв'язок між реакціями стрижнів і їх деформаціями (подовженнями) має вигляд:

$$R_{ik} = D_{ik}\Delta_{ik} \quad (i = 1 \dots n). \tag{6}$$

Жорсткості стрижнів обчислюються за формулами:

$$D_{ik} = \frac{E_{ik}S_{ik}}{L_{ik}} \quad (i = 1..n).$$
(7)

Тут E_{ik} — модуль пружності; S_{ik} — площа поперечного перерізу; L_{ik} — довжина *i*-го стрижня.

На довільному кроці будуємо лінійні рівняння:

$$a_{11}u_k + a_{12}v_k = S_{kx}, \ a_{21}u_k + a_{22}v_k = S_{ky},$$
 (8)

де

$$a_{11} = \sum_{i=1}^{n} D_{ik} \cos^{2} \alpha_{ik}; \ a_{12} = a_{21} = \sum_{i=1}^{n} D_{ik} \sin \alpha_{ik} \cos \alpha_{ik};$$
$$a_{22} = \sum_{i=1}^{n} D_{ik} \sin^{2} \alpha_{ik}$$
(9)

і розв'язуємо їх:

$$u_k = \frac{\Delta_u}{\Delta}, \quad v_k = \frac{\Delta_v}{\Delta}.$$
 (10)

При знайдених на певному кроці процедури переміщеннях вузла *k* маємо рекурентну формулу для обчислення нових координат вузла:

$$x_k \rightarrow x_k + u_k, \ y_k \rightarrow y_k + v_k.$$
 (11)

А також накопичуємо значення сили

$$P_{xk} \to P_{xk}, P_{yk} \to P_{yk}. \tag{12}$$

Далі переходимо до наступного вузла і повторюємо процедуру. Умовою її припинення буде:

$$\sqrt{S_{kx}^2 + S_{ky}^2} \le \varepsilon \sqrt{P_{xk}^2 + P_{yk}^2},$$
 (13)

де є – задана відносна похибка.

Аналіз отриманих результатів

Застосування даного методу дозволяє знаходити сили, що викликали задані переміщення, а також переміщення всіх вузлів системи, що задовольняють рівноваги системи в цілому.

Для дослідження поведінки системи будемо поступово збільшувати задане початкове зміщення від 0,1 до 0,5 при незмінних параметрах самої системи, що демонструється на рис. 3–11.



Рис. 3, 4. Дискретна модель 5х3 елемента для переміщень 0,1 і 0,2





Рис. 5, 6. Дискретна модель 5х3 елемента для переміщень 0,3 і 0,4



Рис. 7. Дискретна модель 5х3 елемента для переміщення 0,5

Проводимо подальше розбиття, робимо розмір дискретного елемента 0,5 і порівнюємо отримані результати.



Рис. 8. Дискретна модель 10х6 елементів розміру 0,5 для переміщення 0,1



Рис. 9. Дискретна модель 10х6 елементів розміру 0,5 для переміщення 0,2

Знову зменшуємо розмір дискретного елемента вдвічі, новий розмір дискретного елемента 0,25.



Рис. 10. Дискретна модель 20x12 елементів розміру 0,25 для переміщення 0,1



Рис. 11. Дискретна модель 20x12 елементів розміру 0,25 для переміщення 0,2

Як видно з рисунків, подальше розбиття не має сенсу, так як результати, отримані за допомогою даних моделей, не мають істотних відмінностей. Всі отримані значення сил, а також сумарні значення, заносимо в таблицю 1.

Використовуючи чисельні значення сили, будуємо графіки залежності сили від переміщення для запропонованих моделей (рис. 12).

Як бачимо, чисельно значення сили для даних моделей не дуже відрізняються. А отже, і немає потреби в подальшій дискретизації.

Висновки

Розроблено стрижневу модель суцільного середовища для розв'язання контактних задач теорії пружності. Запропонована дискретна модель для розв'язання задачі про штамп з прямолінійною підставою. Для проведення розрахунків з дискретної моделі пропонується використовувати метод послідовних переміщень, що добре зарекомендував себе для розрахунку стрижневих конструкцій.

0,05			0,1			0,15				0,2		
5x3	10x6	20x12	5x3	10x6	20x12	5x3	10x6	20x12	-	5x3	10x6	2
0,036	0,024	0,017	0,072	0,047	0,032	0,106	0,070	0,047		0,140	0,091	
0,036	0,017	0,011	0,072	0,034	0,02	0,106	0,050	0,029	2	0,140	0,066	
0,073	0,024	0,010	0,143	0,047	0,018	0,212	0,069	0,027		0,279	0,091	
	0,066	0,011	×	0,129	0,02		0,189	0,029	2	1	0,248	
	ос – 6 ,	0,017			0,032			0,047				2
		0,065			0,123			0,179				

Таблиця 1 – Переміщення та сила, що їх викликає, для моделей 5х3, 10х6 і 20х12



Рис. 12. Залежність між силою і переміщенням, що нею викликається для моделей 5х3, 10х6 і 20х12

- 27 -

Список літератури

- Дискретные модели для плоских статических задач теории упругости / [А. Д. Шамровский, Ю. А. Лымаренко, Д. Н. Колесник, и др.] // Восточно-Европейский журнал передовых технологий //научный журнал. — Харьков : Технологический центр, 2011. — № 3/7 (51). — С. 11—18.
- Мусхелишвили Н. И. Некоторые основные задачи математической теории упругости / Н. И. Мусхелишвили. – М. : Наука, 1966. – 709 с.
- Развитие теории контактных задач в СССР : учеб. / под ред. Галина Л. А. – М. : Наука, 1976. – 493 с.
- Работнов Ю. Н. Механика деформируемого твердого тела : учебное пособие для вузов / Ю. Н. Работнов. – 2-е изд., испр. – М. : Наука. Гл. ред. физ.-мат. лит., 1988. – 712 с.
- Шамровский А. Д. Метод последовательных приближений для расчета стержневых систем / О. Д. Шамровський, А. І. Безверхий, В. В. Кривуляк // Нові матеріали і технології в металургії і машинобудуванні. – 2008. – № 2. – С. 110–118.

Поступила в редакцию 16.05.2016

Шамровский А.Д., Богданова Е.Н. Метод последовательных перемещений для решения контактных задач теории упругости

Работа посвящена изучению возможности применения метода последовательных перемещений для решения контактных задач теории упругости, в частности, задачи о штампе. Рассматривается решение нелинейных задач для упругих стержневых конструкций на основе данного метода.

Ключевые слова: стержневая модель, сплошная среда, метод последовательных перемещений.

Shamrovskiy A., Bogdanova E. Method of successive movements for solution of contact problems of theory of elasticity

The work is devoted to studying the possibility of using the method of successive movements for solving contact problems of elasticity theory, in particular the problem of the stamp. We consider the solution of nonlinear problems for elastic rod designs based on this method.

Key words: beam model, solid medium, method of successive movements.

UDC 539.3

PhD (Tech.) Yu. V. Mastinovsky

Zaporozhye National Technical University, Zaporozhye

Propagation and diffraction of thermo-elastic waves in a piecewise homogeneous strip composed of isotropic materials with different mechanical properties are investigated. One of the surfaces of the structure is subjected to thermal and mechanical shock. It is assumed that the velocity of heat propagation is finite. The equations of coupled thermo-elasticity and conditions of the solutions conjugation for the layers contact are adduced. The problem is solved numerically using the method of characteristics. The calculation results for a homogeneous strip are in good agreement with those obtained by other methods. The phenomena of reflection and transmission of thermoelastic waves at the interface between layers are analyzed.

Key words: thermo-elastic waves, stresses, velocity, method of characteristics.

Introduction

Currently, there is a growing number of published articles and books, which generalize the theory of elasticity and plasticity for non-isothermal deformations [1, 2]. In particular, this is due to important problems arising in the development of new composite structures, operating in conditions of high-speed transient thermo-mechanical loads, when it is necessary to take into account coupling between fields of strain and temperature fields. Thermo-elastic stresses in composite materials can cause cracking, delamination, decrease of stiffness, and thin-walled components of multilayer structures result in thermal bulging.

Objective

To assess the strength and the bearing capacity of geometrically and physically non-homogeneous multilayer structures it is necessary to establish methods of calculation, allowing to carry out numerical experiments to identify areas most disposed to damage.

Formulation of the Problem

The object of the study is two linearly elastic anisotropic rigidly fastened together layers of thicknesses h_1 and h_2 with different mechanical properties (fig. 1). Normal intensity compressive forces p_0 are applied to the surface x = 0 and simultaneously heat flow $q = -\overline{q}$ is supplied, where \overline{q} is the heat flux density in the direction of outer normal to the surface x = 0 of domain $x \ge 0$. It is assumed that the surfaces of the two-layer strip x = 0 and $x = x_2$ are thermally insulated, and that the final speed of heat propagation is finite. For this task, the system of one-dimensional coupled increments of thermo-elasticity, valid for the same order of thermal and elastic deformations in the dimensionless notation has the form:

$$\frac{\partial^2 \sigma}{\partial \xi^2} - \frac{1}{c_1^2} \frac{\partial^2 \sigma}{\partial \tau^2} - \frac{\partial^2 \Theta}{\partial \tau^2} = 0, \qquad (1)$$

© Yu. V. Mastinovskyi, 2016

$$\frac{\partial^2 \Theta}{\partial \xi^2} - \frac{1}{c_2^2} \frac{\partial^2 \Theta}{\partial \tau^2} = (1 + \varepsilon) \frac{\partial \Theta}{\partial \tau} + \varepsilon \frac{\partial \sigma}{\partial \tau}, \qquad (2)$$

Coupling of dimensionless and dimensional quantities is carried out according to formulas:

$$\begin{aligned} \tau &= c^2 t / l \; ; \; \xi = c t / l \; ; \; c^2 = (\lambda + 2\mu) / \rho \; ; \; \Theta = a (T - T_0) \; ; \\ \sigma &= \sigma_x (1 - 2\nu) / E \; ; \; c_1^2 = 1 \; ; \; c_2^2 = c^2 / V_0^2 \; ; \; V_0^2 = a / \tau_0 \; ; \\ a &= \lambda_0 / (c\rho) \; . \end{aligned}$$

Coefficient of connection is

$$\varepsilon = \frac{(3\lambda + 2\mu)^2 a_t^2 T_0}{(\lambda + 2\mu)c_s} = \frac{(1+\nu)}{(1-\nu)} \frac{a_t^2 E T_0}{(1-2\nu)c_s}.$$

Where *t* is time; σ_x is stress; *T*, *T*₀ are current and initial temperatures correspondingly; τ_0 is relaxation time of heat flux [3, 4]; λ , μ are Lame coefficients; ν is Poisson coefficient; *E* is modulus of elasticity; ρ is density; *c* is a velocity of longitudinal wave propagation; α is coefficient of thermal



Fig. 1. Two-layer strip effected by thermo-mechanical shock

- 29 -

conductivity; $l = h_1 + h_2$ is thickness of layer.

The unknown quantities and parameters relevant to mechanical properties of a certain domain 1 or 2 (fig. 1) in what follows will be marked by the inferior index i (i = 1, 2) if necessary.

This problem is reduced to solving the system of equations (1), (2), and coupling σ and θ , with the initial

$$\sigma = \frac{\partial \sigma}{\partial t} = \theta = \frac{\partial \theta}{\partial \tau} = 0 \quad \text{at} \quad \tau = 0, \qquad (3)$$

boundary mechanical

$$\sigma = -p_0 f(\tau)$$
 at $\xi = 0$; $\sigma = 0$ at $\xi = 1$ (4)

and boundary thermal conditions

$$\frac{\partial \Theta}{\partial \xi} = q \phi(\tau) \text{ at } \xi = 0; \quad \frac{\partial \Theta}{\partial \xi} = 0 \text{ at } \xi = 1.$$

Here $f(\tau)$ and $\varphi(\tau)$ are specified laws of loading change. In addition, the consistency conditions at the boundary interface of two domains 1 and 2 are taken into account for $\xi = h_1 / l$:

$$\frac{\partial \sigma}{\partial \tau}\Big|_{1} = \frac{\partial \sigma}{\partial \tau}\Big|_{2}; \qquad \frac{\partial \theta}{\partial \tau}\Big|_{1} = \frac{\partial \theta}{\partial \tau}\Big|_{2}. \tag{6}$$

Solution Methods

The system of hyperbolic equations (1), (2) is solved numerically using the method of characteristics [5-7]. The equations of the characteristics and the relations on them have the form:

along $\frac{\partial \xi}{\partial \tau} = \pm c_1 = \pm 1$ the relation is performed

$$d\left(\frac{\partial\sigma}{\partial\tau}\right) \mp d\left(\frac{\partial\sigma}{\partial\xi}\right) = 0;$$

along $\frac{\partial \xi}{\partial \tau} = \pm c_2$ the relation is performed

$$d\left(\frac{\partial\theta}{\partial\tau}\right) \mp c_2 \cdot d\left(\frac{\partial\theta}{\partial\xi}\right) \pm c_2 \cdot \left((1+\varepsilon)\frac{\partial\theta}{\partial\tau} + \varepsilon\frac{\partial\sigma}{\partial\tau}\right) d\xi = 0$$

For the calculations in domains 1 and 2 the grid formed by the family of characteristics $d\xi / d\tau = \pm 1$ (it is assumed $c = \max\{c|_1, c|_2\}$) is constructed. In fact it is necessary, as the other characteristic lines have a steeper slope. For computing the unknowns in the internal nodes of the grid and on the boundary a standard procedure is used [5–6]. The solution at the contact points of the two domains is constructed as follows [7]. Formally, a point belonging to the line

 $x = h_1 / l$ is considered as consisting of two points, one of which belongs to domain 1, and the other – to the domain 2. When the point belongs to the domain 1, integration along characteristics passing outside the domain 1 is excluded. On the other hand, this point belongs to the domain 2, and it is dealt with similarly as in the previous case. Obtained equations are complemented with the conditions of the contact (6).

The results of calculations

To check the operation of a computer system the problem for a semi-infinite homogeneous strip $(0 \le \xi < \infty)$ with the initial conditions (3) and the boundary conditions (4) is solved, (5) at $\varphi(\tau) = 0$

$$f(\tau) = H(\tau) - H(\tau - \tau_1) = \begin{cases} 1 & \text{при } 0 \le \tau \le \tau_1, \\ 0 & \text{при } \tau > \tau_1. \end{cases}$$

Cases of mechanical shock effect only and thermal shock effect only have also been considered. When calculating the time integration step is assumed to be equal to $\Delta \tau = 0,01$, value $\tau_1 = 0,03$. The results of calculations for the layer of steel and a layer of a polymer material (butyral resin), mechanical and thermal properties of which are given in [3] are in good agreement with the results of [3, 4]. For a two-layer structure of the considered materials the load is specified in the form $f(\tau) = \tau/\exp(\tau)$, and $\varphi(\tau) = 0$. The dimensionless width of the first layer is equal to 0.5, and the second -0.125. Coefficients are $\varepsilon|_1 = 0,0114$, $\varepsilon|_2 = 0,482$.

For $\tau_0 = 10^{-9} [c]$ velocity is $c_2 = 0.03$. The stress distribution along atwo-layer strip thickness at the time instants $\tau = 0.5$, $\tau = 0.75$ and $\tau = 1.0$ is adduced in fig. 2. The figure shows that the head portion of the compression wave when passing through the interface $\xi = 0.5$ is partially reflected and propagated at $\tau > 0.5$ in the first layer as a tensile wave.

Conclusions

As expected, the domain of components interface of heterogeneous strip is most prone to damage, as close to the surface of the connection of structure components the thermo-elastic stress waves during reflection of diffraction experience the finite discontinuity and become tension waves.

The proposed method of calculation enables to conduct the computational experiments. By varying the geometric and mechanical parameters it is possible in a variety of loads to achieve smoothing of thermal



Fig. 2. Distribution of stresses along the strip thickness at different time instants

stress surges in the area of components connection of multilayer structures.

References

- Bala Kiran. A Review of Two-Temperature Thermo-Elasticity / Kiran Bala // International Journal of Modern Engineering Research (IJMER). – Vol. 2, Issue 6. – 2012. – P. 4224– 4227.
- 2. Shamrovsky A. D. Thermo-Elastic Waves and the Speed of Their Propagation in Dynamic Problem

of Coupled Thermo-Elasticity / A. D. Shamrovsky, G. V. Maekotyan // Eastern European Journal of Advanced Technologies. Issue 7 (53). – Vol. 5. – 2011. – P. 41–45. (in Russian).

- Kovalenko A. D. Thermo-Elasticity / A. D. Kovalenko // Kiev: Vyscha shkola. – 1975. – 216 p. (in Russian).
- El-Bary A. A. Numerical Solution of Electro-Magneto-Thermo-Mechanic Shock Problem / A. A. El-Bary // Commutational Methods in Science and Technology. – Vol. 12 (2). – 2006. – P. 101–108.
- Chou P.C. A Unified Approach One-Dimensional Elastic Waves by the Method of Characteristics / P. C. Chou, R. W. Mortimer // Journal of Applied Mechanics. – Vol. 34. – №. 3 – 1967. – P. 745–750.
- Sagamonyan A. Y. Stress Waves in Continuous Media / A. Y. Sagamonyan // M. : Izd-vo MGU. – 1985. – 416 p. (in Russian).
- Danilchenko D. V. Non-stationary Waves in Composed Cylindrical Shell / D. V. Danilchenko, Y. V. Mastinovsky // New Materials and Technologies in Metallurgy and Machine Construction. – №1. – 2004. – P. 110–122. (in Russian).

Поступила в редакцию 16.05.2016

Мастиновський Ю. В. Термопружні хвилі у двошаровій смузі, складеної з різнорідних матеріалів

Досліджується розповсюдження та дифракція термопружних хвиль у кусково-однорідній смузі, складеної із ізотропних матеріалів з різноманітними механічними властивостями. Одна з поверхонь конструкції зазнає дію термічного та механічного ударів. Припускається, що швидкість розповсюдження тепла скінченна. Наводяться рівняння зв'язаної термопружності та умови спряження в області контакту смуг. Задача розв'язується чисельно з використанням методу характеристик. Результати розрахунків для однорідної смуги добре узгоджуються з відомими, які були отримані іншими методами. Аналізуються явища відбиття та проходження термопружних хвиль на межі розділення шарів.

Ключові слова: термопружні хвилі, напруження, швидкість, метод характеристик.

Мастиновский Ю.В. Термоупругие волны в двухслойной полосе, составленной из разнородных материалов

Исследуется распространение и дифракция термоупругих волн в кусочно-однородной полосе, составленной из изотропных материалов с различными механическими свойствами. Одна из поверхностей конструкции подвергается действию термического и механического ударов. Предполагается, что скорость распространения тепла конечна. Приводятся уравнения связанной термоупругости и условия сопряжения решений в области контакта слоев. Задача решается численно с применением метода характеристик. Результаты расчетов для однородной полосы хорошо согласуются с известными, полученными другими методами. Анализируются явления отражения и прохождения термоупругих волн на границе раздела слоев.

Ключевые слова: термоупругие волны, напряжения, скорость, метод характеристик.

УДК 539.3

Канд. техн. наук С. А. Моргун

Национальный университет кораблестроения им. адм. Макарова, г. Николаев

ВЛИЯНИЕ ПОЛЯ ЦЕНТРОБЕЖНЫХ СИЛ НА ЧАСТОТЫ КОЛЕБАНИЙ РАБОЧИХ ЛОПАТОК ТУРБОМАШИН

Изложена методика определения частот колебаний охлаждаемых рабочих лопаток турбомашин с учетом действия поля центробежных сил. С использованием метода конечных элементов разработана уточненная математическая модель колебаний лопатки. Приведены результаты расчета частот колебаний охлаждаемых лопаток турбины в зависимости от частоты вращения ротора для первой изгибной формы колебаний. Результаты расчетов частот также иллюстрируют влияние волновых чисел на частоты колебаний лопаток, находящихся в поле центробежных сил.

Ключевые слова: охлаждаемые лопатки, метод конечных элементов, частоты колебаний, поле центробежных сил, волновые числа, частота вращения ротора.

Введение

В современных условиях глобальной конкуренции для сбалансированного развития экономики и повышения конкурентной способности украинских товаров на рынках ВТО чрезвычайно важным является снижение затрат энергии на их производство [1, 2]. Не менее остро, в свете общемировой тенденции ограничения применения ядерной энергии из-за высоких экологических рисков, стоит задача увеличения выработки электроэнергии на украинских тепловых электростанциях для обеспечения энергетического баланса страны [3]. Этот процесс сопровождается увеличением единичной мощности турбоагрегатов при обязательном условии повышения их экономичности и надежности. Проблема обеспечения надёжности особенно важна для мощных турбин, причем ее важность с ростом единичной мощности возрастает, так как выход из строя даже одного турбоагрегата приводит к высоким капитальным затратам на ремонт, простою оборудования и, как следствие, к большим экономическим потерям. Следует также, что наличие поля центробежных сил приводит к «раскрутке» пера лопатки и его удлинению, что, в свою очередь, может привести к перераспределению поля динамических напряжений в пере лопатки. Это соответственно, влечет к возникновению концентраторов напряжений не только в корневом, но и в периферийных сечениях пера [3, 5].

Поэтому учет влияния различных факторов, не приведенных в упрощенных математических моделях динамического поведения рабочих лопаток турбомашин, приобретает первостепенное значение.

Целью работы является создание уточненной математической модели, позволяющей учесть влияние поля центробежных сил на частоты колебаний рабочих лопаток турбомашин.

Изложение основного материала

При исследовании колебаний вращающихся лопаток необходимо учитывать поле центробежных сил, так как оно вызывает появление дополнительных напряжений и ведет к повышению частот колебаний лопаток. Наиболее существенно это влияние для изгибных колебаний. Кроме того, поле центробежных сил вызывает раскрутку закрученных лопаток и, следовательно, приводит к изменению формы их колебаний [2, 5].

Свободные колебания трехмерной модели рабочей лопатки с учетом центробежных сил описываются при помощи вариационного уравнения Остроградского-Гамильтона [2, 4]:

$$\int_{t_1}^{t_2} \left(\Pi - T - A_{\mu} \right) dt = 0, \qquad (1)$$

где Π — потенциальная энергия деформации лопатки;

Т-кинетическая энергия лопатки;

А_и – работа центробежных сил.

Предположим, что на вращающемся с угловой скоростью ω диске радиуса *R* установлена лопатка (рис. 1).

Лопатка с диском рассматриваются в прямоугольной правой системе координат X^1 , X^2 , X^3 Ось X^3 направлена по радиусу от оси вращения, ось X^1 параллельна оси вращения.

Для формирования конечно-элементной модели рассматриваемой лопатки используется криволинейный суперпараметрический восьмиузловой конечный элемент. Функции формы для него приведены в работе [7]. В пределах выбранного конечного элемента выделим элементарный единичный объём р*dV*. Вектор центробежных сил *dF*_и развиваемых массой р*dV* выражается следующим

© С. А. Моргун, 2016

образом:

$$dF_{u} = \begin{cases} dF_{x^{1}} \\ dF_{x^{2}} \\ dF_{x^{3}} \end{cases},$$
 (2)

где $x^1, x^2, x^3 = (x, y, z)$ – декартовы координаты элементарного объёма dV.

$$\begin{cases} dF_{x^1} \\ dF_{x^2} \\ dF_{x^3} \end{cases}$$
 – вектор центробежных сил, развива-



Рис. 1. Схема для учета влияния поля центробежных сил на жесткость лопатки

Запишем выражения для компонентов вектора центробежных сил элементарного единичного объёма р*dV*:

$$dF_{x^{1}} = 0,$$

$$dF_{x^{2}} = \rho\omega^{2} (x^{2} + u^{2}) dV,$$

$$dF_{x^{3}} = \rho\omega^{2} (R + x^{3} + u^{3}) dV,$$
(3)

где u^2 и u^3 — перемещения dV при колебаниях в направлении координатных осей x^2 и x^3 соответственно.

Перейдем к вычислению работы компонент вектора центробежных сил dF_x^1 , dF_x^2 , dF_x^3 на возможных перемещениях du^1 , du^2 , du^3 элементарного объёма dVс учетом зависимостей (2, 3):

$$dA_{x^{1}} = 0,$$

$$dA_{x^{2}} = \int_{0}^{u^{2}} dF_{x^{2}} du^{2},$$

$$dA_{x^{3}} = \int_{0}^{u^{3}} dF_{x^{3}} du^{3}.$$
(4)

Подставляя (3) в (4) получаем:

$$dA_{x^{1}} = 0,$$

$$dA_{x^{2}} = \int_{0}^{u^{2}} dF_{x^{2}} du^{2} = -\rho\omega^{2} \left(x^{2} + \frac{u^{2}}{2}\right) u^{2},$$

$$dA_{x^{3}} = \int_{0}^{u^{3}} dF_{x^{3}} du^{3} = \rho\omega^{2} \left(R + x^{3} + \frac{u^{3}}{2}\right) u^{3}.$$
(5)

Знак минус в выражении для вычисления dA_x^2 используется для того, чтобы математически учесть факт уменьшения жесткости (размягчения) системы из-за наличия силы dF_x^2 .

Тогда с учетом уравнений (5) работа компонент вектора центробежных сил F_x^1 , F_x^2 , F_x^3 на возможных перемещениях u^1 , u^2 , u^3 для всего конечного элемента выражаются следующим образом:

$$A_{x^{1}} = 0,$$

$$A_{x^{2}} = \int_{V} dA_{x^{2}} dV,$$

$$A_{x^{3}} = \int_{V} dA_{x^{3}}.$$
(6)

Суммарная работа центробежных сил для всего элемента вычисляется так:

$$\begin{aligned} A_{u} &= A_{x^{1}} + A_{x^{2}} + A_{x^{3}} = \\ &= \rho \omega^{2} \int_{V} \left[-x^{2} u^{2} + \left(R + u^{3} \right) u^{3} \right] dV + \rho \omega^{2} \int_{V} \left[-\frac{\left(u^{2} \right)^{2}}{2} + \frac{\left(u^{3} \right)^{2}}{2} \right] dV \end{aligned}$$

или в сокращенной форме:

$$A_{\mu} = \rho \omega^2 \int_V C_1 dV + \rho \omega^2 \int_V C_2 dV \,. \tag{7}$$

Величины C₁ и C₂, входящие в уравнение (7), могут быть представлены следующим образом:

$$C_1 = p^k u^k$$
; $C_2 = \frac{1}{2} q_{kl} u^k$, (k, l=1, 2, 3), (8)

где $(p^1, p^2, p^3) = (0, -x^2, R + x^3); q_{kl}$ – элементы матрицы Q:

$$Q = \begin{bmatrix} -1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{bmatrix}.$$

- 33 -

Компоненты перемещений *u^k* рассматриваемого конечного элемента выразим через компоненты перемещений его узлов д_i[6]:

$$u^{k} = N_{ki}\delta_{j}, (k = 1, 2, 3; j = 1, 2, ..., n),$$
 (9)

где N_{kj} —элементы матрицы N, содержащей функции формы рассматриваемого конечного элемента;

n — число степеней свободы конечного элемента.

В этом случае выражения (8) примут вид:

$$C_1 = p^k N_{kj} \delta_j ; C_2 = \frac{1}{2} q_{kl} \Big(N_{kj} \delta_j \Big) \Big(N_{lj} \delta_j \Big), \quad (10)$$

Учитывая соотношения (10), подставим выражение (7) в уравнение Остроградского-Гамильтона (1). Получаем матрицу-вектор центробежных сил F_{μ} (первое слагаемое в уравнении (7) и дополнительную матрицу жёсткости K_{∂} (второе слагаемое), образующуюся из-за наличия переменных составляющих вектора центробежных сил [5]. Матрица-вектор центробежных сил конечного элемента и ее компоненты приведены ниже:

$$F_{u}^{e} = \begin{cases} F_{u}^{1} \\ F_{u}^{2} \\ \cdots \\ F_{u}^{n} \end{cases}, \qquad F_{u}^{i} = \rho \omega^{2} \int_{V} p^{k} N_{kj} dV$$

$$(i = 1,..,n; k = 1, 2, 3).$$
 (11)

Также приведем структуру дополнительной матрицы жесткости:

$$K_{\partial}^{e} = \begin{bmatrix} k_{\partial}^{11} & & \\ & k_{\partial}^{22} & \\ & \ddots & \ddots & \ddots \\ & & & k_{\partial}^{nn} \end{bmatrix}, \quad k_{\partial}^{ij} = \rho \omega^{2} \int_{V} N_{kj} q_{kl} N_{lj}$$

$$(i, j = 1, 2, ..., n; k, l = 1, 2, 3).$$
 (12)

Рассмотрим методику учета поля центробежных сил при выводе уравнений движения рабочих лопаток на основе зависимостей (1–12):

1. При заданных граничных условиях (условия закрепления лопатки в диске) вычисляем обобщенные перемещения узлов лопатки δ_j (j = 1, 2, ..., n) в поле центробежных сил.

2. Для каждого конечного элемента *е* формируем матрицы инерции M^e , основную матрицу жесткости K^e_o , а также матрицу центробежных сил $F^e_{\ u}$ с использованием соотношений (2–7, 10, 11) и диагональную дополнительную матрицу жесткости $K^e_{\ d}$ (соотношения 8, 10, 12).

3. Матрица жесткости всего конечного элемента *К*^е будет вычисляться так:

$$K^e = K^e_o + K^e_d$$
.

4. По правилам МКЭ формируем матрицы жёсткости K инерции M, а также векторы обобщённых координат δ и центробежных сил F_{μ} для всей лопатки:

$$K = \sum K^{e}; \quad M = \sum M^{e}; \quad F_{u} = \left\{F_{u}^{e}\right\}; \quad \delta = \begin{cases}\delta_{1}\\\delta_{2}\\\vdots\\\delta_{m}\end{cases}$$
$$(e = 1, \dots, m),$$

где *m* — число конечных элементов, на которые разбита модель лопатки.

5. С учетом глобальных матриц инерции (M), жесткости (K) и центробежных сил (F_u) вариационное уравнение Остроградского-Гамильтона (1) приводится к системе уравнений свободных колебаний конечно-элементной модели рабочей лопатки:

$$[M]\ddot{\mathbf{\delta}} + [K]\mathbf{\delta} - \{F_{\mu}\} = 0.$$
⁽¹³⁾

6. Частоты колебаний лопатки с учетом действия поля центробежных сил с учетом зависимости (14) вычисляются следующим образом:

$$\det\left[K\right] - f^{2}\left[M\right] = \left\{F_{u}\right\}.$$
 (14)

Основные результаты и их анализ

Для подтверждения адекватности разработанной математической модели приведены результаты расчета частот собственных колебаний охлаждаемых лопаток турбины с учетом воздействия центробежной силы, полученные с использованием пакета прикладных программ ANSYS. Исследуемые турбинные лопатки имеют следующие характеристики: длина l = 120 мм; хорда профиля b = 30,755 мм; угол закрутки $\alpha = 51^{\circ}31$. Материал – жаропрочная сталь СМ88У-ВИ (плотность р = 8100 кг/м³, модуль Юнга $E = 1,693*10^{11}$ Па; коэффициент Пуассона v = 0,3). В рассмотрение принимаются граничные условия типа С – С (соответствуют наличию бандажной полки). Ниже на рис. 2, 3 приведены зависимости, отражающие влияние волновых чисел т и п на частоты колебаний лопатки с учетом и без учета воздействия центробежной силы.

Результаты расчета, приведенные на графиках 2 и 3, свидетельствуют о том, что для данного типа граничных условий, характерного для конструкции рабочих лопаток турбомашин, имеющих бандажную полку, частота колебаний возрастает с увеличением как волнового числа *n*, так и волнового числа *m*. Следует отметить, что влияние волнового числа в окружном направлении (*n*) значительно выше, чем числа полуволн *m*. Объяснением этому служит то, что наличие в периферийном сечении лопатки бандажной полки призвано конструктивно обеспечить рассеивание потенциальной энергии деформации и, как следствие, снизить частоту колебаний лопатки.



Рис. 2. Зависимость частоты колебаний лопатки турбины от волновых чисел $n \ (m = 0)$:

 частоты колебаний лопатки с учетом центробежной силы; 2 – частоты колебаний лопатки без учета центробежной силы



Рис. 3. Зависимость частоты колебаний лопатки турбины от волновых чисел m (n = 1):



Результаты расчета, приведенные на графиках 2 и 3, свидетельствуют о том, что для данного типа граничных условий, характерного для конструкции рабочих лопаток турбомашин имеющих бандажную полку, частота колебаний возрастает с увеличением, как волнового числа *n*, так и волнового числа *m*. Следует отметить, что влияние волнового числа в окружном направлении (*n*) значительно выше, чем числа полуволн *m*. Объяснением этому служит то, что наличие в периферийном сечении лопатки бандажной полки призвано конструктивно обеспечить рассеивание потенциальной энергии деформации и, как следствие, снизить частоту колебаний лопатки.

Далее проводится исследование влияния величины центробежной силы на величину колебаний лопатки. С учетом зависимости 14 следует отметить, что при равной плотности материала лопатки и радиусе диска основное влияние на величину центробежной силы оказывает частота вращения ротора турбомашины. Ниже на рис. 4 приведены зависимости частоты колебаний охлаждаемой лопатки первой ступени турбины от частоты вращения ротора с учетом и без учета влияния центробежной силы.



Рис. 4. Зависимость частот колебаний лопатки от частоты вращения ротора. Форма колебаний m = 0 (n = 1):

1 – охлаждаемая лопатка; 2 – неохлаждаемая лопатка

Анализ графических зависимостей, приведенных на рис 4, свидетельствует о том, что наличие действия поля центробежных сил приводит к увеличению частоты колебаний лопатки. Это происходит вследствие изменения жесткости пера, что хорошо иллюстрируется зависимостями (8, 10). Подобные зависимости наблюдаются не только для первой, но и для более высоких форм колебаний. Однако для изгибных форм колебаний влияние центробежной силы является более существенным, так как приводит к удлинению пера лопатки и соответственно к изменению поля его перемещений.

Заключение

С использованием метода конечных элементов (МКЭ) решена задача расчета величины частот колебаний охлаждаемых рабочих лопаток турбомашин, с учетом воздействия на них поля центробежных сил. Для решения данной задачи на основе метода конечных элементов разработана уточненная математическая модель лопатки на основе специальных конечных элементов, позволяющая в достаточно полной мере учитывать ее конструктивную неоднородность. Проведено исследование зависимости влияния частоты вращения ротора на частоты колебаний лопаток. Установлено, что с увеличением частоты вращения, а, следовательно, и центробежной силы, частота колебаний лопаток возрастает. Однако такое увеличение является незначительным и не превышает 5-7 % от частот колебаний лопаток. определенных без учета действия поля центробежных сил. Подобные зависимости проявляются для разных волновых чисел, однако наиболее ярко для первой изгибной формы колебаний. Поэтому учет данного фактора позволяет более точно определить резонансную частоту колебаний лопаток и выработать комплекс мер по его недопущению.

Список литературы

- Биргер И. А. Динамика авиационных газотурбинных двигателей / Под ред. И. А. Биргера, Б. Ф. Шорра. – М. : Машиностроение, 1981. – 232 с.
- Воробьев Ю. С. Колебания лопаточного аппарата турбомашин / Ю. С. Воробьев. – К. : Наук. думка, 1988. – 224 с.
- Зайдельман Р. Л. Надежность лопаточного аппарата паровых турбин / Р. Л. Зайдельман М.: Энергия, 1978 – 226 с.

- Зенкевич О. К. Метод конечных элементов в технике / О. К. Зенкевич. – М. : Мир, 1978. – 519 с.
- Костюк А. Г. Динамика и прочность турбомашин. – М.: Машиностроение, 1982. – 264 с.
- Каиров А. С. Исследование собственных колебаний лопаток газотурбинного двигателя методом динамических суперэлементов / А. С. Каиров, С. А. Моргун // Проблеми обчислювальної механіки і міцності конструкцій : зб. наук. праць. – Дніпропетровськ : Ліра, 2012. – Вип. 20. – С. 176–182.
- Каиров А. С. Исследование собственных колебаний лопаток турбомашин методом конечных элементов / А. С. Каиров, С. А. Моргун // Зб. наук. праць НУК. – Миколаїв, 2012. – №5–6. – С. 76–80.

Поступила в редакцию 23.02.2016

Моргун С.О. Вплив поля відцентрових сил на частоти коливань робочих лопаток турбомашин

Викладено методику визначення частот коливань охолоджуваних робочих лопаток турбомашин з урахуванням дії поля відцентрових сил. З використанням методу скінченних елементів розроблено уточнену математичну модель коливань лопатки. Наведено результати розрахунку частот коливань охолоджуваних лопаток турбіни в залежності від частоти обертання ротора для першої згинної форми коливань. Результати розрахунку частот також ілюструють вплив хвильових чисел на частоти коливань лопаток, що знаходяться в полі відцентрових сил.

Ключові слова: охолоджувані лопатки, метод скінченних елементів, частоти коливань, поле відцентрових сил, хвильові числа, частота обертання ротора.

Morgun S. The influence of the centrifugal forces field on the turbine blades oscillation frequencies

The methodology of the cooled turbine blades oscillation frequencies calculation is developed. The blades are considered to be under the centrifugal forces field influence. The new, more correct mathematical model of blades oscillations is formed by the finite elements method usage. The dependencies between the turbine rotor's rotational velocity and the blades' oscillation frequency are also obtained. The main numerical results, obtained by such dependencies usage are given for the first vibration form. The results of frequencies calculation also illustrate the influence of the wave numbers on the turbine blades oscillation frequencies, taking into consideration the centrifugal forces influence.

Key words: cooled turbomachinery blades, finite elements method, oscillation frequencies, centrifugal forces field, wave numbers, turbine rotor's rotational velocity.
УДК 629.7.036:539.4

Л. Й. Івщенко¹, О. І. Крестьяніков², Т. І. Прибора¹

¹ Запорізький національний технічний університет, ² ТОВ «Промислово-технологічна компанія»; м. Запоріжжя

ХАРАКТЕР ПЕРЕМІЩЕННЯ КОНТАКТУЮЧИХ ПОВЕРХОНЬ Z-ПОДІБНИХ БАНДАЖНИХ ПОЛИЦЬ ЛОПАТОК ГТД

За допомогою методу кінцевих елементів проведено дослідження характеру переміщення контактуючих поверхонь Z-подібних бандажних полиць лопаток ГТД в умовах динаміки навантаження. Виходячи з отриманих даних, встановлено, що контакт між поверхнями Z-подібних бандажних полиць нерівномірний та має складну форму.

Ключові слова: лопатка, бандажна полиця, перо лопатки, знос.

Вступ

У сучасних ГТД з метою зменшення чутливості лопаток до збудження коливань, підвищення їх вібраційної надійності широко застосовуються робочі лопатки з бандажними полицями, які в умовах експлуатації утворюють кільцевий зв'язок всіх лопаток вінця.

Такі лопатки дозволяють зменшити чутливість до порушення коливань, забезпечити необхідний рівень демпфування вібраційних напружень у пері лопатки та зменшити кінцеві втрати, а отже, збільшити ККД турбіни. Проте, в процесі тривалої експлуатації двигуна часто спостерігається інтенсивне зношування контактуючих поверхонь бандажних полиць, саме величина якого значною мірою визначає міжремонтний ресурс лопаток ГТД.

На даний момент в практиці конструювання робочих лопаток турбін широко використовуються Z-подібні бандажні полиці.

Знос бандажних полиць робочих лопаток турбіни деяких конструкцій двигунів може викликати майже десятикратне підвищення вібраційних напружень у пері лопатки [1], що може призвести до руйнування від втоми останньої і відмови двигуна в цілому. Якщо врахувати, що тільки в одному робочому колесі турбіни кількість таких лопаток може бути більше 100 (залежно від конструкції двигуна), то можливість відмови виробу при руйнуванні лопатки значно підвищується.

Знос контактуючих поверхонь полиць нерівномірний, і зміна його діапазону по робочому колесу турбіни може становити досить значну величину, що обумовлено можливістю розподілу навантажувальних факторів, таких як: амплітуда власних коливань лопаток, характер переміщення полиць, питомий тиск в зоні контакту між полицями, температура, частота переміщень контактуючих поверхонь. Крім цього, на знос контактуючих поверхонь полиць лопаток ГТД впливають також конструктивні фактори — наявність розкиду розмірів в межах допусків на виготовлення бандажних полиць та неточності монтажу, технологічні дефекти робочих коліс, які виникають у процесі їх виготовлення, втомні тріщини різної природи, що виникають у різних зонах робочих лопаток при їх експлуатації. Одним з найбільш впливових факторів на знос контактних поверхонь є їх характер переміщення в процесі роботи, тобто величини зазорів (натягів), які значно залежатимуть від конструкції лопаток і на даний момент не досить повно вивчені.

Тому *метою роботи є* дослідження характеру переміщення контактуючих поверхонь Z-подібних бандажних полиць лопаток ГТД в умовах динаміки навантаження.

Методи рішення

Поставлене завдання вирішується за допомогою методу кінцевих елементів МКЕ [2], основних положень авіадвигунобудування і моделювання трибологічних процесів.

3D модель сектору лопаток (рис. 1) створено за допомогою програмного забезпечення PowerShape 2014 та SolidWorks 2012.

Для створення кінцево-елементної моделі використовувалась універсальна програмна система кінцево-елементного (МКЕ) аналізу – ANSYS Multiphysics 14.5. Вхідними даними для розрахунку КЕ моделі були фізичні та механічні властивості випробуваних жароміцного зносостійкого матеріалу – XTH-61; припущення дії відцентрових сил, що виникають при робочій частоті ротора турбіни $\omega = 1600$ об/хв (1675,5 рад / с); монтажному натязі по бандажним полицям $\Delta_{_{M.N.}} = 0,02$ мм; робочій температурі 950 °С; коефіцієнті тертя в зоні контакту $\Delta_m = 0,3$; числі мод n = 50.

© Л. Й. Івщенко, О. І. Крестьяніков, Т. І. Прибора, 2016

Граничні умови забезпечуються розрізанням полиці на дві частини, одна з яких повертається в циліндричній системі координат на кут, рівний 2 т

 $\frac{2\pi}{N}$, де N – кількість лопаток в диску. Таким

чином моделюється натяг по контактних поверхнях С. Оскільки в нашому випадку число лопаток, у вінці, не парне (N = 51 шт.) то на відміну від джерела [3], особливістю розбивки досліджуваних полиць є їх криволінійне розрізання, для дотримання умов рівномірної циклосиметрії, рівної

$$\frac{360}{1}$$





Рис. 1. 3D модель сектору лопаток із Z- подібними бандажними полицями

Для моделювання різних умов контакту: зсуву, тертя, зчеплення, проковзування, залежними від натягу або зазору, які виникають між бандажними полицями, використовуються контактні елементи «поверхня — поверхня». При моделюванні контакту між полицями, замкове з'єднання вважаємо жорстко закріпленим по контактних поверхнях ялинкового хвостовика.

В ANSYS проводиться модальний, статичний і динамічний аналіз контактуючих поверхонь бандажного зв'язку.

Оскільки, при моделюванні поличного з'єднання, необхідно дослідити характер переміщень в зоні контактних поверхонь, між бандажними полицями, на контактуючих поверхнях останніх розміщуємо вузлові точки (рис. 2), слідкуючи за переміщеннями яких, можна відобразити переміщення всієї контактуючої поверхні. Для цього в ANSYS проводиться модальний аналіз, у результаті якого отримуються величини власних частот коливань лопаток.

Щоб опрацювати цей масив даних, вибрати з файлів переміщення вузлових точок, які знаходяться на контактних поверхнях бандажних полиць, та за цими даними побудувати графіки переміщення вузлових точок залежно від частоти, використовується мова php (широко використовувана мова сценаріїв загального призначення з відкритим вихідним кодом).

У текстовому редакторі «Блокнот» створюється програма на php, за допомогою якої відокремлюються з лістингу Ansys конкретні вузлові точки, які знаходяться на контактуючих поверхнях бандажних полиць лопаток ГТД.

Результати досліджень

В результаті аналізу кінцево-елементної моделі отримали графіки зміщення вузлових точок по довжині контактуючих поверхонь бандажних полиць турбіни від частоти власних коливань лопаток.



Рис. 2. Схема розміщення вузлових точок на контактуючих поверхнях бандажних полиць; 1...9 – вузлові точки бандажної полиці 2, 10...18 – вузлові точки бандажної полиці 1

На графіках, вісь *х* відповідає радіальному переміщенню контактуючих поверхонь бандажних полиць (вгору та вниз) одна відносно іншої. Вісь *у* відповідає тангенціальному переміщенню контактуючих поверхонь (вліво та вправо). Вісь *z* відповідає відстані між контактуючими поверхнями (осьове переміщення), тобто з графіків осі *z* можна оцінювати зазор, чи натяг між контактуючими поверхнями бандажних полиць.

Так на рис. З для першої отриманої частоти власних коливань (1 форма коливань) — 335 Гц, графік *a*) показує переміщення вузлових точок по осі *x*, де відстань між кривими є величиною переміщення контактуючих поверхонь у радіальному напрямку. Аналогічно, довжина переміщення контактуючих поверхонь у тангенціальному напрямку показана на графіку δ).

На графіку e) — вісь z, ми бачимо, що з одного кінця бандажних полиць контактуючі поверхні розімкнуті, тобто утворюється зазор, а з іншого кінця, зазор зменшується до нуля та починає утворюватися натяг.



Рис. 3. Отримані графіки переміщення вузлових точок на контактуючих поверхнях бандажних полиць, для першої форми коливань (335 Гц), по осям: *a*) *x*, *б*) *y*, *в*) *z*

Проаналізувавши графіки переміщення вузлових точок контактуючих поверхонь бандажних полиць, отриманих методом КЕ моделі, у осьовому (z), радіальному (x) та тангенціальному (y)напрямах можна сказати що:

- згідно з отриманими графіками сумарного переміщення по трьом координатам (x, y, z) при частотах до 7000 Гц коливання вузлових точок контактуючих поверхонь синхронне та проходить з однаковою амплітудою (рис. 4);

- при постійній частоті обертання турбіни ротора (n = 16000 об/хв), спостерігається збільшення амплітуди коливань вузлових точок першої (лівої) контактуючої поверхні бандажної полиці, при цьому амплітуда вузлових точок другої (правої) контактуючої поверхні залишається практично незмінною, фази коливань збігаються (залишаються тими же) (рис. 5);

на частотах власних коливань лопаток ≈ 15000, 30000, 36000 Гц спостерігається найбільш щільний контакт між контактуючими поверхнями бандажних полиць лопаток ГТД, а на частотах 18000, 25000, 33000 Гц спостерігається максимальне віддалення однієї контактуючої поверхні від іншої (утворюється зазор);

- отримані графіки можна умовно поділити на 3 діапазони (рис. 5). В І (від 0 до 15000 Гц) та ІІІ діапазоні (від 36000 до 40500 Гц) спостерігається



Рис. 4. Графік переміщення, протилежних один одному, вузлових точок контактуючих поверхонь 1 та 2



Рис. 5. Характер контакту полиць в різних діапазонах частот коливань ротора турбіни

зміщення вузлових точок контактуючих поверхонь бандажних полиць, яке призводить до проковзування, однієї контактуючої поверхні відносно іншої, без розриву контакту між ними (при умові невеликої різниці в амплітуді коливань). У ІІ діапазоні (від 15000 до 36000 Гц) спостерігається розрив контакту між контактуючими поверхнями бандажних полиць, внаслідок значної різниці амплітуд коливань однієї та другої полиць, отже в цьому діапазоні може спостерігатися удар з проковзуванням, тобто режим роботи буде іншим;

- за напрямами *x* (радіальне переміщення), *y* (тангенціальне) для контактуючих поверхонь 1 та 2 фази коливань залишаються тими самими одна відносно іншої, а амплітуда однієї відносно іншої збільшується;

- за напрямом z (осьове переміщення) спостерігається синхронна робота контактуючих поверхонь до 15000 Гц, а зі збільшенням власних частот спостерігається різниця амплітуд та напрямів переміщень, тобто може відбуватись удар із проковзуванням або створюватись зазор між контактуючими поверхнями.

З наведеного виходить, що для розглянутої моделі лопаток турбіни ГТД бажано працювати в І діапазоні власних частот коливань до 15000 Гц, який можливо забезпечити конструктивними методами, наприклад, демпфуванням коливань лопаток, різношаговістю лопаточних вінців та ін.

Висновки

Отримані графіки показують, що контакт між поверхнями Z-подібних бандажних полиць не-

рівномірний та має складну форму. Між контактуючими поверхнями може проявлятись зазор і натяг, а це в свою чергу призводить до нерівномірного зносу по довжині контактуючих поверхонь бандажних полиць. Такі результати спростовують думку про те, що по всій площі контакту, між полицями діє однакове навантаження.

Список літератури

- Івщенко Л. Й. Процеси контактної взаємодії в трибоз'єднаннях і зносостійкість жароміцних сплавів в екстремальних умовах : автореф. дис. на здобуття ступеню доктора техн. наук : спец. 05.02.04 «Тертя та зношування в машинах» / Ивщенко Л. Й. – Хмельницький : Технологічний університет Поділля, 1999 р. – 36 с.
- Шереметьев А. В. Использование компьютерного моделирования при проектировании дисков компрессоров авиационных ГТД / Шереметьев А. В., Прибора Т. И. // Вестник двигателестроения. 2006. № 2. С. 32–37.
- Зиньковский А. П. Влияние нарушений идентичности контактного взаимодействия бандажных полок на характеристики статического и динамического напряженного состояния лопаточных венцов / Зиньковский А.П., Круглий Я.Д. // Проблемы прочности. 2012. № 2. С. 44–60.

Поступила в редакцию 11.05.2016

Ивщенко Л.И., Крестьяников А.И., Прибора Т. И. Характер перемещения контактирующих поверхностей Z-образных бандажных полок лопаток ГТД

С помощью метода конечных элементов проведено исследование характера перемещения контактирующих поверхностей Z-образных бандажных полок лопаток ГТД в условиях динамики нагружения. Исходя из полученных данных, установлено, что контакт между поверхностями Z-образных бандажных полок неравномерный и имеет сложную форму.

Ключевые слова: лопатка, бандажная полка, перо лопатки, износ.

Ivschenko L., Krestianikov A., Prybora T. Character movement contacting surfaces Z-shaped bandage shelves gte blades

Using the finite element method studied character moving contacting surfaces Z-shaped bandage shelves GTE blades in terms dynamics load. Based on the data, found that the contact surfaces between Z-shaped bandage shelves uneven and has a complicated shape.

Key words: a shoulder-blade, bracer shelf, feather of shoulder-blade, wear.

УДК 621.45.037

Канд. техн. наук Д. В. Павленко¹, Я. В. Двирник²

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

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗНАШИВАНИЯ РАБОЧИХ ЛОПАТОК КОМПРЕССОРА ВЕРТОЛЕТНЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ, ЭКСПЛУАТИРУЮЩИХСЯ В УСЛОВИЯХ ЗАПЫЛЕННОЙ АТМОСФЕРЫ

Приведены результаты исследования износа пера лопаток компрессора турбовальных двигателей, работающих в условиях запыленной атмосферы. Установлены основные закономерности износа пера лопаток различных ступеней компрессора в зависимости от времени наработки двигателя в эксплуатации.

Ключевые слова: компрессор, лопатка, износ, ГТД, газоабразивный, наработка, статистика, эксплуатация.

К надежности современных газотурбинных двигателей (ГТД) в процессе эксплуатации предъявляются высокие требования. Основными узлами, определяющими характеристики ГТД (газодинамические, геометрические, весовые, экономичности, технологичности, надежности и др.). являются компрессоры и турбины [1]. В свою очередь, на газодинамические характеристики двигателей и надежность их работы, принципиальное влияние оказывает конструктивные и технологические особенности рабочих лопаток [2]. Учитывая особые условия рабочих лопаток в эксплуатации, их конструкция претерпевает изменения, связанные с износом и повреждениями пера. Повреждаемость отдельных рабочих лопаток и лопаточных венцов оказывает существенное влияние на такие характеристики ГТД как расход топлива, устойчивость работы, затраты на техническое обслуживание и систему технического обслуживания в целом [3, 4], а также безопасность полетов летательного аппарата.

Многие фирмы и научно-исследовательские организации проводят широкомасштабные работы по анализу повреждаемости рабочих лопаток и установлению факторов, оказывающих отрицательное влияние на характеристики различных узлов двигателей. Например, в работе [5], были установлены такие наиболее часто встречавшиеся повреждения рабочих лопаток компрессора, характерные для большинства типов газотурбинных двигателей, как выработка наружных торцов при трении рабочих лопаток о корпус, эрозия передней кромки рабочих лопаток, повреждение посторонними предметами рабочих (изменение формы передней и задней кромок), загрязнение рабочих лопаток и увеличение шероховатости поверхности пера.

Одним из подвидов авиационной техники, подвергаемой максимально жестким условиям

© Д. В. Павленко, Я. В. Двирник, 2016

эксплуатации, являются вертолеты. Вертолетные двигатели (ТВаД) являются специфическим видом техники, так как должны сохранять длительную работоспособность в тяжелых условиях эксплуатации. Вертолеты характеризуются способностью совершать взлеты и посалки с использованием неподготовленных взлетно-посадочных площадок, а также зависать вблизи земной поверхности. Данные особенности эксплуатации характеризуются большой степенью запыленности окружающей среды (рис. 1). Такие условия окружающей среды образуются вследствие воздействия струи воздуха, отбрасываемого лопастями несущего винта вертолета в направлении земли. Продолжительность работы вертолетов в условиях запыленной атмосферы составляет около 15...25 % от ресурсной наработки [6]. При этом основным видом повреждением рабочих лопаток компрессора турбовальных двигателей, используемых в конструкции вертолетов, является газоабразивный износ пера [7, 8].

В процессе газоабразивного износа геометрия пера лопаток компрессора изменяется, что помимо изменения собственных частот колебания, приводящих к резонансным разрушающим явлениям, вызывает уменьшение газодинамической устойчивости двигателя, которое в последующем приводит к появлению срыва потока и помажу. В современных двигателях, оборудованных эффективными системами автоматического управления, уменьшение геометрии лопаток компрессора приводит к уменьшению степени сжатия воздуха за компрессором до определенного допустимого значения, после которого система управления дает команду на увеличение частоты вращения ротора для достижения требуемой величины степени сжатия. Повышение частоты вращения ротора достигается за счет увеличения по-



Рис. 1. Эксплуатация вертолета вблизи земной поверхности (а) и посадка в условиях запылённой атмосферы (б)

дачи топлива в камеру сгорания, что соответственно приводит к росту температуры перед турбиной компрессора. Дальнейший процесс износа компрессора приводит к выходу из строя двигателя вследствие заброса температуры перед турбиной газогенератора, превышения максимальнодопустимой физической частоты вращения ротора, а также срыва потока на лопатках компрессора, что в свою очередь незамедлительно приводит к появлению помпажа.

Как показано на рис. 1. вертолеты эксплуатируются в жестких условиях запыленной атмосферы. Среднее время работы двигателя, снятого по причине эрозионного износа лопаток компрессора, составляет порядка 300 часов. Данный опыт эксплуатации выявил реальную проблему влияния пыли и песка на работоспособность газотурбинных двигателей [8]. Так, например, при использовании вертолета Ми-8 в ходе военной компании на среднем востоке американскими военными летчиками, время работы двигателя до съема по причине износа компрессора не превышало 200...400 часов. При использовании вертолета Ми-8 в Республике Алжир, время работы двигателя до съема по причине износа компрессора не превышало 600 ± 50 часов. Применение пылезащитных устройств позволяет увеличить ресурс работы двигателя, однако не решает проблему газоабразивного изнашивания пера лопаток [10].

В настоящее время большинство типов двигателей эксплуатируются по достижению назначенного ресурса, т.е. определенного количества часов наработки и циклов. Однако ориентация производителей двигателей на современные требования в области авиационной безопасности, увеличения конкурентоспособности и понижению жизненного цикла изделия вынуждают их переходить на эксплуатацию техники по техническому состоянию [11]. Данная стратегия эксплуатации по состоянию подразумевает отсутствие назначенного ресурса изделия и принятие решения об отстранении двигателя от эксплуатации по контролю определенных установленных (критических) параметров. Для ее эффективной реализации необходимо разработка технологий моделирования потока в компрессоре с учетом особенностей геометрии элементов его проточной части [12, 13], что в свою очередь невозможно без установления основных закономерностей их изнашивания.

Изучение закономерности изнашивания и определение факторов, виляющих на данный процесс, является неотъемлемой составляющей в процессе выработки практических решений и рекомендаций как производителю, так и эксплуатирующим организациям с целью увеличения ресурса двигателя и уменьшения затрат на его обслуживание. В литературе имеются данные о закономерностях изнашивания пера рабочих лопаток компрессора турбореактивных двухконтурных двигателей [14, 15], однако данные о закономерностях изнашивания турбовальных двигателей, работающих в условиях запыленной атмосферы, весьма ограничены.

Изучение статистических данных относительно характера газоабразивного износа позволит определить основные (критические) элементы конструкции компрессора, такие как ступени компрессора, определенные сечения профиля лопатки, приводящих к ухудшению рабочих параметров, и отстранению двигателя от дальнейшей эксплуатации.

В свою очередь определение лимитирующих элементов конструкции позволит уменьшить число факторов, влияющих на основные газодинамические и прочностные характеристики компрессора в процессе его изнашивания. Это позволит сократить как временные, так и вычислительные ресурсы для расчета предельного состояния компрессора и дальнейшей выработки четких рекомендаций по определению остаточного ресурса двигателя.

В связи с этим целью настоящей работы являлось установление основных закономерностей изнашивания пера рабочих лопаток компрессора вертолетных двигателей в процессе эксплуатации. Основными задачами для достижения поставленной цели являлись разработка методики и оценка геометрии пера лопаток различных ступеней компрессора после наработки в эксплуатации, установление основных закономерностей изнашивания геометрии пера с учетом конструктивных особенностей компрессора и наработки в эксплуатации.

В качестве объекта исслелования, как силовой установки эксплуатируемой в агрессивной запыленной атмосфере. был выбран вертолетный газотурбинный (турбовальный) авиационный двигатель семейства ТВЗ-117. Установленные на вертолетах Ми-8, работающих непосредственно в регионах с большим содержанием песка и пыли (абразивных частиц), они наилучшим образом подходят для изучения проблемы газоабразивного износа лопаток компрессора ГТД. Исследованные лопатки были демонтирована с компрессора двигателей, которые эксплуатировались в условии запыленной атмосферы (Республика Алжир), и имели различную наработку. Двигатели были отстранены от эксплуатации по причинам износа хорды рабочей лопатки компрессора первой ступени в периферийной части превышающего 2 мм, а также выхода рабочих параметров двигателя, таких как частота вращения газогенератора и температура перед турбиной компрессора, за допустимые пределы.

Учитывая принципиальную разницу в составе пылевоздушной смеси попадающей в компрессор двигателя при его эксплуатации с применением на входе в воздухозаборник пылезащитного устройства с учетом особенностей его установки, исследовали лопатки компрессоров, двигатели которых имели наработку равную 400±50 и 600±50 часам.

Компрессор исследуемого двигателя осевой. двенадцатиступенчатый, высоконапорный, с поворотными лопатками входного направляющего аппарата и направляющих аппаратов первых четырех ступеней, с двумя клапанами перепуска воздуха из-за VII ступени компрессора. Поворот лопаток направляющих аппаратов зависит от приведённой частоты вращения ротора турбокомпрессора и служит для улучшения запуска двигателя, обеспечения высокого коэффициента полезного действия и запаса газодинамической устойчивости в широком диапазоне режимов работы двигателя. Устойчивость работы компрессора в процессе запуска и работы на пониженных режимах обеспечивается также клапанами перепуска воздуха. Сжатие воздуха в компрессоре сопровождается ростом его давления и температуры и для исследуемого двигателя на выходе составляет 0,96 МПа и 337 °С соответственно [16]. Концентрация пыли (ц) для вертолётов оснащенных двигателями указанного типа согласно работы [8] составляет вблизи втулки несущего винта 0,05...0,20 г/м³ у вертолета, работающего «на привязи» на уровня земли и вблизи нее, 0,20...0,25 г/м³ при полетах над ВПП на высотах 35 м со скоростью 15 км/ч; и 0,05...0,10 г/м³ при полетах над ВПП на высотах 10...100 м со скоростями от 15 до 150 км/ч.

Учитывая условия работы, наибольшему износу в процессе эксплуатации подвержены рабочие лопатки ротора компрессора (рис. 2).



Рис. 2. Ротор осевого компрессора турбовального двигателя ТВ3-117 после эксплуатации в районе большой концентрации абразивных частиц и пыли. (*a*) лопатки с наличием забои на входной кромке, (*б*) и (*b*) износом защитного покрытия NiT

Рабочие лопатки являются одними из высоконагруженных элементами ротора компрессора. В процессе эксплуатации они подвержены воздействию аэродинамических и центробежных сил, сравнительно высоких температур и вибраций. Рабочие лопатки изготавливаются из прутка титанового сплава BT-8 путем периодической прокатки с последующим вальцеванием пера и механической обработкой хвостовика. По конструкции рабочие лопатки компрессора ТВ3-117 можно разделить на 2 группы: лопатки I—III ступеней, которые имеют перо и хвостовик; лопатки IV— XII ступеней, имеющие перо, бандажную полку и хвостовик. Перо всех лопаток конструктивно выполнено в виде тонкого изогнутого симметричного профиля. Для снижения массы, напряжений от центробежных сил и нагрузок на ротор толщина и хорда профиля по длине лопатки уменьшаются от корневого сечения к периферии. Количество рабочих лопаток в зависимости от ступени компрессора приведено в табл. 1.

С учетом большого количества лопаток для которых требовалось оценить изменение геометрии в процессе эксплуатации, применяли разработанный способ измерения геометрии пера в различных сечения, основанный на обработке цифрового фотоизображения пера (рис. 3).

Оценку геометрии лопаток выполняли путем фотографирования профиля пера под определенным углом на специальном приспособлении. Угол расположения выбрали таким образом, что ось ординат конструкторской системы координат соответствовала вертикальной оси штатива, а ось абсцисс лежала в горизонтальной плоскости.

В связи со сложной трехмерной формой профиля, а также круткой пера по высоте лопатки, невозможно найти такое положение в пространстве, которое позволило бы без угловой погрешности определить износ хорды каждого из сечений лишь по одному снимку. В связи с этим в качестве пространственного расположения использовалась конструкторская система координат, при которой ось абсцисс в наименьшей степени отклоняется от хорд всех профилей. Погрешность измерения компенсировалась с учетом фактического угла отклонения соответствующей хорды профиля от оси абсцисс конструкторской системы координат лопатки. Адекватность методики измерения была установлена путем контроля тестовой лопаток каждой из ступеней по технологии анализа изображения пера и метрологическим контролем величины хорды.

Процесс измерения выполняли путем наложения стеки номинального профиля пера на сфотографированную лопатку, предварительно приведенными к одному масштабу. Далее в CAD системе с помощью соответствующих инструментов проводили замеры величины износа хорды пера в соответствующем сечении (рис. 3, *б*, *в*). Точность измерения отклонения профиля изношенной лопатки от номинальной составила 1/100 мм.

В эксплуатации возможно судить о работоспособности компрессора только по состоянию его рабочей лопатки первой ступени. Для этого, при помощи специального приспособления производится замер величины хорды на периферии рабочей лопатки I ступени компрессора. Нормативной документацией предусмотрено отстранение двигателя от эксплуатации в случае уменьшения длины хорды на 2 мм и более. Дальнейшая оценка и дефектация лопаток компрессора производится на предприятии путем разборки двигателя и последующего разлопчивания компрессора.

Для уменьшения газоабразивного износа газовоздушного тракта двигателя, в настоящее время они эксплуатируются с пылезащитными устройствами. Основным условием правильного использования пылезащитных устройств, предназначенных для очистки воздуха, поступающего в двигатели от пыли во время руления, взлета и посадки вертолета на песчаных аэродромах и запыленных площадках с целью уменьшения абразивного износа элементов его проточной части, является его подключение к системе эжекции, которая позволяет удалять пыль и песок из

№ ступени	Ι	II	III	IV	V	VI	VII	VIII	IX	Х	XI	XII
Количество лопаток	37	43	59	67	73	81	89	89	89	89	89	89

Таблица 1 — Количество рабочих лопаток в ступенях компрессора двигателя ТВЗ-117



Рис. 3. Сечения, контролируемые на пере лопаток компрессора (*a*) и схема измерения хорды пера лопаток (δ , *в*)

сепараторов в атмосферу за счет использования воздуха, отбираемого от компрессора. Однако зачастую эксплуатирующие организации пренебрегают правильностью подключения ПЗУ, это приводит к тому, что абразивные частицы не удаляются в окружающую среду, а забив проходные сечения сепаратора поступают непосредственно в газо-воздушный тракт двигателя. В этом случае условия работы двигателя аналогичны условиям его эксплуатации без ПЗУ. Неправильная работа ПЗУ приводит к тому, что износ хорды рабочей лопатки первой ступени компрессора превысит допустимое значение за меньшее время наработки и, следовательно, двигатель будет отстранен от эксплуатации. Однако характер износа последующих ступеней не изменится, так как они работают приблизительно в одинаковых условиях (измельченного абразива), а досрочный съем двигателя по причине износа первой ступени приведет к меньшей величине износа лопаток последующих ступеней.

Результаты измерений профиля пера первых 4-х сечений пера, на которых были заметны следы газоабразивного износа в области входной кромки, подвергались статистической обработки. Выполняли оценку соответствия экспериментальной выборки закону нормального распределения и исключения выбросов. Удовлетворительное соответствие выборки исследованных лопаток закону нормального распределения (рис. 4) позволило применять методы математической статистики для установления взаимосвязей между износом лопаток компрессора различных ступеней.

В результате исследования было выявлено, что износ рабочих лопаток происходит в периферийной половине профиля пера, причем в первых трех ступенях износ лопаток происходит преимущественно на входной кромке, в то время как на последующих ступенях изнашиваются обе кромки лопатки, практически в равной степени (рис. 5).

Результаты статистической обработки величины износа пера лопаток в различных сечениях, полученные при исследовании 20-ти двигателей эксплуатировавшийся в схожих условиях, позволили установить, что для всех ступеней компрессора наблюдается идентичная закономерность изнашивания (рис. 6, *a*), Максимальному износу подвержены периферийные сечения, минимальному — сечения, расположенные ближе к хвосто-



Рис. 4. Гистограммы распределения экспериментальных выборок износа хорды пера лопаток для I (*a*) и VI (*б*) ступеней компрессора после наработки 400 ч



Рис. 5. Общий вид неравномерного износа пера лопаток (*a*) и ротора компрессора (*б*) турбовального двигателя после эксплуатации в условиях запыленной атмосферы



Рис. 6. Зависимости износа исследованных сечений пера лопаток для различных ступеней компрессора (*a*) и общий вид износа лопаток компрессора (*б*)

вику. Наблюдаемая закономерность может объясняться как увеличением окружной скорости по мере удаления от хвостовика лопаток, так и наличием центробежной силы, откидывающая абразивные частицы ближе к периферии. Таким образом, установленная закономерность изнашивания по высоте лопаток ротора позволяет сделать вывод о возможности получения информации о степени износа пера для всех ступеней по величине износа хорды периферийного сечения.

Статистический анализ результатов измерения пера лопаток компрессора, которые в процессе эксплуатации подвергались газоабразивному износу показал, что уменьшение хорды пера проявляется только в периферийной части лопаток, на уровне верхней трети пера (рис. 6, *б*). Следовательно, для оценки величины износа лопатки, целесообразно производить замер хорды в периферийном сечении (A_п). Анализ величины износа пера лопаток по ступеням компрессора позволил выявить закономерности, вызванные конструктивными особенностями компрессора. Установлено, что между величиной износа пера лопаток II-XII ступеней существуют тесные корреляционные связи (R>0,9), что является следствием однородности процессов, приводящих к изнашиванию. Аналогичное значение коэффициента корреляции для лопаток первой ступени не превышает 0,4. Из рис. 7 видно, что максимальному износу подвергаются лопатки первой и шестой ступеней компрессора. При этом характер повреждения лопаток указанных ступеней разный.

Так, визуальный анализ рабочих лопаток компрессора также показал, что лопатки I ступени имеют забоины и следы газоабразивного износа на передней кромке и в торцевой части. Это связано с тем, что входная кромка рабочей лопатки



Рис. 7. Гистограмма износа хорды периферии рабочих лопаток компрессора по ступеням (среднее значение износа), *а* – двигатели с наработкой 400±50 часов; *б* – двигатели с наработкой 600 ± 50 часов

первой ступени компрессора контактирует с крупными абразивными частицами с последующим их измельчением. На всех лопатках компрессора также наблюдался интенсивный износ защитного покрытия NiT (рис. 2). Лопатки I-IV ступеней имели основной износ по входным кромкам и корыте пера. Рабочие лопатки V-XII ступеней имели износ входных, выходных кромок и торцевой части пера.

Установленные закономерности изнашивания могут объясняться тем, что крупнодисперсные абразивные частицы сталкиваются с входными кромками рабочих лопаток первой ступени компрессора, измельчаются, и вместе с потоком воздуха движутся в направлении следующих ступеней. В связи с тем, что первая ступень имеет контакт с относительно крупными частицами, она подвергается большему износу. Начиная со второй ступени износ хорды лопаток значительно меньше, но имеет нарастающий характер вплоть до VI, VII ступеней компрессора. Данный эффект связан с тем, что лопатки последующей ступени имеет меньшую толщину профиля (Стак) по сравнению с предыдущей, а объем абразивных частиц, который воздействует на них, остается постоянным. Также лопатки каждой последующей ступени компрессора работают при повышенной, относительно предыдущей ступени, температуре, что приводит к снижению способности материала сопротивляться изнашиванию.

Лопатки с VIII по XII ступеней имеют значительно меньший по сравнению с VI, VII и практически одинаковый износ по ступеням. Это связано с тем, что после VII ступени компрессора находится ресивер для отбора воздуха к клапану перепуска воздуха (рис. 8).

При работе двигателя на пониженных режимах (малый газ и правая коррекция) на земле, соответственно в условиях максимальной вероятности попадания песка и пыли в газо-воздушный тракт, часть песка вместе с воздухом отбирается из компрессора и через клапан перепуска воздуха (КПВ) сбрасывается в атмосферу. Соответственно в последующие ступени попадает меньше абразивных частиц, что приводит к меньшему износу пера лопаток. Так как размер лопаток с VIII по XII ступени изменяется с меньшим инкрементом, то и интенсивность износа по ступеням имеет меньшую величину по сравнению с первыми ступенями. Несмотря на то, что КПВ



Рис. 8. Схема газо-воздушного тракта компрессора турбовального двигателя, КПВ – клапан перепуска воздуха

находится за VII ступенью компрессора, наибольший износ хорды пера имеют лопатки VI ступени. Это связано с тем, что выходная кромка лопаток данных ступеней изнашивается со стороны спинки, следовательно, в процессе работы компрессора с открытыми КПВ, меняется характер потока на спинке лопатки VII ступени компрессора, происходит отрыв потока от задней кромки в следствии уменьшения скорости потока, и абразивные частицы в меньшей степени изнашивают выходную кромку лопаток.

Наличие на входе в двигатель пылезащитного устройства оказывает существенно влияние на износ пера лопаток первой ступени, однако не приводит к изменению общих закономерностей изнашивания по ступеням компрессора (рис. 7). Снижение интенсивности изнашивания лопаток первой ступени при наличии ПЗУ объясняется исключением попадания в газо-воздушный тракт крупных абразивных частиц, способствующих разрушению входной кромки лопаток.

Учитывая наличие тесной корреляционной связи между величиной износа лопаток II-XII ступеней становится возможным оценка износа каждой лопатки на основании регрессионных уравнений. При этом в качестве независимой переменной использовалась величина износа хорды периферии лопатки VI ступени. Такой выбор объясняется тем, что, несмотря на очевидные преимущества использования в процессе эксплуатации двигателя, для прогнозирования износа лопаток всех ступеней, данные о износе пера лопаток первой ступени, которые являются наиболее доступные с точки зрения контроля без его съема и разборки, величина износа хорды лопатки первой ступени плохо коррелируют с износом лопаток всего компрессора. Это связано с особыми условиями работы лопаток первой ступени на которые оказывают такие факторы как наличие ПЗУ, химический и фракционный состав абразивной пыли, интенсивность попадания летательного аппарата в пылевую среду и т.д. В тоже время лопатки II-VI и VII-XII ступеней компрессора работают в относительно одинаковых условиях и в меньшей степени подвержены влиянию внешних факторов эксплуатации двигателя.

Закономерности износа пера лопаток II-V и VII-XII ступеней компрессора от величины износа пера лопатки VI ступени компрессора хорошо аппроксимируются линейными зависимостями (рис. 9) вида:

$$C^{i} = k_{i} \cdot C^{VI} + b_{i}, \qquad (1)$$

где *i* – номер ступени компрессора;

 C^{i} — хорды пера лопаток *i*-й ступени компрессора в периферийном сечении, мм;

 C^{VI} — хорда пера лопаток VI ступени компрессора в периферийном сечении, мм.



Рис. 9. Графики зависимостей хорд лопаток II (а) и III (б) ступеней от хорды лопатки VI ступени компрессора

Для установления закономерностей изнашивания лопаток компрессора, в зависимости от времени наработки двигателя, были проведены исследования по определению интенсивности износа лопатки шестой ступени компрессора при эксплуатации в особо агрессивных пыльных условиях. Для изучения процесса износа проводился замер хорды периферийного сечения профиля рабочей лопатки компрессора шестой ступени двигателей. поступивших на капитальный ремонт с учетом их различной наработки в эксплуатации. График зависимости величины износа хорды лопатки шестой ступени компрессора от времени наработки показан на рис. 10. Регрессионный анализ позволил установить, что оценку величины износа хорды пера лопатки шестой ступени от времени наработки двигателя в эксплуатации возможно выполнять с использованием полинома:

$$C_{\rm max}^{VI} = 7,5 \cdot 10^{-6} \cdot t^2 + 0,02 \cdot t , \qquad (2)$$

где $C_{\max}^{\prime\prime}$ — размер хорды пера лопатки VI ступени в периферийном сечении, мм;

t — время наработки двигателя в эксплуатации, ч.

С учетом установленных зависимостей изнашивания пера лопаток II—XII ступеней от величины износа лопаток VI ступени (1), зависимос-



Рис. 10. График зависимости износа периферии пера лопаток VI ступени компрессора от времени наработки двигателя в эксплуатации

ти износа пера лопаток различных ступеней от времени наработки двигателя имеют вид:

$$C_{\max}^{i} = a^{i} \cdot t^{2} + b^{i} \cdot t + c^{i} \quad , \tag{3}$$

где *i* – номер ступени компрессора;

 C_{max}^{i} — размеры хорды пера лопаток *i*-й ступени компрессора в периферийном сечении, мм;

a,*b*,*c* – эмпирические коэффициенты.

Значения коэффициентов уравнения (3) для различных ступеней компрессора приведены в табл. 2.

Lios com omeno oraș	Эмпирические коэффициенты				
помер ступени	$a \cdot 10^{-6}$	$b \cdot 10^{-3}$	С		
II	2,335	6,2	0,345		
III	3,150	8,4	0,7		
IV	4,050	10,8	0,68		
V	4,875	13,0	0,66		
VII	4,650	12,4	0,67		
VII	2,625	7,0	1,18		
Х	3,150	8,4	0,9		
Х	1,875	5,0	1,45		
XI	4,350	11,6	0,17		
XII	3,900	10,4	0,18		

Таблица 2 – Коэффициенты уравнения (3) для лопаток различных ступеней компрессора

Зависимость величины хорды лопаток первой ступени, учитывая их особые условия работы и, в связи с этим, слабую корреляционную связь с износом лопаток шестой степени компрессора, от времени наработки двигателя в эксплуатации, получена по результатам статистической обработки выборок лопаток после эксплуатации:

$$C_{\text{max}}^{I} = 2,88 \cdot 10^{-7} \cdot t^{2} + 0,0031 \cdot t$$
 (4)

Таким образом, в результате исследования геометрии пера рабочих лопаток различных ступеней компрессора турбовальных двигателей, длительное время эксплуатировавшихся в условиях запыленной атмосферы, установлены основные закономерности износа пера лопаток:

1. Износ пера лопаток всех ступеней компрессора происходит равномерно. Максимальный износ наблюдается для периферийного сечения, минимальный — для сечений вблизи хвостовика лопаток.

2. Максимальный износ наблюдается для пера лопаток I и VI ступеней компрессора, что связано с разрушением абразивных частиц при соударении с входной кромкой лопаток I ступени и наличием ресивера за VI ступенью компрессора.

3. Величина износа пера лопаток II-XII ступеней компрессора коррелирует с износом лопаток шестой ступени и может быть оценена при помощи установленных закономерностей.

4. Установлено, что зависимость величины износа пера лопаток компрессора от времени наработки двигателя в условиях запыленной атмосферы имеет квадратичную форму.

Установленные закономерности изнашивания пера лопаток всех ступеней компрессора вертолетных двигателей, эксплуатируемых в условиях запыленной атмосферы, могут быть использованы при прогнозировании состояния пера лопаток в зависимости от наработки двигателя в эксплуатации, что позволит выполнить имитационное моделирование движения потока в проточной части и оценить предельное состояние лопаток и ресурс компрессора с точки зрения газодинамической и виброчастотной устойчивости.

Список литературы

- Казанджан П. К. Теория авиационных двигателей: Теория лопаточных машин / Казанджан П. К., Тихонов Н. Д. – М. : Машиностроение, 1995. – 320 с.
- Относительное изменение термогазодинамических параметров проточной части ТРДДФСМ после ремонта по выработке ресурса / [Х. С. Гумеров, Б. Р. Абдуллин, В. П. Алаторцев и др.] // Вестник УГАТУ. – 2009. – Т. 12. – №2(31). – С. 43–50.
- 3. ГОСТ 18322-78 (СТ СЭВ 5151-85) Система

технического обслуживания и ремонта техники. Термины и определения. — М. : Изд-во стандартов, 1986. — 14 с.

- Смирнов Н. Н. Техническая эксплуатация летательных аппаратов / Смирнов Н. Н. – М. : Транспорт, 1989. - 423 с.
- 5. Реферативная научно-техническая информация ЦИАМ.
- Добряков Ю. И. На земле пыль есть! Проблемы разработки эффективного вертолетного ГТД / Ю. И. Добряков // Двигатель. – 2009. – № 2. – 4 с.
- Erosion and fatigue behavior of coated titanium alloys for gas turbine engine compressor applications Milton Levy, et al // Army Materials and Mechanics Research Center Watertown, Massachusetts, February 1976. – 21 p.
- Гинзбург Л. Е. Исследование запыленности воздуха вблизи вертолетов Ми-1 и Ми-4 в эксплуатационных условиях / Гинзбург Л. Е., Никитин Е. И. // Вертолетные газотурбинные двигатели. – М. : Машиностроение. -1966. – С. 145–162.
- Кривошеев И. А. Разработка метода параметрической диагностики состояния лопаток в ГТД и ГТУ с использованием технологии имитационного моделирования / И. А. Кривошеев // Нефтегазовое дело. – 2012. – № 5. – С. 375–383.
- Гишваров А. С. Исследование эффективности пылезащитных устройств вертолетных газотурбинных двигателей / А. С. Гишваров, Р. Р. Аитов, А. М. Айтумбетов // Вестник УГАТУ. 2015. Т. 19, № 2 (68). С. 100–110.
- 11. Руководство по технической эксплуатации двигателя ТВ3-117 Книга 1. 616 с.
- Двирник Я. В. Методика моделирования течения потока в осевом компрессоре ГТД численным методом / Я. В. Двирник, Д. В. Павленко // Вестник двигателестроения – 2014. – №1. – С. 34–40.
- 13. Двирник Я. В. Трехмерное моделирование течения потока в проточной части многоступенчатого осевого компрессора ГТД/Я. В. Двирник, Д. В. Павленко // Теоретические и прикладные проблемы создания авиационных двигателей и энергетических установок: Тезисы докладов. Международная научно-техническая конференция. АО «Мотор Сич». Запорожье, 2014. – С. 24–25.
- Влияние длительной эксплуатации авиационных ВРД на виброчастотные характеристики рабочих лопаток компрессора / [В. А. Богуслаев, О. Н. Бабенко, Д. В. Павленко и др.] // Вестник двигателестроения – 2007. – № 2. – С. 54–60.
- 15. Прогнозирование и увеличение ресурса лопаток компрессора авиационных ВРД техно-

логическими методами / [Богуслаев В.А., Кореневский Е.Я., Павленко Д.В., Бабенко О.Н.] // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2007. – №9. – С. 29–33.

16. Богданов А. Д. Турбовальный двигатель / Бог-

данов А.Д., Калинин Н.П., Кривко А.И. – ТВЗ-117ВМ. – 2000. – 392 с.

 Руководство по технической эксплуатации вертолета Ми-17, Книга 2 – Планер, 1999. – 345 с.

Поступила в редакцию 22.03.2016

Павленко Д.В., Двірник Я.В. Закономірності зношування робочих лопаток компресора вертолітних двигунів, що експлуатуються в умовах запиленої атмосфери

Наведено результати дослідження зносу пера лопаток компресора турбовальних двигунів, що працюють в умовах запиленої атмосфери. Встановлено основні закономірності зносу пера лопаток різних ступенів компресора в залежності від часу напрацювання двигуна в експлуатації.

Ключові слова: компресор, лопатка, знос, ГТД, газоабразивний, напрацювання, статистика, експлуатація.

Pavlenko D., Dvirnyk Ya. The laws of wear of the compressor rotor blades of the helicopter engines that are operated under the dust conditions

The results of the research of compressor blades wear of turboshaft engines operated under the dust conditions are shown. The basic laws of the dimension wear of the blades of different compressor stages depending on the engine operating time are stated.

Key words: compressor, blade, wear, gte, gas-abrasive, operating time, statistics, operation.

УДК 621.452.3:539.3

Д-р техн. наук А. Я. Качан, С. А. Уланов

Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье

КОНТАКТНЫЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ПРИ ШЛИФОВАНИИ ДЕТАЛЕЙ ГТД И ОПРЕДЕЛЕНИЕ ОБЛАСТИ БЕСПРИЖОГОВОЙ ОБРАБОТКИ

В работе представлены результаты экспериментальных исследований контактной температуры в зоне шлифования деталей ГТД различными технологическими методами. Установлено, что наиболее теплонапряженным процессом является электроалмазное шлифование титановых сплавов, где в зоне обработки наблюдаются высокие значения контактной температуры. Определено, что при контактной температуре, равной 700°С, на поверхности деталей из титановых сплавов прижоги не наблюдаются. Определена бесприжоговая область режимных параметров и условий электроалмазного шлифования деталей ГТД из титановых сплавов.

Ключевые слова: детали ГТД, контактная температура, бесприжоговая обработка, полуисскуственная микротермопара, режимные параметры, электроалмазное шлифование, ленточное шлифование.

Наиболее распространенным методом окончательной обработки деталей является шлифование, обеспечивающее высокую точность их изготовления [1]. При шлифовании деталей на качество их поверхностного слоя влияет контактное взаимодействие в системе абразивное зерно деталь — рабочая среда и температурносиловые условия.

Поэтому для повышения качества поверхностного слоя деталей после шлифования необходимо экспериментально исследовать тепловые явления, возникающие в зоне обработки, особенно контактные температуры, которые достигают высоких значений. С высокими контактными температурами связано появление в поверхностном слое прижогов (изменение структуры), растягивающих напряжений и трещин [1, 2].

Цель работы — экспериментальное исследование контактной температуры при шлифовании деталей ГТД и определение области бесприжоговой обработки.

Измерение контактных температур при шлифовании полуискусственной термопарой

Контактная температура в зоне шлифования детали определяет качество поверхностного слоя, в особенности для титановых сплавов, которые склонны к образованию прижогов. Поэтому величина контактной температуры является одним из основных факторов при назначении режимных параметров и условий шлифования.

При исследовании применялись образцы из материалов (ВТ3-1; ВТ-8, ЭИ 598, ЭП718-ИД) в виде двух прямоугольных пластин.

В пластине 1, толщина которой равнялась 4 мм,

© А. Я. Качан, С. А. Уланов, 2016 — **52** — выполнялся паз 15×15 мм с глубиной 0,55 мм, а пластина 2 имела толщину 0,5 мм и размеры указанного паза.

В качестве термоэлектрода 3 использовалась константановая проволока диаметром 0,02–0,03 мм, которая методом прессования утонялась до 0,005–0,007 мм.

Полученный проволочный электрод укладывался между двумя слюдяными прокладками 4 и 5 толщиной 0,088–0,01 мм и закреплялся клеем типа БФ.

К электроду 3 припаивался удлинитель из манганиновой проволоки диаметром 0,3 мм и длиной 200 мм.

Пластины 1 и 2 соединялись между собой контактной сваркой.

При шлифовании пластин создавался надежный контакт между электродами микротермопары (горячий спай), на которой фиксировали контактную температуру (рис. 1) [3].



Рис. 1. Экспериментальный образец с микротермопарой

Осциллограммы контактных температур в зоне шлифования труднообрабатываемых материалов различными технологическими методами

Осциллограмма контактной температуры в зоне шлифования титановых сплавов алмазным кругом имеет крутую восходящую ветвь теплового импульса с большим значением максимальной контактной температуры, достигающей величины 800...1000 °С (рис. 2) [4, 5].

Крутая характеристика подъема контактной температуры до указанной максимальной ее величины в тепловом импульсе является следствием активного врезания на большую глубину алмазных зерен в тело образца.

Ниспадающая ветвь кривой контактной температуры более пологая. Снижение контактной температуры происходит до температуры образца, которую он приобретает в результате последовательного воздействия тепловых импульсов, возникающих в зоне шлифования, в процессе обработки.

Поэтому алмазное шлифование титановых сплавов является теплонапряженным процессом с высокими значениями контактной температуры в поверхностном слое обрабатываемой детали, что обуславливает необходимость определения рационального диапазона режимных параметров и технологических условий шлифования, обеспечивающих высокие параметры качества поверхностного слоя.



Рис. 2. Осциллограмма контактной температуры в зоне шлифования титановых сплавов алмазным кругом

При ленточном шлифовании с эластичным контактным роликом осциллограмма контактной температуры отличается от предыдущей осциллограммы алмазного шлифования, где контакт между алмазным кругом и обрабатываемой деталью более жесткий.

На осциллограмме теплового импульса нарастающая ветвь более растянута во времени, причем на этой ветви наблюдается большое количество последовательных скачков с различным амплитудным значением, что свидетельствует о большом количестве абразивных зерен, взаимодействующих с термопарой (рис. 3). Ниспадающая ветвь теплового импульса также более растянута по времени и имеет участки с последовательно чередующимися тепловыми импульсами меньшей интенсивности чем основной, которые также фиксирует термопара.

При этом в зоне шлифования увеличивается количество тепловых импульсов, но интенсивность их снижается до максимальных значений контактной температуры от 250 до 300 °C.

Максимальная величина контактной температуры значительно ниже максимальной величины контактной температуры, возникающей при шлифовании алмазным кругом, что благоприятней сказывается на теплонапряженности поверхностного слоя обрабатываемой детали.



Рис. 3. Осциллограмма контактной температуры в зоне ленточного шлифования титановых сплавов эластичным контактным роликом

Характерной особенностью ленточного шлифования корневых участков пера лопаток по методу непосредственного копирования является то, что шлифование производится с постоянным и жестким контактом ленты с одним и тем же участком обрабатываемой поверхности лопатки.

Поэтому, при этом методе шлифования возможно повышение температуры в зоне резания, а сам процесс является более теплонапряженным.

Осциллограммы контактных температур имеют ют импульсный характер. Значения величин контактной температуры равны 375...500 °С при шлифовании без охлаждения и 30...50°С при шлифовании с охлаждением.

Независимо от способа охлаждения зоны шлифования контактная температура практически линейно зависит от давления в зоне обработки в большом диапазоне скоростей шлифовальной ленты (рис. 4) [6].

При резком переходе от шлифования без охлаждения к шлифованию с охлаждением зоны обработки контактная температура практически мгновенно снижается. При этом некоторое мгновение наблюдается переходный процесс изменения амплитуды контактной температуры, а затем она стабилизируется в диапазоне 30...50 °С и практически остается постоянной (рис. 5), что свидетельствует о снижении и стабилизации величины потребной мощности шлифования.



Рис. 4. Осциллограммы изменения контактной температуры в зоне ленточного шлифования методом непосредственного копирования при изменении давления поджима:

a – без охлаждения; абразивная лента 51С40; V = 14 м/с; δ – охлаждение СОЖ ОР-18; абразивная лента 51С40;
 V = 8 м/с; обрабатываемый материал – сплав ВТ3-1



Рис. 5. Осциллограммы изменения контактной температуры в зоне ленточного шлифования методом непосредственного копирования в момент перехода от обработки без охлаждения к обработке с охлаждением абразивная лента 51С40; V = 8 м/с; СОЖ ОР-18; обрабатываемый материал – сплав ВТ3-1

Следовательно, наряду с режимными параметрами, охлаждение зоны обработки для данного способа шлифования является важным фактором снижения теплонапряженности поверхностного слоя обрабатываемой лопатки.

При скруглении кромок пера лопаток ленточным шлифованием каждый участок обрабатываемой поверхности кромки периодически контактирует с режущей поверхностью шлифовальной ленты.

Осциллограммы контактных температур в зоне обработки кромок пера лопаток свободной ветвью шлифовальной ленты имеют также периодический характер с ярко выраженными нарастающей и ниспадающей ветвями. Увеличение температуры следует мгновенно по нарастающей ветви с ярко выраженным максимумом, что свидетельствует об активном врезании абразивных зерен.

Снижение контактной температуры в каждом тепловом импульсе происходит также мгновенно по ниспадающей ветви, но ее кривая более пологая, чем кривая нарастающей ветви теплового импульса.

При этом контактная температура снижается до средней температуры образца, которую он приобретает за время контактирования с абразивной лентой.

Средняя температура образца за этот период времени постепенно нарастает до величины насыщения, при котором наблюдается равенство притока и оттока теплового потока в образец.

Амплитуда контактной температуры различна и изменяется в диапазоне 50...150 °С, при шлифовании без охлаждения (рис. 6) [4]. Частота тепловых импульсов определяется частотой врезания контактирующих с термопарой абразивных зерен шлифовальной ленты.

Таким образом, проведенный анализ осциллограмм контактных температур, наблюдаемых при шлифовании различными способами, показывает, что в зоне обработки возникают тепловые импульсы различной интенсивности и с различным характером подъема и снижения кривых контактной температуры в единичном импульсе.

Указанные характеристики осциллограмм в основном определяются как самими способами



Рис. 6. Осциллограмма контактных температур в зоне скругления кромки свободной ветвью абразивной ленты при обработке сплава ЭИ598 без охлаждения и без продольной подачи V = 10 м/с; $H_0 = 0.5$ даН/см

шлифования, так и диапазоном их режимных параметров, а также технологическими условиями ведения процесса обработки.

Поэтому, с целью обеспечения возможности технологического управления теплонапряженностью поверхностного слоя на этапе изготовления деталей ГТД при их финишной обработке различными способами, важным является изучение влияния технологических факторов и условий шлифования на контактную температуру в зоне обработки.

Контактная температура при электроалмазном шлифовании и определение области бесприжоговой обработки

Экспериментальные исследования влияния режимных параметров на контактную температуру в зоне шлифования проводились на плоскошлифовальном станке модели ЗГ71, где в качестве режущего инструмента применялся алмазный круг (АПП 300×16×75×5 АСБ 400/315 МВ1 100 %) [5].

Измерение температуры производилось полуискусственной термопарой, состоящей из константановой пластинки толщиной 10 мкм и титанового сплава ВТЗ-1, из которого был изготовлен образец.

Электрод из константана помещался между двумя пластинками слюды толщиной 5 мкм. Замыкание константанового электрода с материалом образца происходило в процессе обработки. Возникающая при шлифовании в точке замыкания электродвижущая сила, подавалась на гальванометр М004-0,6 осциллографа Н115, где фиксировалась на фотопленке УФ-67. Для расшифровки осциллограмм использовался график тарировки термопары «константан-титановый сплав ВТЗ-1» и тарировка гальванометра М004-0,6.

В качестве СОЖ и электролита применялся состав, который используется в серийном производстве при алмазном шлифовании лопаток из титанового сплава ВТЗ-1.

Состав в %

триэтаноламин МРТУ 6-02-404-67	0,7
нитрит натрия ГОСТ 19906-74	0,9
эмульгатор	0,1
водаостал	тьное

Очистка алмазного круга и обновление его режущей поверхности производились во время шлифования подачей постоянного тока напряжением 10 В на круг и образец.

Экспериментальные исследования показали, что с увеличением глубины шлифования от 0,02 до 0,18 мм контактная температура для диапазона поперечной подачи 0,21,0 мм/ход увеличивается от 500...800 °С до 800...1050 °С, то есть изменяется в широком диапазоне (рис. 7).

Влияние скорости шлифования на величину контактной температуры определяли для наиболее производительных режимов обработки: продольной подачи 12 м/мин и глубины шлифования 0,12...0,18 мм. Установлено, что контактная температура имеет более высокое значение 850...1050 °С при скорости шлифования 42 м/с и меньшее значение 675...975 °С при скорости шлифования 35 м/с (рис. 8).

Поэтому для электроалмазного шлифования пера лопаток из титановых сплавов необходимо принимать скорость шлифования, равную 35 м/с.

Контактная температура увеличивается от 500 °С до 900 °С для глубины шлифования, равной 0,02 мм, и от 725 °С до 975 °С для глубины шлифования, равной 0,18 мм, при увеличении поперечной подачи от 0,2 до 1,0 мм/ход (рис. 9).

С увеличением продольной подачи от 5 м/мин до 12 м/мин при глубине шлифования 0,02 мм контактная температура в зоне шлифования находится в диапазоне от 500 до 900 °C, причем меньшее ее значение наблюдается при поперечной подаче, равной 0,2 мм/ход, а большее – при поперечной подаче – 1,0 мм/ход (рис. 10).

Для глубины шлифования, равной 0,18 мм, величина контактной температуры имеет меньшее значение 700...725 °С для величины продольной подачи 8 и 12 м/мин при поперечной подаче, равной 0,2 мм/ход, и большее значение 925...1050 °С для продольной подачи - 5 м/мин при поперечной подаче 0,5...1,0 мм/ход (см. рис. 9).

Следовательно, меньшее значение контактной температуры наблюдается при скорости шлифования, равной 35 м/с, продольной подаче 8 и 12 м/мин и поперечной подаче 0,2 мм/мин на глубинах шлифования от 0,02 до 0,18 мм.



Рис. 7. Зависимость контактной температуры от глубины шлифования: V = 42 м/с, S = 12м/мин



Рис. 8. Зависимость контактной температуры от глубины шлифования: *V* = 35 м/с, *S* = 12 м/мин



Рис. 9. Зависимость контактной температуры от глубины шлифования: *V* = 35 м/с, *S* = 5 м/мин

Таким образом, электроалмазное шлифование титановых сплавов является теплонапряженным процессом, где в зоне шлифования наблюдаются высокие значения контактной температуры, то есть при определенных условиях обработки преобладающим фактором может стать температурный, воздействие которого отрицательно сказывается на эксплуатационных свойствах поверхностного слоя детали (прижоги, растягивающие напряжения).

Поэтому для технологического обеспечения бесприжогового электроалмазного шлифования и преобладания в зоне обработки воздействия от силового фактора, обеспечивающего необходимое качество поверхностного слоя, целесообразно экспериментально определить рациональную область режимных параметров и условий шлифования.

Для установления области режимных параметров и условий шлифования, исключающих прижоги на обработанной поверхности, определялась величина контактной температуры, при которой наблюдаются прижоги на обрабатываемой поверхности.

Для этого производилось травление и контроль образцов — свидетелей, на поверхности которых подбором режимов создавались температуры 500, 600, 700, 800, 900 и 950 °C. Экспериментально установлено, что при контактной температуре 700 °C прижоги на поверхности не наблюдаются, а при температуре 800 °C наблюдаются отдельные места с прижогами.

Следовательно, на чистовых режимах контактная температура не должна превышать 700 °С. Определено, что эти режимы обеспечиваются при поперечной подаче 0,2 мм/ход и глубине шлифования 0,02...0,04 мм.

С целью определения припуска для чистового режима, шлифовались образцы на черновых режимах, при которых контактная температура составляла 950 °C, а затем на чистовом режиме снимался слой 0,02 мм на одном образце и 0,04 мм на другом.

Контроль этих образцов показал, что на обработанных поверхностях прижогов нет.

Таким образом, минимальный припуск, который должен сниматься после чернового режима, составит 0,02 мм.

Экспериментально также установлено, что подвод постоянного тока к обрабатываемой детали и алмазному кругу на чистовых режимах обеспечивает стабильное обновление режущей поверхности инструмента.

Выводы

1. Применение полуискусственной микротермопары при шлифовании деталей ГТД с малой массой горячего слоя позволяет с высокой стабильностью, надежностью и малой динамической погрешностью определять в тепловом импульсе контактные температуры.

2. При шлифовании деталей возникают тепловые импульсы, частота которых определяется частотой врезания абразивных зерен.

Контактная температура при шлифовании имеет периодический характер.

В единичном импульсе наблюдается нарастающая ветвь, максимум и ниспадающая ветвь контактной температуры, амплитуда которой в импульсе определяется применяемым технологическим методом шлифования, режимными параметрами и условиями шлифования.

3. Наиболее теплонапряженным процессом является электроалмазное шлифование титановых сплавов, где в зоне шлифования наблюдаются высокие значения контактной температуры, что требует определения рациональной области режимных параметров и условий шлифования, исключающей прижоги на обработанной поверхности.

4. Установлено, что при контактной температуре 700 °С прижоги на поверхности не наблюдаются, что определяет область режимных параметров и условий электроалмазного шлифования деталей ГТД из титановых сплавов.

5. Определена бесприжоговая область режимных параметров и условий электроалмазного шлифования деталей ГТД из титановых сплавов.

Список литературы

- Якимов А. В. Оптимизация процесса шлифования / А. В. Якимов. – М. : Машиностроение. – 175 с.
- Чеповецкий И. Х. Основы финишной алмазной обработки / И. Х. Чеповецкий. К. : Наукова думка, 1980 – 408 с.
- Титаренко В. В. Особенности измерения температур в процессе шлифования / В. В. Титаренко // Абразивы. – 1971. – № 8.
- Технологическое обеспечение эксплуатационных характеристик деталей ГТД. Лопатки компрессора и вентилятора : моногр. / В. А. Богуслаев, Ф. М. Муравченко, П. Д. Жеманюк, А. Я. Качан и др. – Часть 1. – Запорожье : изд. АО «Мотор Сич», 2003 г. – 396 с.
- Качан А. Я. Контактная температура при формообразовании аэродинамических поверхностей лопаток ГТД : сб. науч. тр. / А. Я. Качан.– Харьков : ХГПУ, 1999. – Вып. 36. – С. 21–25.
- Мигунов В. М. Исследование влияния сил резания на контактную температуру при ленточном шлифовании / В. М. Мигунов // Повышение надежности и долговечности изделий машиностроения : сб. науч. тр. – Пермь : ППИ, 1972.

Поступила в редакцию 12.01.2016

Качан О.Я., Уланов С.О. Контактні температури при шліфуванні деталей ГТД і визначення області обробки без припікання

У роботі представлено результати експериментальних досліджень контактної температури в зоні шліфування деталей ГТД різними технологічними методами.

Установлено, що найбільш теплонапруженим процесом є електроалмазне шліфування титанових сплавів, де в зоні обробки спостерігаються високі значення контактної температури. Визначено, що при контактній температурі 700 °С на поверхні деталей з титанових сплавів припікання не спостерігається. Визначено область режимних параметрів і умов електроалмазного шліфування деталей ГТД з титанових сплавів без припікання.

Ключові слова: деталі ГТД, контактна температура, обробка без припікання, напівштучна термопара, режимні параметри, електроалмазне шліфування, стрічкове шліфування.

Kachan A., Ulanov S. Contact temperatures during grinding of parts of the gas turbine engine and determination of area of machining without burning

The paper describes results of the experimental investigation of the contact temperature in area of grinding of parts of the gas turbine engine by using various manufacturing methods.

It was determined that electric powered diamond grinding of the titanium alloys is the most heat-stressed process when high contact temperature values are exhibited. It was determined that if contact temperature equals 700 °C then the surface of parts made of titanium alloys does not exhibit burns. The area of machining without burning as well as operating parameters and conditions of the gas turbine engine parts made of titanium alloys by using electric powered diamond grinding was determined.

Key words: gas turbine engine parts, contact temperature, machining without burning, semiartificial micro thermocouple, operating parameters, electric powered diamond grinding, abrasivebelt grinding.

УДК 669.295: 621.77.016.3

Канд. техн. наук Д. В. Павленко, д-р техн. наук А. В. Овчинников

Запорожский национальный технический университете, г. Запорожье

УПЛОТНЕНИЕ СПЕЧЕННЫХ ТИТАНОВЫХ ЗАГОТОВОК ГИДРОЭКСТРУЗИЕЙ

Рассмотрена возможность деформации гидроэкструзией для уплотнения некомпактных заготовок синтезированных из смеси порошковых компонентов на основе порошка титана. Установлено, что в диапазоне коэффициентов вытяжки, обеспечивающих сохранение целостности заготовок, деформация гидроэкструзией не приводит к полному устранению пористости.

Ключевые слова: гидроэкструзия, титановый сплав, заготовка, поры, уплотнение, структура.

Введение

Применение методов порошковой металлургии для изготовления деталей машин является одним из эффективных путей снижения их стоимости [1]. Привлекательность порошковой металлургии заключается в отсутствии необходимости включения в технологический процесс ресурсозатратного этапа металлургического передела, а также в сокращении механических операций обработки заготовки. Особую роль порошковая металлургия приобретает применительно к деталям из титана и его сплавов. Это связано с весьма энергозатратным процессом получения из титановой губки слитков титана и их последующей термомеханической обработки [2]. Так, например, технологический процесс производства поковок лопаток газотурбинных двигателей из титановых сплавов содержит операции трехкратного вакуумного переплава прессованного электрода и более пятидесяти операций обработки давлением [3].

Альтернативными технологиями получения деформированных полуфабрикатов, например для изготовления лопаток компрессора газотурбинных двигателей, являются технологии, основанные на интенсивном уплотнении некомпактных заготовок, синтезированных из смеси порошковых компонентов методами порошковой металлургии [4-7]. Их преимуществом, по сравнению с технологией получения деформированных полуфабрикатов металлургическим переделом титановой губки, является исключение из технологической цепочки операций многостадийного вакуумного переплава и существенное снижение трудоемкости деформационной обработки. Полуфабрикаты, получаемые по схеме интенсивного уплотнения некомпактных заготовок, обладают также субмикрокристаллической структурой, что способствует существенному повышению комплекса их физических, механических и специальных свойств [8, 9].

© Д. В. Павленко, А. В. Овчинников, 2016

Анализ условий обработки давлением некомпактных заготовок, полученных путем холодного прессования смеси порошковых компонентов и последующего вакуумного спекания показывает, что для сохранения их целостности в очаге деформации необходимо создавать высокий уровень гидростатической компоненты тензора напряжений [10]. Для залечивания пор во всем объеме заготовки необходимо использовать методы объемного деформирования [11].

Для уплотнения некомпактных заготовок применяют различные способы интенсивного пластического деформирования (ИПД) такие как равноканальное угловое прессование, винтовую экструзию (ВЭ) и другие. Альтернативным способом уплотнения, обладающим рядом технологических преимуществ в сравнении с методами ИПД является гидроэкструзия [12]. При обработке гидроэкструзией (ГЭ) достаточно пластичных материалов не только исключается появление микронесплошностей в результате деформирования, но, более того, имеет место залечивание имеющихся в металле микротрещин, пор и т. п. [13]. Главная особенность ГЭ состоит в том, что она характеризуется особыми условиями деформирования - а именно до начала деформирования заготовка подвергается всестороннему сжатию. Уровень гидростатического давления, достигаемого до начала процесса опрессовывания заготовки, однозначно определяется пределом текучести материала. Пока он не будет достигнут в зоне контакта с матрицей, заготовка продавливаться через матрицу не начнет [13]. Указанная особенность предопределяет эффективность применения ГЭ для деформации некомпактных заготовок, для сохранения целостности которых важным фактором является высокий уровень гидростатической компоненты в очаге деформации. Аналогичные условия реализуются и при интенсивной пластической деформации заготовок. Таким образом, указанные методы являются альтернативными. В тоже время в настоящее время отсутствуют исследования, направленные на оценку эффективности их применения для устранения пористости в некомпактных, спеченных заготовках титановых сплавов.

Целью настоящей работы являлось оценка возможности применения деформации гидроэкструзией для уплотнения некомпактных заготовок, синтезированных из смеси порошковых компонентов на основе порошка титана и получения полуфабрикатов для лопаток компрессора газотурбинных двигателей. Для достижения поставленной цели были решены задачи, связанные с исследованием структуры образцов из спеченных титановых сплавов в исходном состоянии, а также подверженных деформации ГЭ с различной величиной деформации.

Методика экспериментальных исследований

Обработке подвергали образцы, полученные путем холодного прессования смеси порошковых компонентов, состоящей из порошка титана ПТ5 (основа), порошков алюминия (2%) и молибдена (2%), с последующим спеканием прессовок в вакуумной печи. Образцы прессовали при давлении 700 МПа и спекали при температуре 1250 °С в течение 3 ч. Пористость определяли методом гидростатического взвешивания согласно ГОСТ 18847-84 и путем анализа микрофотографий металлографических шлифов образцов по ГОСТ 9391-80. При анализе микрофотографий поверхности шлифа использовали программу анализа изображений Image Pro Plus.

Гидроэкструзии подвергали цилиндрические образцы диаметром 50 мм. Обработку выполняли по методике, описанной в работе [14]. В качестве рабочей жидкости использовали касторовое масло. Схема процесса деформации ГЭ показана на рис. 1. Коэффициент вытяжки образцов µсоставлял 1,6 и 2,5.



Рис. 1. Схема деформации образцов гидроэкструзией: 1 – образец; 2 – пуансон; 3 – гидравлическая жидкость; 4 – фильера; 5 – корпус

Результаты и их обсуждение

Исследования микроструктуры исходных образцов после спекания позволили установить, что она представлена зернами α- фазы, морфология которых характерна для промышленных спеченных титановых сплавов, полученных на основе порошка ПТ5 (рис. 2). Пористость исходных образцов после прессования и спекания составляла 12...15 %.



Рис. 2. Структура исходных образцов после спекания в поперечном направлении

При деформации образцов ГЭ с исследованными коэффициентами вытяжки наблюдалось их разрушение (растрескивание), по переднему и заднему торцах на длине 1025 мм (рис. 3). Попытки выполнить деформацию с большим значением коэффициента вытяжки приводили к нарушению целостности образцов и их разрушению. Причиной разрушения образцов являлась недостаточная величина гидростатической компоненты тензора напряжений в очаге деформации, вследствие чего не происходил рост технологической пластичности материала [15].



Рис. 3. Общий вид (*a*) и поверхность переднего торца (б, в) образцов, подвергнутых гидроэкструзии

Анализ микроструктуры образцов в продольном направлении после деформации ГЭ указывает на формирование текстуры деформации (рис. 4, 5). Наиболее выраженная текстура отмечается для образцов, экструдированных с коэффициентом вытяжки 2,5. Таким образом, при ГЭ наблюдалось изменение морфологии структурных элементов, в то время как изменения их размера и формирования субмикрокристаллической структуры материала, при исследованных условиях деформации, не происходило. Наличие текстуры деформации свидетельствует об отсутствии вихрей, способствующих гомогенизации химического состава спеченных заготовок, свойственных деформации, например, винтовой экструзией [16].



Рис. 4. Структура образцов, подвергнутых гидроэкструзии в продольном направлении (коэффициент вытяжки $\mu - 2,5$)



Рис. 5. Структура образцов, подвергнутых гидроэкструзии в продольном направлении (коэффициент вытяжки $\mu - 1.6$)

В результате исследований установлено, что ГЭ способствовала снижению пористости образцов. Так, остаточная пористость образцов составляла 6...8 % при $\mu = 2,5$ и 11...13 % при $\mu = 1,6$. Наибольшее значение пористости соответствовало передней части образцов (рис. 6, 7).

Для образцов, экструдированных с большим значением коэффициента вытяжки, происходило изменение морфологии их порового пространства. Поры в поперечном направлении «вытягиваются», наблюдаются несплошности материала в виде флокенов (рис. 4), что наряду с уменьшением пористости свидетельствует о протекании в процессе деформации их захлопывания и залечивания.

Результаты исследования структуры некомпактных образцов, подверженных деформации гидроэкструзией, показали, что она способствует уплотнению и снижению остаточной пористости. Высокий уровень гидростатической компоненты обеспечивает сохранение целостности центральной части образцов. Однако особенности напряженно-деформированного состояния передней части образца при выходе из фильеры приводят к ее разрушению. Было установлено, что при коэффициенте вытяжки в диапазоне 1,6...2,5 не происходит полного устранения пористости. Дальнейшее увеличение коэффициента вытяжки приводит к разрушению образцов.





Рис. 7. Структура образцов, подвергнутых гидроэкструзии в поперечном направлении (коэффициент вытяжки $\mu - 1.6$)

Недостатком уплотнения ГЭ является формоизменение заготовки, что не дает возможности выполнить ее многократную обработку для накопления больших степеней деформации и устранения остаточной пористости. Причиной установленных закономерностей являются особенности условий деформации при ГЭ, заключающиеся в том, что в условиях всестороннего сжатия находится не очаговая зона деформации, а недеформированная часть образца. В результате, реализуемая величина гидростатической компоненты в очаге деформации оказывается меньше чем при известных методах интенсивной пластической деформации, например винтовой экструзией [17].

Принимая во внимание возможность построения технологического процесса получения деформированных полуфабрикатов из спеченных заготовок, например, для лопаток компрессора газотурбинных двигателей, на основе последовательных операций ГЭ с незначительным коэффициентом вытяжки следует учитывать необходимость не только уплотнения материала, но и обеспечение условий для гомогенизации и формирования субмикрокристаллической структуры материала. Отсутствие условий для формирования вихрей в заготовке в процессе ГЭ не способствует гомогенизации химического состава, что наряду с остаточной пористостью и дефектами материала типа флокенов будет способствовать снижению уровню прочностных свойств и увеличению величины их рассеяния. Также процесс деформации ГЭ не обеспечивает условия дробления структурных составляющих и приводит к формированию текстуры деформации.

Выводы

1. Исследования деформации гидроэкструзией позволили установить снижение пористости образцов из спеченных титановых сплавов. Установлено, что остаточная пористость образцов составляла 6...8 % при коэффициенте вытяжки 2,5 и 11...13 % при коэффициенте вытяжки 1,6. Увеличение коэффициента вытяжки более 2,5 приводило к разрушению образцов, что связано с недостаточной величиной гидростатической компоненты тензора напряжений в очаге деформации.

2. Установлено, что ввиду особых условий деформации гидроэкструзия не может быть использована для получения компактных, высокоплотных полуфабрикатов из спеченных титановых заготовок, пригодных для изготовления лопаток компрессора газотурбинных двигателей.

Список литературы

- Матвийчук М. В. Синтез высоколегированных титановых сплавов методом порошковой металлургии / М. В. Матвийчук, Д. Г. Саввакин // Нові матеріали та технології в металургії та машинобудуванні. — 2010. — № 1. — С. 81—84.
- Камерный электрошлаковый переплав (КЭШП) - новый метод получения высококачественных слитков титана и титановых сплавов. Электронный ресурс. Режим доступа на 01.01.2016 <u>http://www.stcu.int/documents/</u> reports/distribution/tpf/materials/ ukrainian/ SI 21 07 eng+ukr%2063.pdf
- 3. Производство поковок штампованных лопаток из титановых сплавов. Электронный ре-

сурс. Режим доступа на 01.01.2016 <u>http://</u> www.vsmpo.ru /ru/manufacture/Titan/sheme/ <u>Proizvodstvo_pokovok_shtampovannih</u>

- Получение деформированных заготовок из титановых сплавов на основе методов порошковой металлургии / [Д. В. Павленко, А. В. Овчинников, А. Е. Капустян, А. А. Скребцов] // Международная конференция Ті-2013 в СНГ (26-29 мая, 2013, Донецк) : сборник трудов. – Киев : ИМФ. – 2013. – С. 307–312.
- Баглюк Г. А. Повышение эффективности уплотнения пористых заготовок за счет интенсификации сдвиговых деформаций / Г. А. Баглюк // Наукові нотатки: Міжвузівський збірник за напрямом «Інженерна механіка». – Вип. 24. – Луцьк, - 2009. – С. 35–48.
- Эволюция распределения плотности при равноканальном угловом прессовании пористых заготовок / [А. П. Майданюк, Л. А. Рябичева, М. Б. Штерн, Г. А. Баглюк] // Вісн. Східноукраїнського національного університету ім. Володимира Даля. 2008. Ч. 1. № 6 (124). С. 212–216.
- Dobromyslov A.V. Synthesis of nanocrystalline and amorphous alloys from elementary powders by intensive plastic deformation under high pressure / A.V. Dobromyslov, R.V. Churbaev // International Journal of Modern Physics B. – 2010. – Vol. 24. – №. 6(7). – P. 722–729.
- Павленко Д. В. Влияние исходного состояния титановых полуфабрикатов, подверженных интенсивной пластической деформации, на структуру и свойства / Д. В. Павленко, А.В. Овчинников // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2015. – Т. 51. – № 1. – С. 50–58.
- M. Greger, M. Widomskó, L. Kander Mechanical properties of ultra-fine grain titanium // Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. – 2010. – Vol. 40 Issue 1. – P. 33–40.
- Винтовая экструзия порошковых заготовок.
 Численный анализ методом конечного элемента / [Я. Е. Бейгельзимер, О. В. Михайлов, А. С. Сынков и др.] // Физика и техника высоких давлений. – 2008. – т. 18. – № 1. – С. 69–82.
- Павленко Д. В. Технологические методы уплотнения спеченных титановых заготовок / Д. В. Павленко // Вестник двигателестроения – 2015. – № 1. – С. 87–93.
- Новые схемы накопления больших пластических деформаций с использованием гидроэкструзии / [Я. Е. Бейгельзимер, В. Н. Варюхин, С. Г. Сынков и др.] // Физика и техника высоких давлений. 1999. Т. 9. № 3. С. 109–111.
- Хаймович П. А. От гидроэкструзии к барокриодеформированию / П. А. Хаймович //

Физика и техника высоких давлений. — 2013. — Т. 23. — № 1. — С. 56—67.

- Шевелев А. И. Деформационная обработка вторичного алюминия и алюмосодержащих отходов / А. И. Шевелев, Я. Е. Бейгельзимер, В. Н. Варюхин. – Донецк : Ноулидж, 2010. – 271 с.
- Павленко Д. В. Повышение технологической пластичности спеченных титановых сплавов / Д. В. Павленко // Процеси механічної обробки в машинобудуванні. — 2015. — Вип. 15. — С. 1—14.
- Павленко Д. В. Вихри в некомпактных заготовках при деформации винтовой экструзией / Д. В. Павленко Я. Е. Бейгельзимер // Порошковая металлургия. 2015. № 9/10. С. 12–22.
- Анализ винтовой экструзии порошковых заготовок методами модифицированных теорий пластичности пористых тел / А. В. Кузьмов, М. Б. Штерн, Е. Г. Киркова и др.] // Порошковая металлургия. – 2016.

Поступила в редакцию 11.02.2016

Павленко Д.В., Овчинников О.В. Ущільнення спечених титанових заготовок гідроекструзією

Розглянуто можливість деформації гідроекструзією для ущільнення некомпактних заготовок, що синтезовані із суміші порошкових компонентів на основі порошку титану. Встановлено, що в діапазоні коефіцієнтів витяжки, що забезпечує збереження цілісності заготовок, деформація гідроекструзією не приводить до повного усунення пористості.

Ключові слова: гідроекструзія, титановий сплав, заготовка, пори, ущільнення, структура.

Pavlenko D., Ovchinnikov A. Compaction of the titanium alloys by gidroextrusion

It was considered the possibility of the usage of the method of the deformation by hydroextrusion for sealing the non-compact billets, that are synthesized from a mixture of powder components on the base of titanium powder. It was found out in the range of billet's reduction ratio, where is saved their entirety, the deformation by hydroextrusion does not lead to complete elimination of porosity.

Key words: hydroextrusion, titanium alloys, billet, processing, pores, sea, structure.

УДК 621.452.3:539.3

Д-р техн. наук А. Я. Качан, С. А. Уланов

Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ МЕТОДОВ ОБРАБОТКИ ТОНКОСТЕННЫХ ПОЛЫХ ВАЛОВ ГТД НА ИХ НЕСУЩУЮ СПОСОБНОСТЬ

В работе представлены результаты экспериментальных исследований влияния механической обработки: точения, шлифования и их сочетания с финишными операциями: электрохимическим полированием, обработкой в среде псевдосжиженного абразива (ПСА) на параметры качества поверхностного слоя стенки вала и предел выносливости. Установлены рациональное сочетание технологических операций и их последовательность, обеспечивающих несущую способность полых валов КВД из сплава ЭИ 437БУ-ВД.

Ключевые слова: предел выносливости, полый вал, КВД, остаточные напряжения, шероховатость, микроструктура, наклепанный слой, технологические методы обработки.

Значительный вклад в обеспечение качества изготовления несущих поверхностей деталей ГТД вносят прогрессивные технологические методы их обработки [1].

Существенное влияние на формирование параметров качества несущих поверхностей деталей ГТД оказывает технологическая наследственность предшествующих операций технологического процесса их изготовления, начиная от заготовки и до получения детали [2, 3].

Применительно к современным полым валам КВД двухконтурных газотурбинных двигателей, толщина стенок которых составляет 1,5...2 мм при внутреннем диаметре до 300 мм и более, разработка рациональной технологии их изготовления, обеспечивающей их высокую несущую способность, является актуальной и имеет важное практическое значение, так как позволяет повышать надежность ГТД в целом [4].

Цель работы – разработка рациональной технологии изготовления тонкостенных полых валов КВД, обеспечивающей их высокую несущую способность по критерию усталости.

Изготовление пустотелого тонкостенного вала КВД (рис. 1) авиационного двигателя Д-36 содержит следующие технологические операции.

- 1. Обрезка штамповки.
- 2. Термообработка T = 1080 °C 2 часа.

- 3. Раскатка.
- 4. Термообработка *T* = 1080 °C 8 час + *T* =
- $= 750^{\circ}\text{C} 16$ час.
 - 5. Черновое точение.
 - 6. Травление.

 - 7. Чистовое точение (Т).
 - 8. Шлифование (Ш).

Электрохимическое полирование (ЭХП).

Валы КВД изготавливают из сплава ЭИ 437БУ-ВД, химический состав которого соответствует нормам ТУ (табл. 1).



Рис. 1. Схема вырезки образцов:

1 - образец для испытаний на усталость; 2 - образец для исследования остаточных напряжений

Талица 1 – Химический состав сплава ЭИ 437БУ-ВД

N⁰	Содержание элементов, %								
вала	С	Cr	Ti	Aℓ	Fe	Mn	Si	Cu	Ni
1	0,06	19,45	2,73	0,82	0,83	0,18	0,38	0,014	осн.
2	0,08	20,51	2,65	0,89	0,83	0,22	0,39	0,024	осн.
Норма ТУ 14-1-669-73	0,040,08	19,022,0	2,652,90	0,701,00	≤1,00	≤0,40	≤0,60	\le 0,07	осн.

© А. Я. Качан, С. А. Уланов, 2016

Микроструктура материала валов представляет собой Ni-Cr твердый раствор, упрочненный карбидной и интерметаллидной фазами.

Карбиды по границам зерен дискретные (рис. 2).



Рис. 2. Микроструктура сплава ЭИ 437БУ-ВД вала КВД авиационного двигателя Д-36:

а – для вала № 1; б – для вала № 2

Исследования пустотелых валов КВД, изготовленных по серийной технологии, показали, что механические свойства их раскатной части и технологического припуска соответствуют нормам 36TУ-77, но наблюдается разброс значений величин длительной прочности.

Так, при испытании образцов, вырезанных из вала № 1, по режиму $\sigma = 750$ МПа, T = 550 °C, время до разрушения находилось в пределах 101...194 часов (при норме ≥ 300 часов).

При испытании образцов, вырезанных из вала № 2, по режиму σ = 750 МПа, *T* = 550 °С, время до разрушения — 168...287 часов (при норме \geq 300 часов).

При этом установлено:

 - характер разрушения образцов с различным уровнем длительной прочности идентичен;

 очаги начального разрушения локализованы и расположены на плоской части. Изломы в очагах интенсивно окислены до темно-синего цвета.

Остаточные напряжения в поверхностном слое образцов, вырезанных из валов, определились методом травления на установке ПИОН-2.

Исследования распределения осевых остаточных напряжений по глубине поверхностного слоя валов КВД после различных технологических операций: точение (T); точение + шлифование (T+Ш); точение + шлифование + электрополирование (T + Ш + ЭХП) показали, что они характеризуются большим разбросом. На поверхности стенок средние осевые остаточные напряжения являются растягивающими и достигают по величине + 70...450 МПа (рис. 3).

Шероховатость поверхности после чистового точения составила $R_a = 0,8...2,0$ мкм.

Шлифование после точения снижает шероховатость поверхности до $R_a = 0, 4...0, 63$ мкм.

Установлено, что после механической обработки полого вала под электрохимическое полиро-



Рис. 3. Распределение осевых остаточных напряжений по глубине поверхностного слоя:

а – после Т; б – после Т+Ш; в – после Т+Ш+ЭХП

вание в крайнем поверхностном слое как с наружной, так и с внутренней поверхностей наблюдается наклепанный слой в виде рекристаллизованных зерен с глубиной распространения от 8 до 42 мкм (рис. 4).

В процессе электрохимического полирования происходит съем поверхностного слоя в диапазоне 30...80 мкм.

В результате в отдельных зонах вала после электрополирования может сохраниться наклепанный слой, превышающий величину съема при электрополировании, что существенно снижает эксплуатационную надежность вала (см. рис. 4, *в*).

Результаты испытаний на усталость образцов из валов КВД, изготовленных по серийной технологии, представлены в табл. 2.



Рис. 4. Профилограммы шероховатости и наклепанный слой после выполнения технологических операций: $a - T; \ o - T + III; \ s - T + III + \Im X \Pi$

Таблица 2 — Результаты испытаний на усталость образцов из вала КВД

Вид обработки	Режимы обработки	Среднее значение предела выносливости, σ_{-1} , МПа	Среднее отклонение, $\Delta \sigma_{-1}, \%$
Т	Скорость: 4060 м/мин Подача: 0,100,15 мм/об	$255^{+25,7}_{-34,3}$	+10,1 -13,5
T+III	Шлифование: $V_{\kappa p} = 35 \text{ м/с}$ $n_{\partial} = 120 \text{ об/мин}$ Подача: $S_{non} = 0,010,03 \text{ мм}$ $S_{npe\partial} = 23 \text{ м/мин}$	277^{+16}_{-13}	+16 -13
Т+Ш+ЭХП	ЭХП: Сила тока: 1300 А Время обработки: 25 мин	240_{-60}^{+40}	+17 -25

Предел выносливости σ_{-1} образцов, вырезанных из валов КВД, изготовленных по серийной технологии, изменяется в зависимости от вида обработки и последовательности выполнения технологических операций.

Среднее значение предела выносливости σ_{-1} находится в диапазоне от 240 до 277 МПа.

Среднее отклонение $\Delta \sigma_{-1}$ характеризуется большим разбросом их значений от 13...16 (T+Ш) до 17...25 % (T+Ш+ЭХП).

Предложен метод одновременной двусторонней обработки наружных и внутренних поверхностей стенок тонкостенных полых валов свободным абразивом, согласно которому их наружные поверхности обрабатываются в псевдоожиженном слое абразива (ПСА), а внутренние уплотненной под действием центробежных сил абразивной средой в полости вала при локальном воздействии на нее воздушными струями из сопел (рис. 5) [4].

После выполнения технологических операций: черновое точение + чистовое точение + шлифо-

вание + обработка в ПСА происходит изменение шероховатости обработанных поверхностей вала.



Рис. 5. Схема обработки пустотелого вала:

 свободный абразив; 2 – газораспределительная решетка; 3 – воздушное сопло; 4 – вал



Рис. 6. Профилограммы микронеровностей поверхности вала после чернового (*a*), чистового точения (*б*), после шлифования (*в*) и обработки в ПСА (*г*)

Высота микронеровностей поверхностного слоя последовательно уменьшается от 5 мкм после чернового точения, затем до 0,8...2,0 и 0,4...0,63 мкм при чистовом точении и шлифовании соответственно, а после последующей обработки в ПСА снижается до 0,30...0,37 мкм (рис. 6).

После обработки в ПСА на поверхности вала наблюдаются сжимающие остаточные напряжения — 350...400 МПа (рис. 7).



Рис. 7. Распределение осевых остаточных напряжений в поверхностном слое стенки вала:

1 - после Т+ПСА; 2 - после Т+Ш+ПСА

Исследования на усталость проводились при комнатной температуре по первой изгибной форме колебаний. База испытаний в соответствии с OCT 100870-77 $N = 20 \cdot 10^6$ циклов. За предел выносливости принят уровень напряжений, при котором шесть образцов выдержали базовое число циклов без образования трещины усталости. Результаты исследований образцов из валов КВД после различных вариантов обработки показаны в табл. 3.

Среднее значение предела выносливости изменяется в диапазоне от 320,0 до 360,0 МПа соответственно для Т+ПСА и Т+Ш+ПСА. Сред-

нее отклонение $\Delta \sigma_{-1}$ находится в пределах от 2,0 до 4,0 %.

Выводы

1. В работе установлено, что отрицательное проявление технологической наследственности после механической обработки по серийной технологии изготовления тонкостенных валов из сплава ЭИ 437БУ-ВД характеризуется недостаточными

Таблица 3 — Р	езультаты исследования	вариантов обработки	і тонкостенного пол	ого вала КВД из
сплава ЭИ 437БУ	√-ВД			

№ валов	Вариант обработки	Шероховатость, <i>R_a</i> , мкм	Остаточные напряжения, σ _{ocm max} , МПа	Среднее значение предела выносливости, σ ₋₁ , МПа	Среднее отклонение, $\Delta \sigma_{-1}$, %
1	Одновременная двухсторонняя обработка наружных и внутренних поверхностей Т+ПСА двух.	0,5 0,550,60	$\frac{-390,0}{-410,0}$	320,0	+4,0 -2,0
2	Одновременная двухсторонняя обработка наружных и внутренних поверхностей T+Ш+ПСА двух.	$\frac{0,30}{0,350,4}$	$\frac{-370,0}{-390,0}$	360,0	+3,0 -2,0

Примечание: 1. Т — токарная обработка; Ш — шлифование; ПСА — обработка в псевдосжиженном абразиве. 2. Данные в числителе — для наружной поверхности стенки вала; в знаменателе — для внутренней поверхности стенки вала. уровнями пределов выносливости, длительной прочности, а также их значительной нестабильностью.

2. Низкий уровень предела выносливости, длительной прочности и разброс их значений обусловлены наличием в поверхностном слое растягивающих остаточных напряжений, наклепа и микронеровностей несущих поверхностей и нестабильностью их значений.

3. Предложена технологическая схема одновременной двухсторонней полировально-упрочняющей обработки наружных и внутренних поверхностей пустотелых тонкостенных валов ГТД в ПСА с применением воздушных струй.

4. Показано, что обработка тонкостенных полых валов ГТД из сплава ЭИ 437БУ-ВД по схемам Т+Ш+ПСА и Т+ПСА повышает предел выносливости их стенок при меньшем значении рассеивания.

Список литературы

- Богуслаев В. А. Финишные технологии обработки деталей ГТД / Богуслаев В. А., Качан А. Я., Мозговой В. Ф. // Вестник двигателестроения. – 2009. – № 1.– С. 74–78.
- Ящерицын П. И. Технологическая наследственность в машиностроении / Ящерицын П. И., Рыжов Э. В., Аверченков В. И. – Минск : Наука и техника. – 1977. – 256 с.
- Качан А. Я. Математическое моделирование влияния технологической наследственности финишных методов обработки на предел выносливости деталей ГТД / Качан А. Я., Уланов С. А. // Вестник двигателестроения. – 2015. – № 1. – С. 81–86.
- Технологическое обеспечение эксплуатационных характеристик деталей ГТД. Валы ГТД. Часть IV. Монография / [Богуслаев В. А., Качан А. Я., Титов В. А. и др.] – Запорожье, АО «Мотор Сич». – 219 с.

Поступила в редакцию 21.01.2016

Качан О.Я., Уланов С.О. Вплив технологічних методів обробки тонкостінних порожнистих валів ГТД на їх несучу здатність

У роботі представлено результати експериментальних досліджень впливу механічної обробки: точіння, шліфування і їх сполучення з фінішними операціями: електрохімічним поліруванням, обробкою в середовищі псевдозрідженого абразиву (ПЗА) на параметри якості поверхневого шару стінки вала та межу витривалості. Установлено раціональне сполучення технологічних операцій і їх послідовність, що забезпечують несучу здатність порожнистих валів КВТ зі сплаву ЭИ 437БУ-ВД.

Ключові слова: межа витривалості, порожнистий вал, КВТ, залишкові напруження, шорсткість, мікроструктура, наклепаний шар, технологічні методи обробки.

Kachan A., Ulanov S. Influence of processing technologies of thin-walled hollow shafts of gas turbine engine on their bearing capacity

The results of experimental study of influence of machining: turning, grinding and their combination with finishing operations: electromechanical polishing, machining in the medium of fluidized abrasive on quality characteristics of shaft wall layer and endurance limit, are given in the work. Efficient combination of processing procedures and their sequence, providing bearing capacity of HPC hollow shafts of ЭИ 437БУ-ВД alloy, is established.

Key words: endurance limit, hollow shaft, HPC, residual stresses, roughness, microstructure, hammer-hardened layer, processing technologies.

УДК 621.914.2

Канд. техн. наук С. И. Дядя¹, Е. Б. Козлова¹, канд. техн. наук Э. В. Кондратюк², В. А. Кришталь², А. Е. Зубарев³

¹Запорожский национальный технический университет, ²ГП «Ивченко-Прогресс», ³АО «Мотор Сич»; г. Запорожье

СИСТЕМАТИЗАЦИЯ КОЛЕБАНИЙ ПРИ КОНЦЕВОМ ФРЕЗЕРОВАНИИ ТОНКОСТЕННЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ДЕТАЛЕЙ

Описаны и систематизированы, полученные экспериментально пять скоростных зон с различными видами колебаний тонкостенного элемента детали. Для каждой скоростной зоны получено определяющее соотношение, позволяющее прогнозировать виды возникающих при фрезеровании колебаний.

Ключевые слова: тонкостенная деталь, скоростная зона, время резания, время холостого хода, автоколебания.

Фрезерование концевыми фрезами деталей различных конструкций из различных видов материалов выполняется при режимах резания, которые, как правило, для тонкостенных элементов деталей, подбираются экспериментально с учетом уровня возникающих колебаний и их влияния на производительность, стойкость инструмента, точность размера и качество поверхности. Поэтому актуальным является получение до начала обработки информации о том, в каких условиях будет проходить фрезерование.

Тонкостенные элементы имеют существенно отличающиеся от остальной части детали статические (жесткость) и динамические (частота и амплитуда собственных колебаний, декремент затухания) характеристики. Примером таких деталей могут служить лопатки моноколеса «блиск» ГТД, фрезеруемые из цельного материала (рис. 1).



Рис. 1. Лопатки моноколеса «блиск»

Целью данной статьи является систематизация колебаний, возникающих при концевом фрезеровании тонкостенных элементов деталей, по их воздействию на формирование качества обработанной поверхности.

При финишном фрезеровании тонкостенных элементов деталей концевыми, сферическими и тороидальными фрезами в зоне резания всегда работает один зуб. Фрезерование сопровождается вынужденными колебаниями от врезания до выхода зуба фрезы из зоны резания, вынужденными и автоколебаниями, а также свободными колебания с собственной частотой после выхода инструмента из зоны резания. В связи с малыми радиальными и осевыми глубинами резания до врезания следующего зуба всегда есть холостой ход. Кроме того, характерной особенностью концевого фрезерования во всем диапазоне частот вращения шпинделя является постоянное значение отношения времени резания одним зубом фрезы (t_{pe3}) к времени холостого хода (t_{xx}) , т. е.

можно принять, что
$$\frac{t_{pes}}{t_{xx}} = \text{const}$$
.

На основе экспериментальных исследований и перечисленных выше особенностей в зависимости от режимов обработки сформированы пять скоростных зон с различными сочетаниями колебаний.

В первой скоростной зоне действуют только вынужденные колебания (рис. 2). Врезание инструмента происходит в неколеблющуюся деталь. После выхода инструмента из зоны резания при холостом ходе свободных колебаний детали нет.

Во второй скоростной зоне характерными являются вынужденные колебания детали, которые формируются при врезании инструмента и собственные затухающие колебания во время холостого хода (рис. 3). Причем при входе в припуск очередного зуба фрезы, собственные колебания детали полностью затухают.

© С. И. Дядя, Е. Б. Козлова, Э. В. Кондратюк, В. А. Кришталь, А. Е. Зубарев, 2016

Для третьей скоростной зоны характерны вынужденные колебания, на которые накладываются автоколебания при резании, и собственные затухающие колебания во время холостого хода инструмента (рис. 4).

В четвертой скоростной зоне действуют вынужденные колебания и собственные затухающие колебания во время холостого хода инструмента (рис. 5). Автоколебания в четвертой зоне не успевают проявиться, потому что время резания одним зубом фрезы меньше, чем частота автоколебаний. В этой зоне инструмент всегда врезается в колеблющуюся деталь.

В пятой скоростной зоне действуют только вынужденные колебания (рис. 6). Инструмент всегда врезается в колеблющуюся деталь. Каждая скоростная зона характеризуется своим механизмом формирования качества обработанной поверхности. Качество поверхности в первых двух зонах зависит от диаметра инструмента и подачи на зуб (S_z). По этим данным можно предварительно определить погрешность обработки. Кроме этого фрезерование в этих зонах встречается редко из-за низкой производительности. Черновое и чистовое фрезерование на высокоскоростных станках, как правило, охватывает с третьей по пятую скоростные зоны. Поэтому на этапе проектирования для прогнозирования ожидаемого качества поверхности необходимо определить скоростную зону.

В качестве определяющего критерия были сформулированы соотношения между временем



Рис. 2. Колебания тонкостенного элемента детали в первой скоростной зоне







Рис. 4. Колебания тонкостенного элемента детали в третьей скоростной зоне

резания (t_{pes}), временем холостого хода ($t_{x,x}$) и периодом свободных колебаний элемента ($T_{c\kappa s}$).



Рис. 5. Колебания тонкостенного элемента детали в четвертой скоростной зоне



Рис. 6. Колебания тонкостенного элемента детали в пятой скоростной зоне

Исследования, проведенные на экспериментальном оборудовании [1] показали, что возникающие в третьей скоростной зоне автоколебания оказывают существенное влияние на качество обработанной поверхности при соотношениях времени резания к периоду свободных ко-

лебаний элемента от 1 до 7
$$\left(1 < \frac{t_{pes}}{T_{CKP}} < 7\right)$$

Третья скоростная зона сменяется четвертой, когда автоколебания не успевают развиться изза того, что время резания меньше периода свободных колебаний. После выхода зуба из зоны резания при холостом ходе есть свободные колебания. Четвертая зона определяется по соотно-

шениям
$$\frac{t_{pes}}{T_{CK\Im}} \le 1$$
 и $\frac{t_{xx}}{T_{CK\Im}} \ge 1$.

В пятой скоростной зоне собственных колебаний нет, поэтому ее можно определить по со-

отношению $\frac{t_{x,x}}{T_{CK\Im}} < 1$. В этой зоне частота колеба-

ний детали близка к зубцовой частоте $f_z = \frac{nz}{60}$

При концевом фрезеровании многолезвийным инструментом возможна ситуация, когда время резания и холостого хода равны ($t_{pes} = t_{x,x}$). Тогда четвертая зона вырождается и после третьей зоны начинается пятая.

Следует отметить, что диапазоны частот вращения шпинделя, в которых наблюдаются различные виды колебаний, зависят от диаметра инструмента, числа зубьев (z), угла наклона режущей кромки зуба фрезы (ω), осевой (a_p) и радиальной (a_e) глубин резания, а также жесткости тонкостенного элемента. Первые пять параметров влияют на время резания одним зубом (t_{pes}) и время холостого хода ($t_{x.x}$), а шестой –

на период собственных колебаний (T_{CKP}).

Так, например, при фрезеровании фрезой \emptyset 30 мм, с режимами: подача на зуб $S_z = 0,1$ мм, осевая глубина $a_p = 4$ мм, радиальная глубина $a_e = 0,5$ мм, третья скоростная зона охватывает частоты вращения шпинделя от n = 224 об/мин до n = 710 об/мин. При фрезеровании образца с теми же характеристиками на тех же режимах, но фрезой \emptyset 55мм третья зона охватывает частоты вращения шпинделя от n = 112 об/мин до n = 560 об/мин, т. е. с увеличением диаметра фрезы скоростные зоны смещаются в сторону более низких частот вращения шпинделя.

Выводы

1. Колебания, возникающие при концевом фрезеровании тонкостенных элементов детали, разделяются на пять скоростных зон, каждая из которых характеризуется различными видами колебаний.

2. При концевом фрезеровании наиболее характерными является обработка в третьей, четвертой и пятой скоростных зонах. Их разделение определяется соотношениями: для третьей ско-

ростной зоны
$$1 < \frac{t_{pes}}{T_{CKP}} < 7$$
; для четвертой —

$$\frac{t_{_{Pes}}}{T_{_{CK\ni}}} \le 1, \frac{t_{_{x,x}}}{T_{_{CK\ni}}} \ge 1;$$
для пятой — $\frac{t_{_{x,x}}}{T_{_{CK\ni}}} < 1$

3. Диапазоны частот вращения шпинделя, в которых наблюдаются различные скоростные зоны, зависят от диаметра инструмента, числа зубьев (*z*), угла наклона режущей кромки зуба фрезы (ω), осевой (a_p) и радиальной (a_e) глубин резания, а также жесткости тонкостенного элемента детали.

- 70 -

Список литературы

 Патент UA 94974 МПК (2006) G01H11/00; G01M7/02. Стенд для дослідження коливань при кінцевому циліндричному фрезеруванні тонкостінних елементів деталей. Логомінов Віктор Олексійович, Гермашев Антон І́горевич, Дядя Сергій І́ванович, Козлова Олена Борисівна. — u201405981 ; заявл. 02.06.2014 ; опубл. 10.12.2014.

Поступила в редакцию 20.01.2016

Дядя С.І., Козлова О.Б., Кондратюк Е.В., Кришталь В.А., Зубарєв А.Є. Систематизація коливань при кінцевому фрезеруванні тонкостінних елементів деталей

Описані і систематизовані, отримані експериментально п'ять швидкісних зон з різними видами коливань тонкостінного елементу деталі. Для кожної швидкісної зони отримано визначальне співвідношення, що дозволяє прогнозувати види коливань, що виникають при фрезеруванні.

Ключові слова: тонкостінна деталь, швидкісна зона, час різання, час холостого ходу, автоколивання.

Diadia S., Kozlova Ye., Kondratjuk E., Krishtal V., Zubarev A.

Systematization of vibrations at end-cappingmilling of the thin-walled elements of details. Described and systematized, got five speed zones are experimental with the different types of vibrations of the thin-walled element of detail. For every speed zone qualificatory correlation allowing to forecast the types of arising up at milling vibrations is got.

Key words: thin-walled detail, speed zone, time-in-cut, time of idling, auto-oscillation.

УДК 669.295: 536.46

Канд. техн. наук Ю. А. Белоконь¹, канд. техн. наук Д. В. Павленко², С. Н. Пахолка³

¹Запорожская государственная инженерная академия, ²Запорожский национальный технический университет, ³ АО «Мотор Сич»; г. Запорожье

ПОЛУЧЕНИЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ КОМПРЕССОРА ГАЗОТУРБИННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ НА ОСНОВЕ МЕТОДА САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩЕГОСЯ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО СИНТЕЗА

Рассмотрена возможность получения интерметаллидных титановых сплавов для лопаток компрессора газотурбинных двигателей на основе метода самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (CBC). Показано, что разработанные составы CBCсмесей и технологические режимы CBC-процесса, позволяют создавать интерметаллидные сплавы на основе алюминидов титана. Результаты микрорентгеноспектрального анализа позволили доказать получение в γ -TiAl сплаве двухфазной структуры с интерметаллидными фазами γ -TiAl + α_2 -Ti₃Al. Установлено, что запасы прочности лопаток компрессора современных ГТД, изготовленных из интерметаллидных титановых сплавов, соответствуют требованиям нормативных документов.

Ключевые слова: СВС, тепловое самовоспламенение, алюминид титана, структура, свойства, лопатка компрессора, запас прочности.

Постановка проблемы

Современный этап развития авиационной техники в целом и авиадвигателестроения в частности характеризуется значительными достижениями в области конструирования, технологии изготовления, испытаний и теории управления газотурбинными двигателями (ГТД). Новые конструкторско-технологические решения, применяемые в ГТД пятого поколения, позволили существенно улучшить их тактико-технические характеристики [1]. Основными тенденциями, характерными для разработки ГТД нового поколения, являются применение прогрессивных систем охлаждения, монокристаллических рабочих лопаток турбин, дисков из порошковых материалов, цельных конструкций компрессорных дисков с лопатками (блисков и блингов [2]), сплавов на основе интерметаллидов металлов, композиционных материалов, а также газодинамическое совершенство всех элементов проточной части [1].

Одним из наиболее перспективных направлений совершенствования авиационных двигателей нового поколения является применение в конструкции компрессора и турбины интерметаллидных сплавов на основе алюминидов таких металлов как титан и никель. Например, сплавы на основе алюминида титана обладают рядом преимуществ по сравнению с титановыми сплавами, а именно они характеризуются более низким удельным весом, высоким уровнем механических свойств, жаропрочности и жаростойкости [3–5]. В тоже время основными недостатками таких сплавов является высокая стоимость получения связанная с энергозатратным и трудоемким процессом синтеза фаз TiAl и Ti₃Al, а также низкая пластичность и сложность формообразования аэродинамических поверхностей деталей ГТД в связи с плохой обрабатываемостью резанием. Решение этих задач позволит успешно применять сплавы данного класса в конструкции существующих и перспективных авиационных газотурбинных двигателей.

Анализ последних исследований. В настоящее время ученые используют различные методы получения алюминидов титана. Среди них можно выделить выплавку слитков алюминида титана с применением плазменно-дуговых и индукционных источников нагрева, электрошлакового переплава и получения методом электрошлакового переплава в инертной атмосфере под «активными» флюсами, методы порошковой металлургии [6]. К недостаткам данных методов можно отнести большие затраты электрической энергии. что приводит к повышению себестоимости сплавов, а также большую химическую неоднородность полученного материала. Так, например, технология получения литого сплава Ті-(47-52%)Al-(1-2%)(V, Mn) включает в себя предварительную плавку, 3-5 повторных переплавов

[©] Ю. А. Белоконь, Д. В. Павленко, С. Н. Пахолка, 2016
(для гомогенизации) плавящимся вольфрамовым электродом в атмосфере аргона, и затем финальную выплавку в вакууме с разливкой в медные кристаллизаторы [6].

В последнее время широкое исследование получил метод получения интерметаллидных соединений электрошлаковым переплавом [7]. Данная технология существенно не отличается от традиционной, разработанной Институтом электросварки им. Е.О. Патона. В соответствии с методом получения интерметаллидных соединений электрошлаковым переплавом анодный стержень, состоящий из двух слитков необходимых металлов высокой чистоты, опускается до расплавленной шлаковой ванны, содержащей титановую стружку и кальциевые флюсы. Под действием электрического тока проходит переплав стержня с получением необходимого интерметаллидного соединения. К недостаткам данного метода можно отнести большие энергозатраты, сложность оборудования, трудности вызваны с контролем защитной атмосферы, ликвацией полученного материала.

Среди наиболее перспективных методов получения алюминидов титана и сплавов на их основе рассматривается метод самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС). СВС является эффективным методом получения широкого класса материалов и представляет собой сильноэкзотермическое взаимодействие химических реагентов в конденсированной фазе, протекающее в режиме горения [8]. Одним из вариантов проведения СВС-процесса является нагрев с заданной скоростью до такой температуры, при которой начинается объемный саморазогрев системы за счет химической реакции. и СВС проходит в режиме объемного теплового взрыва (теплового самовоспламенения). Высокотемпературный синтез в режиме теплового самовоспламенения чаще всего используется для систем со сравнительно невысоким экзотермическим эффектом химической реакции взаимодействия реагентов, в частности, систем для синтеза интерметаллидов. У таких систем невысокая адиабатическая температура реакции, вследствие чего они не могут гореть при комнатной начальной температуре. Для осуществления синтеза интерметаллидов необходимо повысить температуру синтеза за счет предварительного подогрева шихты для проведения синтеза в режиме теплового самовоспламенения. Наиболее распространенный способ осуществления синтеза в режиме теплового самовоспламенения является линейный нагрев с постоянной скоростью в широком интервале скоростей: от 0,5 до 2000 К/мин. Этим способом синтезировано наибольшее число материалов. В первую очередь, это интерметаллиды (в основном алюминиды металлов) и композиты на их основе.

В работах [9, 10] было обосновано применение сплавов на основе алюминидов титана в качестве материала для деталей ГТД. Учитывая уровень физических и механических свойств сплавов на основе алюминидов титана, в конструкции ГТД они могут эффективно применяться в качестве материала для деталей ротора компрессора высокого давления, а также турбины низкого давления. При этом, например, являясь заменителями железоникелевых сплавов типа ЭП718-ИД, применяемыми в настоящее время изготовления лопаток компрессора высокого давления рабочая температура которых может составлять порядка 550 °С и сплавов на никелевой основе типа ЭИ-437Б, используемых для изготовления дисков компрессора, основный эффект от применения сплавов на основе интерметаллидов заключается в снижении их массы, что способствует как снижению массы двигателя в целом так и снижению уровня динамических нагрузок на его ротор.

Учитывая принципиальные отличия получения сплавов на основе интерметаллидов путем СВС синтеза от традиционных способов, а также перспективы данного способа с экономической точки зрения, большой интерес представляет исследование процессов структурообразования продуктов синтеза и их механические свойства, полученные при нестационарных температурных условиях для применения в качестве исходного сырья для получения конструкционных материалов для деталей ГТД.

Цель и постановка задачи. Целью настоящей работы являлась оценка возможности получения сплавов на основе алюминидов титана методом СВС и их применения в конструкции компрессора ГТД. Для достижения поставленной цели были решены задачи, связанные с исследованием структуры и фазового состава образцов синтезированных сплавов, а также оценки прочностной надежности лопаток компрессора ГТД, изготовленных из сплавов на основе алюминидов титана.

Методики исследования

Объектом исследования выбраны интерметаллидная система Ti-Al с получением γ -TiAl сплавов. Данная система относится к группе интерметаллидных систем, в которых адиабатическая температура горения ниже температуры плавления образующегося соединения $T_{nn} < T_{an}$ (табл. 1).

Для получения интерметаллидных сплавов в качестве исходных материалов применяли металлические порошки титана (ПТЭМ-1) и алюминия (АСД1) дисперсностью 100...150 мкм. Перед смешиванием порошки просушивали при температуре 75...120 °С в течение 3 часов. Смешивание порошков проводили в стальных шаровых мельницах в течение 2 часов. Соотношение ком-

Таблица 1 – Параметры СВС-систем

Реакция $R_1 + R_2 \rightarrow P$	Т _{пл} (R ₁), К	Т _{пл} (R ₂), К	Т _{пл} (Р), К	Т _{ад} , К
$Ti + Al \rightarrow TiAl$	1941	933	1733	1654

понентов выбиралось со стехиометрических расчетов для получения интерметаллидных фаз γ -TiAl. Подготовленную таким образом смешанную реакционную смесь взвешивали на электронных весах и засыпали в ректор. Температуру образцов в процессе синтеза контролировали при помощи W-Mo-термопарой с точностью $\pm 5^{\circ}$ C.

Для компактирования продуктов CBC синтеза использовали гидравлический пресс ПСУ-125. Образцы формировали цилиндрической формы диаметром 25 мм и высотой 30 мм. Важную роль играла плотность образцов, так как режим теплового самовоспламенения наблюдался только для образцов высокой плотности на уровне 0,8...0,55 от плотности компактного металла.

Пористость прессовок оценивали путем гидростатического взвешивания и по результатам анализа микрофотографий шлифов при помощи программы Image Pro Plus. Гидростатическое взвешивание выполняли для образцов без защиты поверхности и с защитой, что дало возможность оценить долю закрытых и открытых пор. Взвешивание выполняли в дистиллированной воде при температуре 25 °C с точностью 0,01 г. Плотность воды составляла 0,997 кг/м³. При оценке пористости принимали плотность компактных образцов для сплава на основе γ-TiAl равной 3800 кг/м³.

Структуру образцов изучали при помощи оптического и электронного растрового микроскопов в отраженных электронах на образцах, вырезанных из различных частей образца электроэрозионным способом. Химический микроанализ основных структурных составляющих материала наплавки выполняли на растровом электронном микроскопе SUPRA 40WDS. Исследование производили при ускоряющем напряжении 19 кВ, разрешающей способности 1 нм. Микроанализ выполняли с поверхности травленого шлифа методом записи интенсивности характеристического рентгеновского излучения анализируемых химических элементов в определенных точках и вдоль траектории сканирования.

Для оценки напряженно-деформированного состояния пера лопаток выполняли прочностной анализ методом конечных элементов в универсальной системе конечно-элементного анализа ANSYS. Твердотельную модель лопатки создавали в UNIGRAFICS NX. В пере и хвостовике лопатки вентилятора выполняли построение комбинированной конечно-элементной сетки, состоящей из 10-узловых тетраэдров и 20-узловых гексаэдров. Использовали трехмерные тетраэдральные прочностные конечные элементы SOLID 186. Для предварительного разбиения плоскостей использовали 8-узловые конечные элементы SHELL 281. Расчет выполняли для перспективной лопатки ротора компрессора короткоресурсного авиационного двигателя.

Коэффициент запаса прочности лопаток компрессора ГТД определяли используя зависимость [11]:

$$n_a = \frac{\sigma_{-1} \cdot \left(1 - \frac{\sigma_{\rm m}}{\sigma_{\rm B}}\right)}{K_{\sigma}^* \cdot \sigma_{\rm a}},\tag{1}$$

где σ_{-1} — предел выносливости образцов при симметричном цикле нагружения, МПа;

σ_a — амплитуда действующих переменных напряжений, МПа;

σ_m – постоянные напряжения, МПа;

σ_в -предела прочности материала, МПа;

Изложение основного материала. Анализ экспериментально установленной зависимости температуры процесса от времени синтеза показывает (рис. 1, *a*), что в течение первых 100 с протекает процесс инертного линейного нагрева, и только при достижении температуры плавления алюминия 933 К начинается быстрый рост температуры (стадия теплового самовоспламенения). При этом увеличение температуры до максимального значения 1654 К происходит всего за 23 секунды, затем 4...5 секунд сохраняется максимальное значение температуры после чего начинается процесс остывания образца.

Общий вид синтезированного методом CBC образца из сплава на основе алюминона титана TiAl показан на рис. 1, *б*. Исследование пористости методом гидростатического взвешивания показали, что образец, не подвергавшийся дальнейшему прессованию после прохождения синтеза, имел общую пористость $40\pm1,5$ %, закрытая пористость составляла 37,8%, открытая — 2,2%. Полученные значения пористости объясняются рядом факторов. Во-первых, отрицательным объемным эффектом реакций CBC, связанным с



Рис. 1. Зависимость температуры процесса от времени протекания реакции при тепловом самовоспламенении порошковой смеси Ti-Al (a) и общий вид образца алюминида титана, синтезированного методом CBC (б)

тем, что молярный объем продуктов CBC синтеза обычно меньше молярного объема реагентов. Вовторых, выделением примесных газов при превращении шихты в конечный продукт. При обычном спекании материалов таких эффектов не наблюдается. Следует отметить, что дальнейшее снижение общей пористости образцов из γ-TiAl сплава зависит от величины давления, времени выдержки под давлением и температуры пористой заготовки после прохождения теплового взрыва, отвечающей за температуру начала прессования.

Исследование закономерностей тепловыделения при тепловом самовоспламенении позволило установить следующую последовательность превращений при образовании фазы γ-TiAl. Начальная стадия структурообразования алюминидов титана — плавление алюминия, вызванное тепловым импульсом, и его дальнейшее растекание по каналам капиллярно-пористой среды. В силу этого первую стадию можно назвать стадией инертного нагрева достаточно условно, так как взаимодействие реагентов и здесь идет, но оно слабое, с малым тепловыми эффектом по сравнению с получением тепла от внешнего источника, и практически не влияет на зависимость температур от времени.

Дальнейшая диффузия атомов алюминия в решетку частиц титана приводит к зарождению в диффузионной зоне интерметаллидных соединений TiAl₃. Скорость образования первых кристаллов интерметаллидной фазы определяется выражением:

$$u = 11,7 \cdot 10^{17} \exp\left(-\frac{42000}{RT}\right), cm^2/c.$$
 (2)

При образовании интерметаллида возникают внутренние сжимающие и внешние стягивающие напряжения, при этом происходит наращивание слоя TiAl₃, что приводит к обеднению алюминиевой массы и последующему зарождению моноалюминида титана (γ-TiAl). При распространении процесса вглубь титановой массы концентрация алюминия уменьшиться, что станет причиной зарождения интерметаллида Ti₃Al. Заключительной стадией структурообразования является выравнивание состава интерметаллидных слоев, в первую очередь, благодаря перекристализации фазы Ti₃Al в TiAl (рис. 2).



Рис. 2. Формирование структуры γ-TiAl сплава в процессе синтеза: *a* - × 50; *δ* - × 100; *в* - × 200; *ε* - × 500

Исследование данных закономерностей позволило установить следующую последовательность химических реакций:

$$Ti + Al \rightarrow TiAl_3,$$
 (3)

$$Ti + TiAl_3 \to Ti_3Al, \tag{4}$$

$$Ti + Ti_3Al \to TiAl.$$
 (5)

Проведенные расчеты изменения свободной энергии Гиббса ΔG при образовании различных алюминидов из алюминия и титана подтвердили, что во всем температурном диапазоне наименьшей энергией из стабильных интерметаллидов обладает TiAl₃ (рис. 3). Несколько ниже ΔG у метастабильных фаз TiAl₂ и Ti₂Al₅, но они могут формироваться только через несколько промежуточных реакций трансформации TiAl, что термодинамически маловероятно.



Рис. 3. Термодинамический анализ образования γ-TiAl сплава:

а - изменение свободной энергии при образовании

интерметаллидов при различных температурах; δ – расчет равновесного состава; 1 – TiAl, 2 – Ti₃Al, 3 – TiAl₃, 4 – Ti₂Al₅, 5 – TiAl₂

Таким образом, установлено, что особенность системы Ti-Al состоит в том, что ниже температуры 1300 К в данной системе происходит одностороннее растворение жидкого алюминия в твердом титане, а выше этой температуры растворимость твердого титана в расплаве заметно увеличивается. На этой стадии происходит основное превращение продукта, в расплаве алюминия кристаллизируются зерна новой фазы TiAl и Ti₂Al. С сокращением доли расплава реакция тормозится. Результаты микроанализа обнаружили равномерное и мелкодисперсное распределение алюминия титана TiAl (рис. 4). Анализ структуры синтезированных методом СВС образцов показал, что система TiAl, как и было предусмотрено, является двухфазной: TiAl серого цвета и Ti₃Al белого пвета.

С применением микрорентгеноспектрального анализа определяли химический состав сплава в различных участках микрошлифа поверхности (рис. 5). Содержание компонентов определяли в атомных и массовых процентах. В результате количественного анализа установлено, что матрица



Рис. 4. Результаты микроструктурного анализа полученного алюминида титана: $1 - \phi$ аза α_2 -Ti₃Al; $2 - \gamma$ -TiAl; $3 - \alpha_2$ -Ti₃Al

(серая область) γ -TiAl сплава имеет состав в массовых процентах: 38,62 % Al и 61,38 % Ti, что отвечает интерметаллидной фазе TiAl (рис. 5, *a*, спектр 2). Вытянутые, белые по цвету области, по результатам микрорентгеноспектрального анализа (рис. 5, *a*, спектр 4) представляют собой интерметаллиды состава α_2 -Ti₃Al, с содержанием элементов в массовых процентах: 22,83 % Al и 77,17 % Ti.

Вблизи этих включений, а в некоторых случаях и внутри их обнаружены дисперсные упрочняющие фазы. Показания точечного химического анализа (рис. 5, *a*, спектр 1) позволили идентифицировать их как интерметаллиды α_2 -Ti₃Al, содержащие в массовых процентах — 28,19 % Al и 71,81 % Ti. Это согласуется с результатами, полученными в работах [12, 13].

Для уточнения полученных данных проводили микрорентгеноспектральный анализ по линии (рис. 5, δ). В левой части траектории сканирования отмечены пики алюминия, что подтверждает кристаллизацию интерметаллидной фазы в сплаве в виде моноалюминида титана TiAl. Дальнейшее движение по траектории сканирования (рис. 5, δ) в область фазы вытянутой формы показывает рост содержания титана. Это согласовывается с результатами точечного анализа и указывает на образование интерметаллидной фазы α_2 -Ti₃Al.



Рис. 5. Результаты микрорентгеноспектрального анализа у-TiAl сплава:

a – места определения точечного химического анализа сплава; δ – изменение интенсивностей излучения при движении; e – распределение титана; e – распределение алюминия

Результаты микрорентгеноспектрального анализа позволили доказать получение в γ -TiAl сплаве двухфазной структуры с интерметаллидными фазами TiAl и Ti₃Al. Также, установлено, что вследствие высокой температуры синтеза, в процессах CBC имеет место самоочистка продукта от примесей, что сводит к минимуму вероятность появления примесных атомов. Определение на микроскопе SUPRA 40WDS в CBC-сплаве кислорода, углерода и других примесей не показала их наличие.

Таким образом, анализ структуры синтезированных образцов показывает, что СВС позволяет получать сплавы на основе алюминида титана. Однако заготовки, получаемые в результате синтеза, не могут быть использованы в качестве конструкционного материала для изготовления ответственных деталей ГТД так как при пористости порядка 40 % имеют недостаточный уровень прочностных свойств. Альтернативными варианта технологии получения из синтезированных СВС заготовок полуфабрикатов с высоким уровнем механических свойств является металлургический передел с последующей термомеханической обработкой [14] или технологии интенсивного уплотнения синтезированных заготовок [15]. Применение этих технологий позволит выполнить дополнительное легирование синтезированных сплавов, что позволит получить конструкционные материалы привлекательные для применения в авиационной технике.

Исследования синтезированных заготовок и анализ технологий получения из них полуфабрикатов показывают, что синтез методом CBC исходных заготовок для дальнейшего переплава или интенсивного уплотнения, с учетом дополнительного легирования является перспективным, с точки зрения энергозатрат, способом изготовления новых конструкционных материалов. Таким образом, получаемые по данной технологии материалы после дополнительной обработки по уровню механических свойств могут соответствовать сплавам, получаемым по технологии металлургического передела, примеры которых приведены в работах [4].

Для оценки возможности применения сплавов на основе интерметаллидов титана в конструкции ГТД выполнен анализ прочностной надежности лопаток компрессора современного авиационного двигателя, изготовленных из сплава на основе алюминида титана. Напряженно-реформированное состояние пера лопатки определяли в результате расчета методом конечных элементов. Для модели материала применяли механические свойства сплава «гамма», обладающего двухфазной структурой, приведенные в табл. 2.

E , МПа	ρ , kг\m^3	σ_{b} , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	μ	δ,%	ψ,%
0,95·10 ⁵	3800	720	650	0,3	1,6	2

Таблица 2 – Механические и физические свойства сплава [4]

Изменение напряженно-деформированного состояния пера лопаток из сплавов на основе алюминидов по сравнению с серийно изготавливаемыми лопатками из титановых и железоникелевых сплавов, и, следовательно, прочностной надежности, связано с одновременным изменением их основных физических и механических характеристик. С одной стороны они характеризуются меньшей величиной плотности и модуля упругости (табл. 2), что приводит к снижению уровня действующих напряжений. С другой стороны предельно допустимые напряжения для таких сплавов ниже, чем, например, для железоникелевых сплавов [16]. Таким образом, для оценки эффективности применения сплавов на основе интерметаллидов требует проведения оценки прочностной надежности изготавливаемых из них деталей.

Расчетные значения поля распределения напряжений в пере лопатки при взлетном режиме работы двигателя показаны на рис. 6. Расчет запаса прочности по максимальным напряжениям в пере лопатки с учетом действия переменных и постоянных напряжений показал, что он находится в диапазоне, удовлетворяющем требованиям, предъявляемым к рабочим лопаткам компрессора [17].

Предложенная СВС технология — альтернатива традиционным технологиям получения материалов и изделий, основанным на использовании внешних источников тепла. Характерные черты предлагаемой технологии: использование более дешевой внутренней химической энергии взаимодействия реагентов вместо внешней электрической, простота и дешевизна оборудования благодаря отсутствию внешнего источника тепла, большая скорость процесса (малое время синтеза) и высокая производительность. Из вышеприведенного видно, что производство материалов в условиях СВС отличается от печных аналогов большей экономией электроэнергии, производственных площадей, сокращением числа технологических операций, увеличением производительности труда, в целом проявляется в снижении себестоимости продукции.

Выводы

В результате исследований показано, что разработанные составы CBC-смесей и технологические режимы CBC-процесса, позволяют создавать интерметаллидные сплавы на основе алюминидов титана. Результаты микрорентгеноспектрального анализа позволили доказать получение в γ -TiAl сплаве двухфазной структуры с интерметаллидными фазами γ -TiAl + α_2 -Ti₃Al. Установлено, что запасы прочности лопаток компрессора современных ГТД, изготовленных из интерметаллидных титановых сплавов, соответствуют требованиям нормативных документов.

Таким образом, на основании проведенных исследований установлено, что технология получения перспективных для авиационной техники интерметаллидных титановых сплавов на основе метода CBC синтеза является перспективной с точки зрения качества и себестоимости получаемых полуфабрикатов сплавов конструкционного назначения. Получение необходимого комплекса удовлетворительных прочностных и пластических свойств требует продолжения исследований по нахождению оптимального соотношения легирующих элементов и термопластического деформирования путем технологии интенсивного уплотнения синтезированных заготовок.



Рис. 6. Поля распределения эквивалентных (*a*) и радиальных (*b*) напряжений в пере лопатки компрессора ГТД из сплава на основе алюминида титана на взлетном режиме работы

Список литературы

- Теория, расчет и проектирование авиационных двигателей и энергетических установок / [В. И. Бакулев, В. А. Голубев, Б. А. Крылов и др.]; под редакцией В. А. Сосунова, В. М. Чопкина. – М.: изд-во МАИ, 2003. – 688 с.
- Отделочно-упрочняющая обработка деталей ГТД / [В. А. Богуслаев, В. К. Яценко, П. Д. Жеманюк и др.]. – Запорожье : изд. ОАО «Мотор Сич», 2005. – 559 с.
- Теплофизические характеристики γ-сплава алюминида титана / [К. Б. Исаев, А. А. Рогозинская, С. В. Ахонин и др.] // Двигатели и энергоустановки аэрокосмических летательных аппаратов. – 2009. – № 10. – С. 128–131.
- Иванов В. И. Эффективность применения жаропрочных сплавов на основе интерметаллидов Ti₃A1 и TiAl для работы при температурах 600-800 °С в авиакосмической технике / В. И. Иванов, К. К. Ясинский // Технология легких сплавов. – 1996. – № 3.
- Анташев В. Г. Разработка технологии получения литых деталей из интерметаллидного сплава TiAl и их использование в конструкциях / В. Г. Анташев В. И. Иванов, К. К. Ясинский. 1996. № 3.
- Имаев В. М. Современное состояние исследований и перспективы развития технологий интерметаллидных γ- TiAl сплавов / В. М. Имаев, Р. М. Имаев, Т. И. Оленева // Письма о материалах. 2011. Т. 1. С. 25–31.
- Рябцев А. Д. Исследование возможности получения титан-алюминиевого сплава методом электрошлакового переплава в инертной атмосфере под «активными» кальцийсодержащими флюсами / А. Д. Рябцев, А. А. Троянский // Проблемы специальной электрометаллургии. – 2000. – № 1. – С. 3–5.
- Амосов А. П. Порошковая технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза материалов / А. П. Амосов, И. П. Боровинская, А. Г. Мержанов. – М. : Машиностроение-1, 2007. – 567 с.
- Куликовский Р. А. Перспективы промышленного применения алюминидов титана в авиадвигателестроении / Р. А. Куликовский, С. Н. Пахолка, Д. В. Павленко // Строительство, материаловедение, машиностроение : сб. на-

учных трудов. — Вып. 80. — Дн-вск. : ПГАСА, 2015. — С. 369—372.

- Салищев Г. А. Использование режимов сверхпластической деформации для изготовления изделий из интерметаллидов / [Г. А. Салищев, Р. М. Имаев, А. В. Кузнецов и др.]// Кузнечно-штамповочное производство. – 1999. – № 4. – С. 23–28.
- Серенсен С. В. Несущая способность и расчет деталей машин на прочность. Руководство и справочное пособие / С. В. Серенсен, В. П. Когаев, Р. М. Шнейдерович ; под ред. С. В. Серенсена. – Изд. 3-е, перераб. и доп. – М. : Машиностроение, 1975. – 488 с.
- Sereda B. The Modeling and Processes Research of Titan Aluminides Structurization Received by SHS Technology / B. Sereda, A. Zherebtsov, Y. Belokon' // TMS 2010. – Seattle. Washington, USA. – 2010. – P. 99–108.
- The Processes Research of Structurization of Titan Aluminides Received by SHS / B. Sereda, I. Kruglyak, A. Zherebtsov, Y. Belokon' // Material Science & Technology. – Pittsburg, USA. – 2009. – P. 2069–2073.
- 14. Камерный электрошлаковый переплав (КЭШП) – новый метод получения высококачественных слитков титана и титановых сплавов. Электронный ресурс. Режим доступа на 01.01.2016 <u>http://www.stcu.int/documents/</u> reports/distribution/tpf/materials/ukrainian/
- 15. Павленко Д. В. Ресурсосберегающая теология получения деформированных полуфабрикатов для авиационной техники на основе метода интенсивной пластической деформации / Д. В. Павленко, О. В. Овчинников // XVI International scientific conference New technologies and achievement in metallurgy, material engineering and production engineering. – Czestochowa. – 2015. – C. 205–208.
- 16. Строение и свойства авиационных материалов / [А. Ф. Белов, Г. П. Бенедиктова, А. С. Висков и др.]; под ред. Белова А.Ф., Николенко В.В. – М.: Металлургия, 1989. – 368 с.
- ОСТ 1 00304-79 Лопатки газотурбинных двигателей. Нормирование повреждений лопаток компрессоров от попадания посторонних предметов. – 15 с.

Поступила в редакцию 21.01.2016

Бєлоконь Ю.А., Павленко Д.В., Пахолка С.М. Отримання інтерметалідних титанових сплавів для деталей компресора газотурбінних двигунів на основі методу саморозповсюджувального високошвидкісного синтезу

Розглянуто можливість отримання інтерметалідних титанових сплавів для лопаток компресору газотурбінних двигунів на основі методу саморозповсюджувального високотемпературного синтезу (CBC). Показано, що розроблені склади CBC-сумішей і технологічні режими CBC-процесу, дозволяють створювати інтерметалідні сплави на основі алюмінідів титану. Результати мікрорентгеноспектрального аналізу дозволили довести отримання в ү-ТіАl сплаві двофазної структури з інтерметалідними фазами ү-TiAl + α_2 -Ti₃Al. Встановлено, що запас міцності лопаток компресора сучасних ГТД, виготовлених з інтерметалідних титанових сплавів відповідає вимогам нормативних документів.

Ключові слова: СВС, теплове самозапалювання, алюмінід титану, структура, властивості, лопатка компресора, запас міцності.

Belokon' Yu., Pavlenko D., Pakholka S. Obtaining intermetallic titanium alloys for compressor blades of gas turbine engines based on the method of self-propagating hightemperature synthesis

The possibility of obtaining intermetallic titanium alloys for compressor blades of gas turbine engines based on the method of self-propagating high-temperature synthesis (SHS). It was shown that the developed formulations of SHS mixtures and technological modes of SHS process, allow to create intermetallic alloys based aluminides titanium. The results of microprobe analysis were used to prove the receipt of γ -TiAl in a two-phase structure of the alloy with intermetallic phase γ -TiAl + α_2 -Ti₃Al. It was established that the safety factor of the compressor blades of modern gas turbine engine made of intermetallic titanium alloys meet the requirements of normative documents.

Key words: SHS, thermal self-ignition, titanium aluminide, structure, properties, compressor blades, safety factor.

УДК 621.452.3

Канд. техн. наук В. Ф. Мозговой¹, Е. К. Березовский², В. А. Панасенко¹

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

ФОРМООБРАЗОВАНИЕ ШИРОКОХОРДНОЙ ВЕНТИЛЯТОРНОЙ ЛОПАТКИ ТРДД НА ФРЕЗЕРНЫХ СТАНКАХ С ЧПУ

Представлен практический опыт решения технологической задачи обработки вентиляторной широкохордной лопатки на фрезерных станках с ЧПУ с обеспечением требуемых конструкторских параметров. Рассмотрен опыт применения цельнотвердосплавных фрез и фрез с механическим креплением твердосплавных пластин для достижения максимальной производительности.

Ключевые слова: авиационный двигатель, титановый сплав, лопатка, хвостовик, станок с ЧПУ, фреза, деформирование, скорость резания, шероховатость, подача.

Постановка проблемы и ее связь с практическими задачами

Создание современных турбореактивных двухконтурных двигателей невозможно без совершенствования конструкции лопаток вентилятора. Двигателестроительные фирмы заняты поисками оптимальной конструкции лопатки вентилятора для перспективных ТРДД. Достижение высоких технических параметров двигателей - повышение удельной тяги и аэродинамических характеристик, снижение удельного расхода топлива и повышение КПД обуславливает отказ от применения традиционных антивибрационных полок в конструкциях рабочих вентиляторных лопаток. Для обеспечения условий прочности и устойчивости бесполочные лопатки вентилятора выполняют широкохордными с высокой степенью закрутки пера. И хотя широкохордных лопаток в колесе вентилятора меньше, чем лопаток с полкой, общая масса колеса увеличивается. Соответственно, растет уровень контактных напряжений на рабочих поверхностях хвостовика лопатки и пазов диска вентилятора. Эта проблема решается путем увеличения площади контактной поверхности хвостовика лопатки с круговым пазом диска.

Заготовки вентиляторных лопаток, выполненные методом штамповки из титановых сплавов, в большинстве случаев, обрабатываются на обрабатывающих центрах с числовым программным управлением, что является традиционным в условиях современного производства. Существенное влияние на обрабатываемость деталей имеют физико-механические свойства современных титановых сплавов, из которых выполнены лопатки.

Цель работы

Представить приобретенный опыт технологии обработки широкохордных вентиляторных лопа-

© В. Ф. Мозговой, Е. К. Березовский, В. А. Панасенко, 2016

ток из титановых сплавов на фрезерных станках с ЧПУ и пути решения технологических задач для достижения требуемого качества и точности обработанных поверхностей. После механической обработки на станках сравнить полученные величины отклонений точек поверхности хвостовика лопатки и точек профиля пера лопатки с требуемыми конструкторскими параметрами, заданными в чертеже.

Содержание и результаты работ

Широкохордная вентиляторная лопатка выполнена из титанового сплава ВТ6 и характеризуется большой степенью кривизны и закрутки пера (рис. 1). Лопатка устанавливается в колесо вентилятора (рис. 2) по круговому пазу. Техническая характеристика лопатки представлена в табл. 1. Заготовка лопатки выполнена методом штамповки (рис. 3). На поверхности штамповки вследствии высокой активности титана к атмосферным газам при высоких температурах металлургических процессов, образуется штамповочная корка, состоящая из окислов и нитридов [1].





Рис. 1. Модель широкохордной вентиляторной лопатки

Рис. 2. Модель диска вентилятора с круговым пазом

- 81 -

В результате этого, происходит значительное изменение физико-механических свойств поверхностного слоя заготовки, а именно: возрастает твердость, снижается пластичность и резко повышается хрупкость сплава. Возникают внутренние структурные превращения, приводящие к образованию «альфированного» слоя, который удаляют последующей механической обработкой.

Штамповка лопатки выполнена с припуском на сторону от 22 до 25 мм. Технологический процесс обработки лопатки состоит из двух взаимосвязанных этапов. Первый — это подготовка технологических баз лопатки. Схема базирования и вид технологических баз обусловлены габаритами и конструкцией лопатки (рис. 4).

Размеры технологических баз соответствуют размерам обрабатываемой лопатки, ее массе и жесткости. В качестве базы принят хвостовик лопатки. Цилиндрическая цапфа на периферии пера лопатки дает возможность дополнительно зафиксировать заготовку в двух направлениях и создать дополнительную жесткость при обработке.

Второй этап — это обработка непосредственно проточной части лопатки относительно подготовленной технологической базы. Обработка лопатки ведется за несколько операций на разных фрезерных станках с ЧПУ. При этом важным является принцип постоянства технологических баз, что положительно сказывается на точности обработки.

Круговой хвостовик лопатки (рис. 5) формируется на операциях, где снимается основной измененный слой материала. Для обработки хвостовой части лопатки последовательно с двух сторон за одну установку было разработано приспособление на 5-координатный станок с ЧПУ ИС-800. Обработка осуществляется в позиционном режиме. **Таблица 1** — Геометрические характеристики широкохордной вентиляторной лопатки

Параметры лопатки	Значение параметра
Высота лопатки Hmax, мм Толщина Стах верхнего сечения	476,3 5,05
нижнего сечения, мм Хорда Lmax верхнего сечения нижнего сечения, мм	15,65 235,2 213,7
Rmin входной кромки выходной кромки Rmax	0,35 0,44
входной кромки выходной кромки, мм	1,72 1,05
Шероховатость, Ra, мкм	1,6
Точность, мм	не > 0,16

Требования к точности и шероховатости поверхностей хвостовика лопатки (рис. 6) обусловили выбор технологии и стратегию обработки детали на станке. Благодаря выбранной схеме крепления заготовки в приспособлении и используя технические характеристики модернизированного фрезерного станка с ЧПУ удалось свести к минимуму погрешности установки и перезакрепления детали, при этом, обеспечив полный объем необходимой обработки (рис. 7).

При обработке использовались фрезы компании ISCAR с механическим креплением трехугольных твердосплавных пластин. Черновая обработка проводилась фрезой диаметром 20 мм при n = 1035 об/мин, V = 65 м/мин, подачей на зуб Fz = 0,5 мм/зуб, с числом зубьев Z = 3, $a_p = 0,6$ мм. Чистовая обработка осуществлялась фрезой диаметром 6мм, R = 3мм попутным фрезерованием на режимах: n = 8900 об/мин, V = 169м/мин, Fz = 0,27мм/зуб, F = 1000 мм/мин.



Рис. 3. Заготовка вентиляторной лопатки



Рис. 4. Широкохордная вентиляторная лопатка



Рис. 5. Хвостовик широкохордной вентиляторной лопатки



Рис. 6. Поперечное сечение хвостовика лопатки



Рис. 7. Обработка хвостовика лопатки на фрезерном станке с ЧПУ ИС-800

В результате были получены результаты по шероховатости поверхностей хвостовика — Ra = 0,38...0,47 мкм. Для контроля геометрических размеров хвостовика лопатку измеряли на контрольно-измерительной машине, где подтвердились заявленные конструкторские параметры (рис. 8).

После обработки хвостовика лопатки, являющегося технологической базой, последующая обработка выполнялась по проточной части на двухстоечном модернизированном станке с ЧПУ модели 4ФСЛ-8П, оснащенном системой Sinumerik-840D (рис. 9). Черновое фрезерование проточной части лопатки по штамповочной корке представляет наибольшие трудности из-за высокой твердости и неоднородности структуры поверхностного слоя титанового сплава. Поэтому, для обдирочного фрезерования по корке быстрорежущие фрезы непригодны [1]. В производственных условиях для предварительной обработки штамповок применялись фрезы с пластинами из твердого сплава BK8.

Особенностью станка 4ФСЛ-8П является возможность одновременной обработки лопатки с двух сторон за счет двух независимых суппортов



Рис. 8. Результаты измерения хвостовика лопатки на контрольно-измерительной машине





Рис. 9. Фрезерование пера лопатки на станке 4ФСЛ-8П

с раздельными приводами главного движения. Управление суппортами осуществляется системой ЧПУ по двухканальному принципу с независимым управлением. Для создания благоприятных условий резания и минимизации упругих деформаций лопатки в процессе обработки движения фрез были программно синхронизированы таким образом, чтобы точки приложения сил резания с двух сторон лопатки были взаимно симметричны относительно пера лопатки (рис. 10, рис. 11).

Черновая обработка осуществлялась дисковыми фрезами диаметром 270 мм компании ISCAR с механическим креплением круглых твердосплавных пластин R = 8 мм. Количество пластин – 26 шт. Обработка осуществлялась на режимах: n = 48 об/мин, *Fмин* = 40 мм/мин для первого врезания и *Fмин* = 180 мм/мин для установившихся режимов резания. Оставляемый припуск по поверхности лопатки составил 3 мм. Однако после черновой обдирки проточной части лопатки прикорневой участок остался необработанным по причине «теневой» зоны для дисковых фрез. Доработка теневых зон осуществляется за несколько переходов цельнотвердосплавными фрезами на модернизированном станке ФП-17, оснащенного системой ЧПУ WL-4M (рис. 12).

Обработка лопатки осуществляется последовательно с двух сторон в специальном приспособлении, в котором лопатка после установки и закрепления принимает наклонное положение относительно горизонтали, позволяющее «открыть» теневые зоны прикорневых участков (рис. 13).

Обработка проводится цельнотвердосплавным коническим инструментом из сплава H10F на режимах n = 200 об/мин, V = 16...20 м/мин, F = 100...140 мм/мин. Основной задачей данной операции является выравнивание припуска с ос-

новным припуском до 3 мм в области прикорневого участка лопатки и предварительная обработка бандажной полки хвостовика лопатки со стороны профиля пера (рис. 14).



Рис. 10. Моделирование чернового фрезерования периферии пера лопатки



Рис. 11. Моделирование чернового фрезерования в средней части пера лопатки



Рис. 12. Станок с ЧПУ ФП-17, оснащенный системой ЧПУ WL-4M

Предварительно обработанная лопатка проходит термическую обработку, после которой проводится чистовая обработка проточной части профиля и бандажной полки пера лопатки на обрабатывающем центре Turbomill-1200g (рис. 15). Для расчета управляющей программы применялся специализированный программный продукт компании LIECHTI-TURBOSOFT plus. Для сравнения полученных результатов был подготовлен про-



Рис. 13. Установка заготовки на станок с ЧПУ ФП-17



Рис. 14. Фрезерование прикорневого участка пера лопатки на станке с ЧПУ ФП-17

ект обработки лопатки в CAD/CAM системе UG/ NX. При сравнении двух вариантов результаты обработки были сопоставимы по чистоте обработанной поверхности и отклонениям точек профиля пера лопатки.

Кинематика и техническая характеристика станка позволила применить особый вид механической обработки - токарное фрезерование, при котором лопатка, закрепленная в синхронизированных шпинделях, вращается с переменной окружной скоростью вокруг своей оси, а качающийся шпиндель станка повторяет заданное технологом угловое положение оси инструмента относительно оси лопатки для обеспечения постоянства скорости резания [2]. При установке лопатки на станок в качестве технологической базы используется хвостовик лопатки. С торца лопатки в качестве дополнительного поддерживающего элемента используется бобышка с двумя точечными упорами, дополнительно передающими крутящий момент шпинделя приводного стола.



Рис. 15. Обрабатывающий центр TURBOMILL-1200g

Схема фрезерования представляет собой спиральную кривую с продольным шагом, обеспечивающим требования по шероховатости обработанной поверхности. Схема чистового фрезерования лопатки поперечными строками обусловлена тем, что при обработке деталей с помощью поперечной подачи при вращающейся заготовке ее жесткость изменяется с изменением припуска равномерно как со стороны спинки, так и со стороны корыта.

Для поддержания оптимальных значений эффективного рабочего диаметра инструмента, угол наклона фрезы при движении по поперечной строке должен постоянно меняться (рис. 16). Данный механизм исключает процессы пластического деформирования и подмятия металла вершиной инструмента при нулевом значении угла. Значение угла наклона оси фрезы, определяющее окружную скорость резания в каждой точке контакта, устанавливают, исходя из условия величины деформации пера лопатки, не превышающей допуск на размеры обрабатываемой поверхности [2].

Для фрезерования применяется фреза диаметром 30 мм с механическим креплением твердосплавных пластин. Применяемые пластины имеют радиус 6мм. Наклон оси инструмента исключает точки с нулевой скоростью резания, что положительно сказывается на качестве обработки. При задании параметров обработки в системе UG/NX угол опережения оси инструмента (угол β) изменялся от 5 до 15 градусов относительно нормали к поверхности в точке касания инструмента и обрабатываемой детали. Боковой наклон фрезы отсутствовал (рис. 17).

Скорость резания составляла V = 80...85 м/мин, подача на зуб Sz = 0,07...0,3 мм/зуб, число зубьев фрезы z = 4. Число зубьев фрезы, ее диаметр и число оборотов шпинделя принимается с учетом геометрии проточной части лопатки, значений



Рис. 16. Схема положения инструмента на поверхности заготовки: Ni – нормаль к поверхности в точке контакта инструмента с деталью; Oi – вектор оси инструмента; βi – угол опережения инструмента



Рис. 17. Визуализация управляющей программы при обработке лопатки на станке Turbomill-1200g

радиусов и участков двойной кривизны. Эти параметры определяют частоту колебаний сил резания, деформирующих деталь [2]. Частота этих колебаний должна быть не менее чем на два порядка выше частоты собственных колебаний заготовки. В этом случае деталь из-за своей инертности не успевает деформироваться под действием сил резания [2]. Обработку лопатки проводили на частоте вращения шпинделя *n* = 890...900 об/мин.

Прикорневой участок лопатки обрабатывался концевой фрезой диаметром 10 мм, R = 5 мм с коническим телом режущей части на режимах: V = 95...100м/мин, подача $S_Z = 0.08...0, 1$ мм/зуб, z = 4 (рис. 17). Стратегия обработки отличалась от стратегии обработки проточной части лопатки. Характер конструкторского построения сопряжения проточной части и банлажной полки лопатки предопределил стратегию обработки и выполнялся с программно «зажатой» 5-й осью. Таким образом, обработка проводилась в 4-х координатах с углом опережения оси инструмента от 15 до 25 градусов.

Результаты измерений обработанной лопатки на измерительной машине показали соответствие заявленным параметрам фактически полученным на станке с учетом оставленного припуска под

финишную обработку (рис. 18). После фрезерования технологическую бобышку удаляют и лопатку направляют на финишную обработку. В результате чистовой обработки вентиляторной лопатки на станке Turbomill-1200g были достигнуты требуемые точностные параметры и шероховатость обработанных поверхностей.

Практика показала, что применение высокоскоростного фрезерования на обрабатывающих центрах с одновременным управлением инструмента в 5-ти коорлинатах обеспечивает при обработке проточной части и прикорневого участка вентиляторной лопатки получение требуемых геометрических размеров в пределах припуска на финишную обработку.

После фрезерования на последующие операции оставлялся припуск, величина которого необходима для устранения следов от строчек фрезы при стыковке разных проходов в зоне радиусов переходов, входных и выходных кромок. Этот припуск достаточно быстро удаляется ручной доводкой с проверкой геометрических размеров и размера пера по хорде.

Шероховатость обработанной поверхности измерялась профилометром. Результаты измерений показаны в табл. 2.



Рис. 18. Результаты контроля профиля вентиляторой лопатки на контрольно-измерительной машине

Venopuliй номер		Значение шеро	Среднее значение, <i>R</i> _a , мкм		
лопатки	Hong				
	http://	1	2	3	u)
1		1,45	1,58	1,9	1,64
2	16	1,18	1,75	1,59	1,51
3	1,0	1,78	1,71	1,58	1,69
4		1,55	1,5	1,62	1,57

Таблица 2 – Шероховатость поверхностей после финишного высокоскоростного фрезерования

Выводы

Представленная технология формообразования вентиляторной лопатки является результатом проведенных экспериментальных работ по определению рациональной стратегии фрезерной обработки сложнопрофильных деталей, которыми являются рабочие вентиляторные лопатки. Применение производственного опыта в решении практических задач по обработке родственных деталей позволит повысить качество обработки поверхностей и стабильность получаемых размеров.

Список литературы

- Панасенко В. А. Черновое фрезерование широкохордных вентиляторных лопаток твердосплавным инструментом на станках с ЧПУ / Панасенко В. А., Качан А. Я., Мозговой В. Ф. // Авиационно-космическая техника и технология. – 2009. – №10 (67). – С. 21–26.
- Полетаев В. А. Технология автоматизированного производства лопаток газотурбинных двигателей / Полетаев В. А. – М. : Машиностроение, 2006. – 257 с.

Поступила в редакцию 14.03.2016

Мозговий В.Ф., Березовський Є.К., Панасенко В.О. Формоутворення широкохордної вентиляторної лопатки ТРДД на фрезерних верстатах з ЧПК

Представлено практичний досвід рішення технологічної задачі обробки вентиляторної широкохордної лопатки на фрезерних верстатах з ЧПК із забезпеченням необхідніх конструкторських параметрів. Розглянуто досвід застосування суцільнотвердосплавних фрез та фрез з механічним кріпленням твердосплавних пластин для досягнення максимальної продуктивності.

Ключові слова: авіаційний двигун, тітановий сплав, лопатка, хвостовик, верстат з ЧПК, фреза, деформування, швідкість різання, шорсткість, подача.

Mozgovoi V., Berezovskii E., Panasenko V. Fabrication extansive fan-driven blade of aircraft engines on milling CNC machine

Practical experience of the decision of a technological problem processing blade on milling machines CNC with maintenance of demanded design parametres is presented. Considered application experience mills tools with mechanical fastening plates for achievement of the maximum productivity.

Key words: aviation engine, titanium alloy, shovel, shaft, CNC machine, milling, deformation, speed of cutting, a roughness, giving.

УДК 621.791.05

Канд. техн. наук Г. В. Пухальская¹, И. Б. Марков²

¹Запорожский национальный технический унивнерситет, ²АО «Мотор Сич», г. Запорожье

ОПРЕДЕЛЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ В РАЗЛИЧНЫХ ЗОНАХ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТЗ-1

На образцах определены механические свойства сварных соединений по отношению к основному металлу и размеры зон с минимальным уровнем механических свойств.

Ключевые слова: титановые сплавы, сварные соединения, механические свойства, зона снижения свойств, место разрушения.

Повышение ресурса и надежности газотурбинных двигателей (ГТД) является актуальной задачей. Одними из наиболее нагруженных деталей в конструкции ГТД являются детали роторной части компрессора — лопатки вентилятора и компрессора. Лопатки изготавливают из двухфазных титановых сплавов ВТ3-1, ВТ8, ВТ9 и др.

Различные повреждения лопаток в процессе эксплуатации, с учетом высокой стоимости деталей, требуют разработки рациональных технологий ремонта.

Для ремонта повреждений на лопатках необходимо применение сварки.

В данном исследовании рассматривали вариант ремонта лопаток с заменой поврежденного фрагмента. Для обеспечения высокого качества сварных швов, повторяемости процесса, минимальной зоны термического влияния и минимальных деформаций деталей для приварки фрагмента выбран метод электронно-лучевой сварки (ЭЛС).

Однако двухфазные титановые сплавы являются ограниченно свариваемыми [1], при сварке происходят структурные изменения и снижаются механические свойства. Для обеспечения эксплуатационных свойств восстановленных деталей, актуальной задачей является применение методов упрочнения для сварных соединений [2]. В этой связи необходимо уточнить расположение зон в сварных соединениях, в которых происходит снижение механических свойств, а также определить фактический уровень механических свойств, а такжи свойств в этих зонах.

В настоящей работе рассмотрены вопросы, касающиеся определения механических свойств в различных зонах сварных соединений.

Методика

Исследования прочностных свойств сварных соединений проводили на образцах, применительно к ремонту лопаток вентилятора из материала ВТ3-1 с заменой поврежденного фрагмента и приваркой вставки методом ЭЛС. Сварку образ-

цов выполняли с двух сторон на установке ЭЛУ-20. Предел прочности определяли на плоских образцах, тип XIII, по ГОСТ 6996-66 [3], при этом испытывали 10 цельных и 10 сварных образцов. Испытания проводили на установке INSTRON-8862 при скорости перемещения захватов 15 мм/мин. Установка оснащена компьютерной системой управления и по результатам испытаний получали графическую зависимость изменения усилия во времени. Также проводили замеры микротвердости на макрошлифах в поперечном сечении сварных соединений. Микротвердость измеряли на микротвердомере MM7T фирмы «BUEHLER» при нагрузке индентора равной 50 г в течение 10 с.

Результаты исследований и их обсуждение

Так как листы из сплава ВТ3-1 не выпускаются, то изготовление образцов выполняли по технологии, которая соответствовала технологии изготовления лопаток.

Технология включает следующие основные операции:

 порезка исходного прутка на заготовки и подготовка торцев;

- осадка исходных заготовок;

- прокатка на полосы;

- термообработка и удаление поверхностного окисленного слоя;

- изготовление цельных образцов для проведения механических испытаний и заготовок для сварных образцов;

- сварка и термообработка;

- изготовление сварных образцов;

Образцы изготавливали в следующей последовательности:

1. Порезка исходного прутка Ø 45 мм на мерные заготовки длиной 300 мм на ленточной пиле, снятие фасок на торцах деталей.

2. Предварительная осадка прутков с подогревом до высотного размера 27...29 мм на молоте ковочном. 3. Прокатка в нагретом состоянии предварительно осаженных прутков на полосы в продольном направлении на двухвалковом прокатном стане. Температура начала прокатки 10^{±10} °C.

Прутки прокатывались за несколько проходов, с промежуточным подогревом остывших полос на температуру $T = 910^{\pm 10^{\circ}}$ С, до толщины $5^{+0.5}$ мм, ширина прокатанных полос 65^{+5} мм.

4. Изотермический отжиг в камерной электропечи по режиму: T = 910 °C, выдержка 1 ч, охлаждение с печью до T = 750 °C, выдержка 1 ч, охлаждение на воздухе, стабилизирующий отжиг при T = 530 °C.

5. Удаление окисленного слоя, образовавшегося в процессе обработки обдувкой, разрыхлением и травлением.

6. Фрезеровкой изготовили цельные образцы толщиной 2 мм для механических испытаний и заготовки для последующей сварки толщиной 4 мм.

7. Электронно-лучевая сварка образцов. Сварку производили с выводными планками.

8. Отжиг по следующему режиму: 1 ступень — электронно-лучевой отжиг при T = 910 °C, выдержка 10 мин, 2 ступень — печной отжиг в защитной атмосфере при T = 650 °C.

9. Фрезеровка образцов, толщиной 2 мм для проведения механических испытаний.

В процессе проведения механических испытаний сварных образцов определяли место разрушения по отношению к оси сварного шва (*B*, мм). При этом установлено (рис. 1), что разрушение сварных образцов происходило в зоне термического влияния.

Результаты механических испытаний цельных образцов приведены в табл. 1.

Результаты механических испытаний сварных образцов приведены в табл. 2.



Рис. 1. Внешний вид сварных образцов после разрушения

Таблица 1 — Механические свойства цельных образцов

№ обр.	σ ₆ , ΜΠα	δ, %
1	113,0	18,0
2	112,0	15,7
3	112,7	17,0
4	114,7	16,7
5	113,9	17,3
6	112,7	17,3
7	113,0	15,7
8	113,8	17,0
9	111,9	16,3
10	114,0	16,3
Средн.	113,2	16,7

Таблица	2 — Механические свойства	а сварных
образцов		

№ обр.	σ ₆ , ΜΠa	δ, %	В, мм
1	108,3	11,7	8,0
2	110,0	6,7	1,0
3	112,6	7,0	3,5
4	109,6	7,3	4,0
5	111,7	7,3	9,0
6	109,8	8,3	7,0
7	109,4	8,0	0,0
8	109,6	10,0	3,8
9	111,1	8,3	3,8
10	112,4	10,0	6,7
Средн.	110,4	8,5	4,68

Для определения протяженности зоны снижения свойств выполнили замеры микротвердости. Замеры выполняли на поперечных макрошлифах, по трем линиям, расположенным на разной высоте, в соответствии со схемой, приведенной на рис. 2.



Рис. 2. Схема замеров микротвердости

Результаты замеров микротвердости сварных образцов приведены на рис. 3–5.

Анализ результатов замеров микротвердости показал, что в зоне термического влияния происходит снижение микротвердости до 330HV как относительно сварного шва, имеющего микротвердость порядка 420 HV, так и основного металла, с микротвердостью 370 HV. По результатам замеров, протяженность зоны снижения механических свойств, в поперечном направлении, составляет 1,5...8,0 мм, от оси сварного шва.



Рис. 3. Результаты замеров микротвердости на образие № 13



Рис. 4. Результаты замеров микротвердости на образце № 11

ΗV



Рис. 5. Результаты замеров микротвердости на образце № 12

Сравнением расположения места разрушения образцов при механических испытаниях с результатами замеров микротвердости установлено, что разрушение образцов происходило примерно по центру зоны снижения механических свойств.

Выводы

Установлены размеры зоны снижения механических свойств для сварных образцов из сплава ВТ3-1, при этом, протяженность зоны снижения механических свойств в поперечном направлении составляет 1,5...8,0 мм от оси сварного шва.

Определено место разрушения сварных образцов, которое расположено в зоне снижения механических свойств, в среднем, на расстоянии 4,68 мм от оси сварного шва.

Фактическое снижение уровня механических свойств сварных образцов составило: $\sigma_{g} \sim 3 \%$, $\delta \sim 50 \%$.

Список литературы

- Замков В. Н. Металлургия сварки титана и его сплавов / В. Н. Замков. – К. : Наукова думка, 1986. – 240 с.
- Сайдахмедов Р. Х. Прогрессивные технологии производства конструкций летательных аппаратов из титановых сплавов / Р. Х. Сайдахмедов. – Ташкент : ТГАИ, 2005. – 54 с.
- Сварные соединения. Методы определения механических свойств: ГОСТ 6996-66. – М. : Стандартинформ, 2006. – 44 с.

Поступила в редакцию 10.05.2016

Пухальська Г.В., Марков І.Б. Визначення механічних властивостей в різних зонах зварних з'єднань з титанового сплава ВТЗ-1

На зразках визначені механічні властивості зварних з'єднань по відношенню до основного металу і розміри зон з мінімальним рівнем механічних властивостей.

Ключові слова: титанові сплави, зварні з'єднання, механічні властивості, зона зниження властивостей, місце руйнування.

Pukhal'skaya G., Markov I. Determination of welded joints mechanical properties of the BT3-1 titanium alloy in various zones

There were determined the specimen mechanical properties in comparison with the core metal and size of zones with minimum mechanical properties.

Key words: titanium alloys, welded joints, mechanical properties, area reduction properties, place of destruction.

УДК 669.018.28

С. Г. Маковский¹, В. В. Лукинов¹, Э. И. Цивирко², В. А. Шаломеев²

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

НАНОТЕХНОЛОГИЯ В ПОВЫШЕНИИ СВОЙСТВ ЛИТЕЙНЫХ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Исследовано влияние углеродных наночастиц на микро-, макроструктуру и механические свойства магниевого сплава МЛ-5. Установлено, что наночастицы углерода оказывают положительное влияние на свойства пластичности сплава МЛ-5.

Ключевые слова: магниевый сплав, наночастица, модифицирование, компактированные брикеты, механические свойства, интерметаллидная фаза.

В связи с постоянным ужесточением требований к новым авиационным изделиям по массе и топливной экономичности особенно актуальным является повышение свойств магниевых сплавов. Литейные магниевые сплавы являются наиболее легкими конструкционными материалами, что позволяет их широко использовать для изготовления корпусных деталей авиационных двигателей и узлов трансмиссий вертолетов. Ввиду того, что магниевые сплавы в 1,5 раза легче алюминиевых сплавов, в 4 раза легче стали, их применение, особенно в фасонном литье, дает снижение весовых характеристик изделия на 25-30 % [1]. Межлу тем. применение литейных магниевых сплавов ограничивается такими факторами, как сравнительно невысокие механические свойства при комнатной температуре и низкая жаропрочность. В настоящее время в авиационной промышленности существует потребность в высокопрочных литейных магниевых сплавах с пределом проч-

ности $\sigma_{e} = 260...300$ МПа и выше, имеющих повышенную коррозионную стойкость [2].

В течение последнего десятилетия в странах с высокоразвитой аэрокосмической индустрией, в т. ч. в России, США, Великобритании, Германии, Франции, Китае и Японии активно ведутся разработки в области применения наноматериалов и нанотехнологий при усовершенствовании существующих и разработке новых конструкционных материалов с уникальными свойствами [3, 4].

Для литья корпусных деталей авиационного назначения широко используются магниевые сплавы системы Mg-Al-Zn. Присутствие алюминия в этой системе требует, чтобы данные сплавы подвергались измельчению зерна. До настоящего времени разработан ряд методов измельчения зерна в магниевых сплавах, содержащих алюминий, в т. ч. перегрев расплава, модифицирование углеродом, Эльфиналь — процесс, естественное модифицирование путем контроля содержа ния примесей, а также введение частиц металлов и неметаллов. Несмотря на это, для данной группы сплавов в настоящее время отсутствует подходящий модификатор, оказывающий устойчивый модифицирующий эффект и являющийся простым в применении [5].

На современном этапе развития технологии литейного производства одним из новейших направлений в повышении свойств магниевых сплавов является исследование по введению наночастиц металлов, керамики и углеродсодержащих материалов [6–8]. Большой интерес, в частности представляет модифицирование расплава углеродными наночастицами. Несмотря на большой объем научных исследований в этом направлении, влияние модифицирования углеродом на свойства литейных магниевых сплавов является недостаточно изученным, при этом четкое объяснение механизма модифицирования углеродом отсутствует.

Углерод представляет интерес благодаря свойству аллотропии. Природная кристаллическая форма углерода — графит имеет благоприятные факторы по отношению к магнию. В частности, графит имеет сходную с магнием гексагональную структуру; в кристаллическом состоянии углерод термодинамически наиболее устойчив [9].

Введение углеродных наночастиц сопряжено, однако, с рядом трудностей. Основная проблема заключается в обеспечении высокой воспроизводимости введения заданной концентрации углеродных наночастиц в жидкий сплав, исключая при этом внесение избыточного углерода, негативно влияющее на коррозионную стойкость магниевого сплава. Кроме того, наноразмерные частицы имеют тенденцию при введении не распределяться в материале равномерно, а образовывать конгломераты.

Целью настоящей работы является исследование влияния введения углеродных наночастиц на структурообразование и физико-механические свойства отливок из магниевого сплава МЛ5.

© С. Г. Маковский, В. В. Лукинов, Э. И. Цивирко, В. А. Шаломеев, 2016

В задачи исследования входит определение эффективности введения наночастиц углерода в расплав в форме компактированных брикетов; изучение влияния наночастиц углерода на морфологию составляющих структуры магниевого сплава МЛ5; определение зависимости между морфологией структуры сплава и его пластичностью.

Химический состав сплава МЛ-5 соответствует ГОСТ 2856-68. В сплаве опытной плавки № 27-1 содержание алюминия было ближе к верхнему допустимому пределу (табл. 1).

Сплав модифицировали углеродистыми веществами путем введения в расплав готовых наночастиц углерода. Одновременно с наночастицами углерода вводили порошок технического мела.

Мел при модифицировании расплава разлагается по следующей реакции:

$$CaCO_3 \rightarrow CaO + CO_2;$$
 (1)

$$2Mg + CO_2 \rightarrow 2MgCO + C.$$
 (2)

В качестве углеродного модификатора был использован графитовый препарат (ГП) с размером наночастиц 218 мкм (рис. 1). Для ввода наночастиц ГП в расплав были изготовлены компактированные брикеты (таблетки) (рис. 2). В качестве наполнителя, способствующего равномерному распределению наночастиц в объеме расплава, использовали мел молотый природный марки «А». В состав таблеток модификатора в небольшом количестве входила техническая сера (~7,5 % от массы таблетки).

Магниевый сплав МЛ-5 выплавляли в индукционной тигельной печи типа ИПМ-500 по серийной технологии. Расплав рафинировали флюсом ВИ-2 в раздаточной печи при температуре 760 °С. Расплав отбирали ручным ковшом. Компактированные брикеты модификатора вводили в расплав МЛ-5 в количестве 0,03 % по массе с помощью предварительно подогретого газовым пламенем колокольчика закрытого типа. Температура расплава при введении модификатора составляла 760 °С; контроль температуры осуществлялся с помощью термопары погружения. Расплав после введения модификатора тщательно перемешивали в течение 90 с и заливали стандартные образцы для механических испытаний с рабочим диаметром 12 мм в песчано-глинистую форму.

Отлитые образцы проходили термическую обработку в печах типа Бельвью и ПАП-4М по режиму Т6: закалка при температуре 415 °C, выдержка 12 ч + старение при температуре 200 °C, выдержка 6 ч. Предел прочности при растяжении и относительное удлинение образцов определяли на разрывной машине Р5 при комнатной температуре.



Рис. 1. Частицы графитового препарата, × 200



Рис. 2. Компактированный брикет 37 % ГП; 55,5 % СаСО₃; 7,5 % S

Микроструктуру исследовали на оптическом микроскопе ф. Karl Zeiss. Металлографическим исследованием шлифов, выполненных в перпенликулярном направлении к продольной оси образцов, установили, что введение наночастиц коллоидного графита в количестве 0,030 % от массы жидкого металла не привело к заметному измельчению макрозерна. Вместе с тем, модифицирование углеродными наночастицами в такой концентрации приводит к уменьшению количества интерметаллидной фазы Mg₁₇Al₁₂ по границам зерен и ее дроблению (рис. 3, 4). Необходимо отметить, что уменьшение количества и более равномерное распределение фазы Mg₁₇Al₁₂ способствует повышению сопротивления сплава ползучести, поскольку деформация ползучести в магниевых сплавах системы Mg-Al и Mg-Al-Zn

Таблица 1 – Химический состав литейного магниевого сплава МЛ-5 (% по массе)

Сплав	Al Mn Zn Mg	Zn Mg Примеси, не бол		iee, %			
Chinas			2		Si	Fe	Cu
Плавка №27-1	8,71	0,221	0,33		0,07	0,017	0,003
МЛ-5 ГОСТ 2856-79	7,5–9,0 %	0,15–0,5 %	0,2–0,8 %	основа	0,25	0,06	0,1

происходит посредством скольжения по границам зерен; фаза $Mg_{17}Al_{12}$, имеющая точку плавления равную приблизительно 460 °C, является сравнительно мягкой при более низких температурах и не способствует фиксации межзеренных границ. Из этого следует, что введение наночастиц графита может способствовать повышению длительной прочности магниевых сплавов.



Рис. 3. Микроструктура сплава МЛ-5 без модифицирования после термообработки T6, × 100



Рис. 4. Микроструктура сплава МЛ-5 с модифицированием после термообработки T6, \times 100

В табл. 2 приведены механические свойства отдельно отлитых образцов с диаметром рабочей части 12 мм до и после модифицирования в состоянии термообработки по режиму T6.

Результаты испытаний образцов из модифицированного сплава МЛ-5 показали, что введение углеродных наночастиц уже в количестве менее 0,03 % от массы жидкого металла приводит к повышению пластичности, а именно относительного удлинения, в ~ 1,5 раза. Модифицирование наночастицами в таком количестве, однако, не оказало влияния на измельчение зерна и требует проведения дальнейших исследований.

Выводы

1. Получаемая в результате модифицирования дисперсная интерметаллидная фаза со стабилизированными размерами обеспечивает повышение пластичности сплава в ~ 1,5 раза;

2. Модифицирование магниевого сплава МЛ-5 наночастицами коллоидного графита приводит к уменьшению количества интерметаллидной фазы $Mg_{17}Al_{12}$ по границам зерен и ее дроблению;

3. Введение в расплав углеродных наночастиц в форме компактированных брикетов представляет эффективный и малозатратный способ модифицирования;

4. Модифицирование углеродными наноматериалами является перспективным методом повышения свойств литейных магниевых сплавов, требующим проведения дальнейших исследований на расширенной партии плавок для достижения устойчивого модифицирующего эффекта.

Технология	Временное сопротивление _{<i>G_e</i>} (МПа)	Относительное удлинение, %
Без модифицирования	235-243	<u>2,0-2,6</u>
	238,6	2,20
С модифицированием	235-243	<u>2,0-4,6</u>
	238,6	3,30
Требование ГОСТ 2856-79	≥235	≥ 2

Таблица 2 — Механические свойства образцов из сплава МЛ-5 до и после модифицирования в состоянии термообработки по режиму Т6

Список литературы

- Мухина И. Ю. Структура и свойства новых литейных магниевых сплавов / Мухина И. Ю. // Литейное производство. – 2011. – № 12. – С. 12–15.
- Мухина И. Ю. Перспективные литейные магниевые сплавы / Мухина И. Ю., Дуюнова В. А., Уридия З. П. // Литейное производство. – 2013. – № 5. – С. 2–5.
- Наноматериалы и нанотехнологии / [Богуслаев В. А., Качан А. Я., Калинина Н. Е. и др.] Запорожье, АО «Мотор Сич». – 2014. – 208 с.
- Головин Ю. И. Основы нанотехнологий / Головин Ю. И. – М. : Машиностроение, 2012. – 656 с.
- David H. StJohn, Ma Qian, Mark A. Easton, Peng Cao, and Hildebrand Grain refinement of magnesium alloys // Metallurgical and materials transactions. – Volume 36A, JULY 2005–1669.
- Hai Zhi Ye, Xing Yang Liu Review of recent studies in magnesium matrix composites // Journal of materials science 39 (2004). – P. 6153– 6171.
- 7. Jayaraman Jayakumar Recent Development and

Challenges in Synthesis of Magnesium Matrix Nano Composites / Jayaraman Jayakumar, B. K. Raghunath, T. H. Rao. – A Review. International Journal of Latest Research in Science and Technology ISSN (Online) : 2278–5299. – Vol. 1. – Issue 2 : P. 164–171, July-August (2012) http://www.mnkjournals.com/ijlrst.htm.

- Comments by University of California [Електронний ресурс] <u>www.dailytechinfo.org/нанотехнологии /</u>
- Мелешко А. И. Углерод, углеродные волокна, углеродные композиты / Мелешко А. И., Половников С. П. – М. : «САЙЕНС ПРЕСС», 2007. – 192 с. : ил.

Поступила в редакцию 12.05.2016

Маковський С.Г., Лукінов В.В., Цивірко Є.І., Шаломєєв В.А. Нанотехнологія у підвищенні властивостей ливарних магнієвих сплавів

Виконано дослідження впливу вуглецевих наночасток на мікро- та макроструктуру та механічні властивості магнієвого сплаву МЛ5. Встановлено, що наночастки вуглецю справляють позитивний вплив на властивості пластичності сплаву МЛ5.

Ключові слова: магнієвий сплав, наночастка, модифікування, компактовані брикети, механічні властивості, інтерметалідна фаза.

Makovskyi S., Lukinov V., Zyvirko E., Shalomeyev V. Nanotechnology in improvement of cast magnesium alloy properties

Influence of carbonaceous nanoparticles on micro- and macrostructure as well as on mechanical properties of $M\Pi$ -5 magnesium alloy has been studied. It has been established that the carbon nanoparticles positively influence ductility properties of $M\Pi$ -5 alloy.

Key words: magnesium alloy, nanoparticle, inoculation, compacted pellets, mechanical properties, intermetallic phase.

УДК 658.52.011.56;621.771.06

А. Н. Миронов, канд. техн. наук О. Е. Потап, канд. техн. наук И. Г. Тригуб

Национальная металлургическая академия Украины, г. Днепропетровск

МЕТОД НЕПРЯМОЙ ОЦЕНКИ ВЕЛИЧИНЫ НАТЯЖЕНИЯ ПРОКАТА В ОДНОНИТОЧНОЙ ЧЕРНОВОЙ ГРУППЕ КЛЕТЕЙ НЕПРЕРЫВНОГО МЕЛКОСОРТНОГО СТАНА

Основной задачей автоматизации непрерывных мелкосортных станов является настройка и поддержание рационального скоростного режима прокатки, а также минимизация потерь металла. В статье проанализированы проблемы управления скоростным режимом прокатки на непрерывных мелкосортных станах и рассмотрены существующие методы оценки уровня натяжения проката. Полученные в ходе исследований результаты компьютерного имитационного моделирования подтвердили идею использования сигнала напряжения и_{рп} с выхода регулятора петли в промежутке между группами клетей в качестве информации о величине суммарной вытяжки в непрерывной черновой группе клетей. Предложен метод непрямой оценки величины натяжения в черновой группе клетей HMC.

Ключевые слова: непрерывный мелкосортный стан, натяжение, вытяжка, прокат, автоматизация, черновая группа клетей.

Введение

Сортамент выпускаемой продукции на непрерывных мелкосортных прокатных станах (НМС) включает в себя широкий спектр профилей [1]. В авиастроении мелкосортный профиль востребован при производстве профиля для пластин коллектора - одного из основных и наиболее ответственных узлов тягового двигателя постоянного тока. При недостаточно высоком качестве обработки пластин коллектора, нестабильности геометрических размеров сечения, а также в случае наличия на их поверхностях вмятин и выступов, неизбежно искрение щеток и повреждение двигателя. К причинам столь низкого качества пластин можно отнести влияние ряда технологических возмущений в ходе прокатки (изменение температуры, размеров и механических свойств заготовки). Необходимо комплексное изучение, анализ и совершенствование существующих способов управления технологическим процессом прокатки.

Состояние вопроса и постановка задачи

Наиболее эффективным каналом управления поперечными размерами при производстве мелкосортных профилей на НМС является корректировка скорости вращения валков клетей [1]. Подстройка скоростного режима прокатки невозможна без оценки величины натяжения проката [2]. Сложность корректировки скорости вращения валков в зависимости от изменения величины натяжения заключается в отсутствии соответствующих измерителей фактических разме-

© А. Н. Миронов, О. Е. Потап, И. Г. Тригуб, 2016

ров проката и величины натяжения [1, 2]. Целью данной работы является определение величины натяжения проката при изменении возмущающих параметров процесса прокатки в однониточной черновой группе клетей НМС.

Анализ публикаций по теме исследования

Анализ литературных источников показывает, что исследователи уделяют наибольшее внимание проблемам управления скоростным режимом однониточных чистовых групп клетей [1-5]. Значительно меньше изучены вопросы управления скоростным режимом прокатки в черновой группе клетей. Вместе с тем оценка величины натяжения в черновой группе клетей позволит усовершенствовать работу системы автоматического регулирования скорости (САРС) вращения валков и таким образом минимизировать нестабильность площади поперечного сечения подката на входе в чистовую группу клетей. На НМС в САРС применяется непрямой метод оценки величины натяжения [4], основанный на измерении якорного тока электродвигателей, изменение которого пропорционально изменению усилия и момента прокатки. Недостаток метода заключается в скачкообразном изменении усилия и момента прокатки, которое вызвано колебаниями температуры проката, размеров его поперечного сечения по длине, влиянием натяжения при заходе полосы в следующую клеть.

Существует метод регулирования натяжения по изменению величины якорного тока с ограничением времени регулирования [5]. При прокатке на двухниточных станах применение данного метода осложняется дополнительным изменением усилия и момента прокатки, вызванного заполнением соседней нитки полосой.

Исходя из перечисленных недостатков известных методов оценки и регулирования натяжения, разработка и внедрение альтернативного, более точного, метода оценки является актуальной научно-технической задачей, решение которой позволит усовершенствовать работу САРС вращения валков черновой группы клетей.

Описание исследования

Известно, что при увеличении натяжения площадь поперечного сечения уменьшается из-за неполного заполнения калибров металлом [3]. Это приводит к увеличению вытяжки прокатываемой полосы λ — отношению площади поперечного сечения заготовки S_z к площади поперечного сечения проката S_7 на выходе из седьмой клети черновой группы (рис. 2)

$$\lambda = \frac{S_z}{S_7} \,. \tag{1}$$

Кривая изменения площади поперечного сечения $S_{\gamma}(t)$ по длине проката (рис. 1) принимает характерную «лыжеобразную» форму, так как передний и задний концы проката из-за действия натяжения будут иметь большее поперечное сечение, чем его середина, что, в свою очередь, связано с большим натяжением в середине проката и меньшим натяжением на краях [4].



Рис. 1. Кривая изменения плошали поперечного



Рис. 2. Кривые изменения коэффициента вытяжки: 1 — при прокатке с натяжением; 2 — при прокатке без натяжения

Технологически затруднительно непосредственно измерить вытяжку прокатываемой заготовки [6]. Поэтому для решения поставленной задачи может быть использована информация о величине свободной петли проката в промежутке между черновой и чистовой группами клетей [2, 4]. Изменения вытяжки будут проявляться в изменениях величины этой петли Δl_n , в связи с чем для анализа изменения вытяжки была предложена идея использования сигнала напряжения u_{pn} с выхода регулятора петли (РП) системы автоматического регулирования петли (САРП) в промежутке между группами клетей (рис. 3) [4].

Ввиду сложности проведения экспериментальных исследований на реальном промышленном объекте анализ взаимосвязи между напряжением u_{pn} и вытяжкой λ , с учетом влияния возмущающих воздействий на сигнал u_{pn} , выполнен на известной динамической модели процесса прокатки в черновой группе непрерывного мелкосортного стана [7].

Фрагмент структурной схемы модели (рис. 4) [7] содержит подсистемы моделирования процесса



Рис. 3. Система автоматического регулирования петли:

 l_n^* — заданное значение длины стрелы петли, l_n — фактический размер стрелы петли (сигнал от датчика петли

ДП), Δl_n – рассогласование, поступающее на вход РП



Рис. 4. Фрагмент схемы динамической модели в пакете MATLAB Simulink

деформации металла в последний черновой (7-я клеть) и первой чистовой клетях (8-я клеть), подсистему моделирования изменения стрелы петли металла в межклетевом промежутке, подсистему моделирования работы электропривода чистовой клети с системой подчиненного регулирования частоты, а также модель САРП.

Динамическая модель реализована в Matlab/ Simulink. В качестве задающих воздействий использованы входные параметры прокатки профиля \emptyset 8 мм в черновой и чистовой группах клетей мелкосортного стана 250-1 ОАО «Арселор Миттал Кривой Рог» [7]. При этом в качестве технологических возмущений заданы линейное изменение температуры по длине заготовки (от 1175 °C до 1125 °C), а также изменение размеров заготовки в пределах ±5 % [7]. Полученные в результате моделирования осциллограммы изменения суммарной вытяжки λ и напряжения на выходе регулятора петли

 u_{pn} приведены на рис. 5 [4]. Анализ характера изменения этих параметров выполнен путем сопоставления («наложения») указанных осциллограмм (см. рис. 5) [4]. Поскольку значения суммарной вытяжки λ и напряжения на выходе регулятора петли u_{pn} отличаются на порядок, для сопоставления осциллограмм введен коэффициент масштабирования значений выходного напряжения регулятора петли по оси ординат.





Выполненная авторами работы [4] адаптация и анализ характера изменения осциллограмм вытяжки λ и напряжения u_{pn} позволяют судить об их качественном соответствии. Это свидетельствует о наличии взаимосвязи между напряжением на выходе регулятора петли и суммарной вытяжкой в непрерывной черновой группе клетей.

Сигнал напряжения u_{pn} с выхода регулятора петли имеет ступенчатую форму (рис. 5). Каждый переход характеризует момент входа полосы в *i*-ю клеть и имеет различное значение, что объясняется влиянием натяжения. Для последующей локализации очага роста натяжения проката необходима оценка величины на выходе из каждой клети. Эта задача технически реализуема путем применения датчиков наличия проката в каждой клети. Результат имитационного моделирования работы этих датчиков для получения временных диаграмм нахождения полосы в каждой клети представлен на рис. 6.



Рис. 6. Временная диаграмма нахождения полосы в клетях

Изменение вытяжки λ , а, следовательно, и сигнала с выхода регулятора u_{pn} , связано с изменением натяжения под действием внешних возмущающих факторов (изменения геометрических размеров подката и температуры).

Для анализа изменения натяжения и оценки влияния основных технологических возмущений

№	Температура <i>T</i> , °С	Высота <i>h</i> , м	Ширина b, м	Скорость валков <i>ω</i> 7, об/с	Натяжение	Сигнал напряжения <i>u_{pni}</i> В
1	1150	0,08	0,08	6,02	18,91	-0,3
2	1125	0,08	0,08	6,02	20,36	-0,216
3	1175	0,08	0,08	6,02	17,55	-0,384
4	1150	0,076	0,08	6,02	19,7	-0,246
5	1150	0,084	0,08	6,02	18.19	-0,349
6	1150	0,08	0,076	6,02	21,59	-0,122
7	1150	0,08	0,084	6,02	16,34	-0,485
8	1150	0,08	0,08	5,8	19,95	-0,225
9	1150	0.08	0.08	6.23	17 87	-0.377

Таблица 1 – Пример плана однофакторного эксперимента для седьмой клети

на величину сигнала с выхода регулятора петли u_{pn} использованы методы планирования эксперимента. Разработан график планов экспериментов для каждой из семи клетей (табл. 1), и проведены машинные эксперименты на вышеуказанной динамической модели процесса прокатки в черновой группе НМС. В результате получена система уравнений — линейная многомерная математическая модель, которая связывает напряжение с выхода регулятора петли u_{pni} (в момент появления проката в *i*-й клети) с температурой *T*, размерами заготовки (шириной *h* и высотой *b*) и скоростью вращения валков клети ω_{pi} .

Коэффициенты линейной модели определены на основе обработки данных всех машинных экспериментов методами многомерной линейной регрессии (методом наименьших квадратов).

$$\begin{aligned} u_{pn1}^{*} &= -0,003 \cdot T - 12,88 \cdot h - 45,38 \cdot b - 0,35 \cdot \omega_{1} + 10,35 \\ u_{pn2}^{*} &= -0,003 \cdot T - 13,63 \cdot h - 47,13 \cdot b - 0,31 \cdot \omega_{2} + 10,53 \\ u_{pn3}^{*} &= -0,003 \cdot T - 14 \cdot h - 48.59 \cdot b - 0,05 \cdot \omega_{3} + 9,16 \\ u_{pn4}^{*} &= -0,003 \cdot T - 13 \cdot h - 50.4 \cdot b - 0,06 \cdot \omega_{4} + 9,03 \\ u_{pn5}^{*} &= -0,003 \cdot T - 14 \cdot h - 50 \cdot b - 0,03 \cdot \omega_{5} + 8,95 \\ u_{pn6}^{*} &= -0,003 \cdot T - 15 \cdot h - 52.3 \cdot b - 0,16 \cdot \omega_{6} + 9,96 \\ u_{pn7}^{*} &= -0,003 \cdot T - 14,9 \cdot h - 51.9 \cdot b - \omega_{7} + 16,14 \end{aligned}$$

Таким образом, полученная система уравнений (2) позволяет вычислить значения напряжения с выхода регулятора петли u_{pni} (в момент появления проката в *i*-й клети) для заданных параметров прокатки [7]. Прогнозируемый график изменения u_{pni}^* при заполнении прокатом семи клетей черновой группы для заданных параметров (T = 1150 °C, h = 0,08 м, b = 0,08 м) представлен на рис. 7.



Рис. 7. Изменение напряжения с выхода регулятора петли u_{pn} при заполнении прокатом семи клетей: u_{pn} – измеренное, u_{pni}^* – прогнозируемое (расчетное)

Предлагаемый метод непрямой оценки состоит в сравнении прогнозируемого (расчетного) значения сигнала u^*_{pni} с измеренным на выходе регулятора петли u_{pn} (см. рис. 7).

$$\Delta u_{pni} = u_{pn} - u^*_{pni}.$$
 (3)

По величине рассогласования (3) можно косвенно оценить величину натяжения проката в каждом межклетевом промежутке.

Выводы и перспективы дальнейших исследований

Полученные в ходе исследований результаты компьютерного имитационного моделирования подтвердили идею использования сигнала напряжения u_{pn} с выхода регулятора петли САРП в промежутке между группами клетей для оценки суммарной вытяжки в непрерывной черновой группе. Получена временная диаграмма наличия полосы в каждой клети черновой группы, проанализирован характер изменения вытяжки на выходе из каждой клети. Предложен метод непрямой оценки величины натяжения в черновой группе клетей НМС. Дальнейшие исследования метода будут проведены при моделировании процесса двухниточной прокатки.

Список литературы

- Пустыльник М. П. Системы регулирования межклетевых усилий на однониточных сортовых прокатных станах / М. П. Пустыльник, В. Н. Куваев, А. П. Егоров // АСУТП и средства автоматизации черной металлургии на базе микропроцессорной техники. – М.: Металлургия, 1986. – С. 74–79.
- Егоров В. С. Модель передачи межклетевых усилий по стану при непрерывной сортовой прокатке / В. С. Егоров, О. Е. Потап // Теоретические проблемы прокатного производства : тез. докл. IV Всесоюз. науч.-техн. конф., Ч. І. – Днепропетровск, 1988. – С. 203–205.
- Бадюк С. И. Текущее состояние сортопрокатного производства Украины / С. И. Бадюк, Д. Г. Паламарь, В. Г. Раздобреев // Вестник Нац. техн. ун-та «ХПИ» : сб. науч. тр. Темат. вып. : Новые решения в современных технологиях. – Харьков : НТУ «ХПИ». – 2011. – № 46. – С. 116–126.
- Автоматизация технологических процессов на мелкосортных прокатных станах: монография / А. С. Бешта, В. Н. Куваев, О. Е. Потап, А. П. Егоров. – Днепропетровск : Журфонд, 2014. – 283 с., ил.
- А. с. 1397110 (СССР). Устройство стабилизации натяжения проката на непрерывном стане / А. П. Егоров, В. С. Егоров, М. П. Пустыльник В. И. Стахно, В. С. Ткачев (СССР). –

№ 4097500 ; заявл. 16.07.1986 ; опубл. 23.05.1988 ; Бюл. № 19.

- Миронов А.Н., Потап О.Е., Тригуб И.Г., Современные проблемы производства проката на непрерывных мелкосортных станах. – Днепропетровск: Системные технологии: 2016. – С. 68-72.
- Потап О. Е. Информационное обеспечение системы принятия решений о качестве настройки режима прокатки в черновой группе клетей мелкосортного стана / Потап О. Е., Егоров А. П., Меледин Н. В. // Інформаційне забезпечення систем прийняття рішень в економіці, техніці та організаційних сферах. – Донецьк. – 2013. – С. 315–323.

Поступила в редакцию 18.05.2016

Миронов О.М., Потап О.Ю., Тригуб І.Г. Метод непрямої оцінки величини натягу прокату в однонитковій чорновій групі клітей безперервного дрібносортного стану

Основним завданням автоматизації безперервних дрібносортних станів є налагодження та підтримка раціонального швидкісного режиму прокатки, а також мінімізація втрат металу. У статті проаналізовано проблеми управління швидкісним режимом прокатки на безперервних дрібносортних станах і розглянуто існуючі методи оцінки рівня натягу прокату. Отримані під час досліджень результати комп'ютерного імітаційного моделювання підтвердили ідею використання сигналу напруги ирп з виходу регулятора петлі проміжку між групами клітей в якості інформації про величину сумарної витяжки в безперервній чорновій групі клітей. Запропоновано метод непрямої оцінки величини натягу в чорновій групі клітей БДС.

Ключові слова: безперервний дрібносортний стан, натяг, витяжка, прокат, автоматизація, чорнова група клітей.

Mironov A., Potap O., Trigub I. The indirect method of estimating the value of the tension in the single-stranded roughing mill continuous light-section mill

The main task of the automation of continuous small-section mill is to set up and maintaining a rational high-speed mode of rolling, as well as the minimization of metal losses. The article analyzes the problems of management of high-speed rolling mode on continuous small-section mills and reviewed the existing methods of valuation rolling tension level. The results of the computer simulation were obtained. It was confirmed the idea of using the output signal voltage u_{pII} from loop controller between groups stands as information about the amount of total stretching in cages continuous roughing group.

Key words: continuous small-section mill, tension, extractor hood, rolling, automation, roughing mill stands.

УДК 629.7.036:539.4

О. Н. Бабенко, Т. И. Прибора

Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье

МЕТОДЫ РЕГУЛИРОВАНИЯ ЧАСТОТ СОБСТВЕННЫХ КОЛЕБАНИЙ РАБОЧИХ ЛОПАТОК КОМПРЕССОРА ГТД

Рассмотрены особенности новых технических решений повышения надежности наиболее нагруженных деталей — рабочих лопаток компрессора. Наиболее уязвимой является входная кромка на лопатках I-й ступени компрессора АД. Причиной зарождения трещин усталости на лопатках компрессора являются повышенные вибрационные напряжения. Рассмотрены варианты формообразования пера в пределах допустимых отклонений основных размеров

Ключевые слова: виброчастотные характеристики, демпфирующие свойства лопаток, частоты собственных колебаний, модальный анализ, численный метод.

Введение

Повышение эксплуатационных характеристик газотурбинных двигателей: энерговооруженности, ресурса, надежности, снижение стоимости их серийного производства и ремонта, является одной из важнейших задач авиадвигателестроения.

Развитие авиационных двигателей связано с усложнением конструкции изделий, оптимизацией запасов прочности. Это в свою очередь требует изыскания новых технических решений повышения надежности наиболее нагруженных деталей — рабочих лопаток компрессора, определяющих ресурс авиационных двигателей.

Формулирование проблемы

С ростом наработки двигателей при различных условиях эксплуатации, влияющих на состояние воздушного потока, происходит изменение геометрических параметров и качества поверхности пера рабочих лопаток компрессора, что существенно влияет на их виброчастотные характеристики, выносливость и демпфирующие свойства, а соответственно и на запас прочности.

При этом, главной причиной разрушения попрежнему остается наличие резонансных явлений в диапазоне частот собственных колебаний лопаток. Это приводит к необходимости смещения частот в безопасную область, путем ручной доработки пера лопаток на завершающем этапе технологического процесса с повторным частотным контролем по всем «опасным» формам колебаний.

В итоге, значительно повышается трудоемкость обработки, искажается геометрия профиля пера и снижается качество поверхности после финишных операций; появляется большое количество (до 30...40 %) неисправимого несоответствия по

частотам (если регулируемые размеры пера лопатки приближаются к минимальным предельным, т. е. отсутствует припуск на доработку). Решение задачи осложняется при отстройке лопаток по нескольким формам колебаний, что в значительной мере повышает актуальность исследований.

Решение проблемы

Анализ отказов ГТД в процессе эксплуатации показывает, что большинство разрушений лопаток компрессоров имеет усталостный характер, поэтому проблема обеспечения их несущей способности имеет важное значение в связи с ужесточающимися условиями работы и режимами эксплуатационной нагруженности.

Лопатки осевого компрессора являются первыми движущимися деталями, которые встречаются с посторонним телом, попавшим во входное устройство двигателя. Так как каждый следующий за рабочим колесом ряд направляющих лопаток неподвижен и препятствует движению посторонних частиц, которое сообщается им потоком воздуха и рабочими лопатками, то в многоступенчатом компрессоре повреждения наносятся многим лопаткам. Большая чувствительность осевого компрессора к повреждениям от попадания посторонних тел определяется в основном наличием у лопаток тонких входных и выходных кромок. Лопатки изготовлены из титановых сплавов, поэтому появление повреждений поверхности пера или кромок лопатки в виде забоин, рисок, увеличивающих уровень локальных вибронапряжений (за счет появления резкого концентратора напряжений) повышает вероятность их разрушения от усталости (рис. 1).

© О. Н. Бабенко, Т. И. Прибора, 2016



Рис. 1. Лопатки І-й ступени КВД двигателя Д-36 с повреждениями пера

Результаты исследования и анализ материалов по поломкам лопаток на разных типах двигателей свидетельствуют о том, что причиной зарождения и развития трещин усталости на лопатках компрессора являются повышенные вибрационные напряжения от высокочастотных форм колебаний на рабочих режимах двигателя.

Эрозионное повреждение на поверхности пера лопаток может быть вызвано песком, пылью, частицами воды и т. п. Можно утверждать, что наиболее уязвимой является входная кромка на лопатках I-й ступени компрессора АД.

Проведенный анализ показал, что в эксплуатации разрушения лопаток от усталости происходят из-за повреждений при соударении с посторонними предметами, а также вызванных эрозионными процессами. При этом имеют место случаи разрушений от усталости из-за наличия технологических дефектов. Следует отметить, что наиболее слабым местом на лопатках двигателей Д-36 является входная кромка.

С целью повышения ресурса рабочих лопаток компрессора проведено изменение частотных характеристик лопаток. Для определения диапазона возможного регулирования частоты собственных колебаний технологическими методами, были рассмотрены варианты формообразования пера (рис. 2) в пределах допустимых отклонений основных размеров С вх, С вых, С мах, В.

Числовые значения частот собственных колебаний, рассчитанных для выше перечисленных форм пера лопатки представлены в табл. 1 [1].

Известно, что частоты собственных колебаний лопаток с увеличением наработки смещаются в правую резонансно опасную область, так как у периферии лопатка становится тоньше, чем в прикомлевой зоне. Этот факт является основой выбора геометрии пера.

Средние арифметические значения частот комплекта новых лопаток были взяты из протоколов измерений рабочих лопаток І-й ступени КНД

f1- 335,69 Гц – частота 1 изгибной формы собственных колебаний лопатки;



Рис. 2. Варианты формообразования пера в пределах допустимых отклонений основных размеров:

«Прямой клин» – уменьшение параметров геометрии к периферии пера;

«Обратный клин» - уменьшение параметров геометрии к прикомлевой части пера»;

«Эквидистантная форма» — постоянная величина параметров геометрии по всей длине пера по среднему значению допуска; «Х-образная форма» — при этой форме максимальные параметры геометрии пера у прикомлевой и периферийной части, а минимальные в средних сечениях;

«Ромбовидная форма» — при этой форме минимальные параметры геометрии пера у прикомлевой и периферийной части, а в средних сечениях максимальные

f2 — 1113,35 Гц — частота 1 крутильной формы собственных колебаний лопатки;

f3 — 1502,69 Гц — частота 2 изгибной формы собственных колебаний лопатки.

Таблица 1 — Рассчитанные значения частот лопаток с целенаправленно измененной геометрией

Форма пера	Частоты собственных колебаний				
- opinio - opini	fl	f2	f3		
Прямой клин	366,40	1129,74	1590,47		
Обратный клин	338,69	1112,11	1515,98		
Эквидистантная форма	352,30	1122,13	1554,83		
Х-образная форма	339,47	1088,69	1506,22		
Ромбовидная	361,88	1153,05	1598,82		

Кроме расчетного метода определения частот собственных колебаний, для комплекта рабочих лопаток 1 ступени КНД проведены виброчастотные исследования. Лопатки проверялись на три частоты собственных колебаний: первую изгибную, вторую изгибную, первую крутильную (рис. 3) [1].

Процесс измерения частот собственных колебаний происходил следующим образом.

Для данной лопатки подбирается «гнездо» для закрепления первой хвостовиком в установке. Стабильность силы зажима проверяется установкой по рассеянию резонансных частот эталонных лопаток и определяется поправочный коэффициент. Для измерения первой изгибной, второй изгибной и первой крутильной частот устанавливаются границы, в которых они должны быть. Соответственно 330...350 Гц – первой изгибной, 1000...1200 Гц – второй изгибной и 1400...1500 Гц – первой крутильной. После закрепления лопатки на панели установки нажимается кнопка обнуления показаний.



Рис. 3. Схема расположения узлов колебаний лопаток определяющих частоты собственных колебаний

Колебания лопатке придаются медиатором вручную. И чем выше частота, тем большее усилие необходимо приложить медиатором на перо. Через микрофон, установленный вблизи лопатки, фиксируется частота собственных колебаний, которой соответствует резонансная (с наибольшей амплитудой) колебания. Допускается поправка до 1 Гц, которая проверяется на трех контрольных лопатках с наименьшей, наибольшей и средней частотами собственных колебаний.

Для подтверждения полученных расчетных и измеренных экспериментально величин частот собственных колебаний рабочей лопатки 1 ступени КНД двигателя Д-36, проведен модальный анализ численным методом с использованием программного комплекса ANSYS [2, 3].

Для выполнения расчетов, были построены твердотельные модели исследуемой рабочей лопатки (рис. 4) с профилями пера: исходный, «прямой клин», «обратный клин», «эквидистантная форма», «ромбовидная форма», «Х-образная форма».



Рис. 4. Конечно-элементная модель рабочей лопатки 1 ступени КНД

Для всех вариантов профиля пера лопатки созданы конечно-элементные модели рабочих лопаток в 3Д-исполнении. На площадках смятия хвостовика моделей лопаток приложены граничные условия, имитирующие закрепление лопатки в ободной части диска. Конечно-элементная модель рабочей лопатки представлена на рис. 4.

Выполнены модальные расчеты по определению первых трех форм колебаний для всех вариантов изменения профиля пера лопаток.

Результаты расчета МКЭ частот собственных колебаний после доработки пера лопаток представлены на рис. 5...10.



Рис. 5. Величины частот 1 изгибной формы собственных колебаний лопаток для шести вариантов профиля пера



Рис. 6. Графическое отображение расхождения (в %) величин частот 1 изгибной формы собственных колебаний, полученных в результате модального анализа МКЭ, относительно средней, полученной экспериментально



Рис. 7. Величины частот 1 крутильной формы собственных колебаний лопаток для шести вариантов профиля пера



Рис. 8. Графическое отображение расхождения (в %) величин частот 1 крутильной формы собственных колебаний, полученных в результате модального анализа МКЭ, относительно средней, полученной экспериментально



Рис. 9. Величины частот 2 изгибной формы собственных колебаний лопаток для шести вариантов профиля пера



Рис. 10. Графическое отображение расхождения (в %) величин частот 1 крутильной формы собственных колебаний, полученных в результате модального анализа МКЭ, относительно средней, полученной экспериментально

Проведенное исследование влияния формообразования пера рабочей лопатки на изменение величин частот собственных колебаний рабочей лопатки показало, что методы определения собственных частот колебаний (экспериментальный, аналитический и метод математического моделирования на основе метода конечных элементов) дают результаты с допустимым расхождением. Различия в величинах определенных частот собственных колебаний можно объяснить техническими особенностями аппаратуры при экспериментальном методе, аккуратностью расчетов в случае аналитического метода и качеством созданной конечно-элементной сетки в случае численного математического моделирования. Преимущества на стороне метода математического молелирования с использованием расчетного комплекса ANSYS. Ланные преимущества обусловлены быстротой определения, достаточной точностью и минимальной затратностью.

Выводы

Для определения диапазона возможного регулирования частоты собственных колебаний технологическими методами, рассмотрены возможные варианты формообразования геометрии пера в пределах допустимых отклонений основных размеров. Установлен характер изменения частот по 1-й и 2-й изгибной и по 1-й крутильной формам колебаний для различных вариантов формообразования пера в пределах допускаемых отклонений основных размеров. Установлено оптимальное формообразование максимальная толщина пера у периферии с утонением по направлению к хвостовику, что, при наличии интенсивного абразивного износа, доминирующего у периферии, уменьшает вероятность попадания частоты собственных колебаний лопаток в близлежащую резонансную область.

Показаны преимущества модального анализа средствами ANSYS, для определения форм и частот собственных колебаний рабочей лопатки.

Список литературы

- Прогнозирование частот собственных колебаний лопаток компрессора высоких форм при регулировании частоты основного тона / [Богуслаев В. А., Бабенко О. Н., Олейник А. А. и др.] // Вестник двигателестроения. – 2009. – № 1. – С. 10–14.
- Шереметьев А. В. Использование компьютерного моделирования для учета технологической наследственности при установлении ресурсов деталей авиационных ГТД / А. В. Шереметьев, А. В. Петров // Авиационно-космическая техника и технология. –2005. № 4 (20). С. 50–53.
- Виртуальная разработка изделий технологии XXI века. – М. : The MSC Software Corporation, 2004. – 84 с.

Поступила в редакцию 16.05.2016

Бабенко О.М., Прибора Т.І. Методи регулювання частот власних коливань робочих лопаток компресора ГТД

Розглянуто особливості нових технічних рішень підвищення надійності найбільш навантажених деталей — робочих лопаток компресора. Найбільш вразливою є вхідна кромка на лопатках І-го ступеня компресора АД. Причиною зародження тріщин втоми на лопатках компресора є підвищені вібраційні напруження. Розглянуто варіанти формоутворення пера у межах допустимих відхилень основних розмірів.

Ключові слова: віброчастотні характеристики, демпфуючі властивості лопаток, частоти власних коливань, модальний аналіз, численний метод.

Babenko O., Pribora T. The adjustment ways of natural vibration frequencies of aircraft engine compressor blades

Studied peculiarities of new technical solutions to increase reliability of the most loaded parts – compressor blades. The most vulnerable part is outlet edge of the 1st stagecompressor blade. The reason of fatigue crack is increased vibration loadings/stresses. Studied different options to create the shape of blade in the allowable field of basic dimensions.

Key words: vibration characteristics, damping properties of the blades, the natural frequencies, modal analysis, numerical method.

УДК 669.245.018.044:620.193.53

Канд. техн. наук С. В. Гайдук, канд. техн. наук В. В. Кононов

Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье

РАСЧЕТ ФАЗОВОГО СОСТАВА ЛИТЕЙНОГО СВАРИВАЕМОГО ЖАРОПРОЧНОГО КОРРОЗИОННОСТОЙКОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА МЕТОДОМ CALPHAD

С помощью компьютерного моделирования процесса кристаллизации, основанного на термодинамических расчетах CALPHAD-метода, рассчитан фазовый состав многокомпонентной никелевой системы Ni-14,5Cr-4,5Co-3,0Al-3,0Ti-6,5W-2,0Mo-2,5Ta-0,3Hf-0,015Zr-0,015B-0,10C. Результаты расчетов химического состава фаз приведены в сравнении с экспериментальными данными, полученными методом электронной микроскопии.

Ключевые слова: литейные жаропрочные коррозионностойкие никелевые сплавы, система легирования, метод CALPHAD, структура, фазовый состав.

Введение

По мере совершенствования системы легирования жаропрочных никелевых сплавов усложняется их микроструктура и изменяется фазовый состав. Кроме основных фаз: ү- твердого раствора, высокодисперсной у' - фазы, выделяющейся из γ- твердого раствора, и карбидов типа МС, выделяются избыточные фазы, представляющие собой эвтектику ү' + ү, карбиды других типов (M₂₃C₆, Me₆C), фазы на основе твердого раствора одного из элементов: (хром, кобальт) σ- фаза, (вольфрам, молибден) μ- фаза и т. д. Условия образования этих фаз в процессе кристаллизации, специфика их формирования, морфология и количество, а также зависимость химического состава фаз от химического состава сплава исследованы недостаточно [1-5].

Постановка задачи

Целью настоящей работы являлось исследование структуры и фазового состава многокомпонентной системы Ni-14,5Cr-4,5Co-3,0Al-3,0Ti-6,5W-2,0Mo-2,5Ta-0,3Hf-0,015Zr-0,015B-0,10C (сплав ЖСЗЛС-М, средний уровень легирования) с помощью компьютерного моделирования термодинамических процессов, основанных на расчетном методе CALPHAD, в сравнении с результатами прямого эксперимента, полученными методом электронной микроскопии.

С помощью компьютерного моделирования термодинамических процессов, основанного на расчетном методе CALPHAD, по исходному химическому составу сплава проводились прогнозирующие расчеты по наиболее вероятному выделению в структуре типа фаз и их количества, а также химического состава фаз после кристаллизации. Состав фаз исследованного сплава также определялся экспериментально на электронном микроскопе JEOL JSM—6360LA с системой энергодисперсионного микрорентгеноспектрального анализа JED-2300 с помощью микрозондового анализа и в режиме картирования. Данным методом изучалась морфология, количество и химический состав выделившихся фаз в сплаве. Перевод значений качественного в количественный анализ производился автоматически по программе прибора. Относительная погрешность метода составляет ± 0,1% (по массе).

Результаты расчета фазового состава литейного свариваемого жаропрочного коррозионностойкого никелевого сплава сравнивались с данными, полученными экспериментально при помощи электронной микроскопии.

Анализ результатов

Эффективность метода CALPHAD заключается в достоверных прогнозирующих расчетах, основанных на надежных физических принципах, а не чисто статистических методах, например, как регрессионный анализ. Данным подходом могут быть преодолены многие из недостатков статистических методов. В работе показано, что с помощью компьютерного моделирования термодинамических процессов можно надежно прогнозировать фазовый состав и структуру в зависимости от химического состава конкретного сплава [6].

Результаты, полученные компьютерным моделированием процесса кристаллизации, позволяют с высокой степенью достоверности расчитать тип, количество, температуры выделяющихся фаз, а также химический состав фаз в зависимости от системы легирования сплава [7–12].

[©] С. В. Гайдук, В. В. Кононов, 2016

Компьютерное моделирование процесса кристаллизации сплава осуществлялось от температуры жидкого состояния (1400 °C) до комнатной температуры (20 °C) с температурным шагом 10 °C по всему диапазону, что позволило определить температурную последовательность выделения фаз в процессе кристаллизации.

Компьютерное моделирование выделения фаз в процессе кристаллизации исследованного сплава в температурном диапазоне (20–1400 °C) показало, что наиболее вероятным является выделение основных фаз в следующем порядке (приводятся температуры начала выделения): карбиды типа MC ($t_{MC} \sim 1334$ °C); γ - твердый раствор ($t_{S} \sim 1290$ °C); эвтектика $\gamma' + \gamma$ ($t_{\gamma'} + \gamma \sim 1210$ °C); интерметаллиды типа $M_{23}C_6$ ($t_{M23}C_6 \sim 1028$ °C). Результаты расчетов хорошо согласуются с экспериментальными данными, приведенными в работах [4, 13, 14].

Термодинамические расчеты показали, что вероятно выделение незначительного количества боридов типа M_3B_2 (1079 °C), а также некоторых метастабильных фаз: интерметаллида типа Ni_5M (560 °C); σ - фазы (534 °C); μ - фазы (414 °C). Компьютерное моделирование показало, что с термодинамической точки зрения выделение фаз данного типа возможно, но маловероятно, так как данные фазы имеют низкие температуры выделения из γ - твердого раствора.

В табл. 1 приведены расчетные данные по типу и количеству фаз, которые с наибольшей вероятностью выделятся и сформируют структуру сплава системы Ni-14,5Cr-4,5Co-3,0Al-3,0Ti-6,5W-2,0Mo-2,5Ta-0,3Hf-0,015Zr-0,015B-0,10C после кристаллизации.

Таблица 1 — Расчетные значения типа и количества фаз в сплаве системы Ni-14,5Cr-4,5Co-3,0Al-3,0Ti-6,5W-2,0Mo-2,5Ta-0,3Hf-0,015Zr-0,015B-0,10С (в литом состоянии)

Тип и количество основных фаз при 20 °C, % (масс.)				
γ	γ'	MC	M ₂₃ C ₆	M_3B_2
54,13	43,41	1,03	1,25	0,18

В табл. 2 приведены результаты расчетов химического состава фаз после кристаллизации многокомпонентной системы исследованного литейного свариваемого жаропрочного коррозионностойкого никелевого сплава.

Анализ результатов табл. 2 показал, что в γ - твердом растворе на основе никеля (Ni – 63,48 %) присутствует хром (Cr – 20,35 %), который ~ в 1,5 раза выше, чем его содержание в исходном составе сплава (14,5 %). Наряду с небольшим количеством молибдена (Mo – 1,41%) и тантала (Ta – 2,58 %) в γ - твердом растворе присутствуют кобальт (Co – 4,54%) и вольфрам (W – 7,64%). Содержание кобальта в γ - твердом растворе приблизительно такое же, как и в составе сплава, а вольфрама несколько выше, чем его содержание в составе сплава среднего уровня легирования.

Расчет легирующих элементов в γ' - фазе на основе Ni₃Al показал, что содержание алюминия (Al – 5,83 %) и титана (Ti – 6,91 %), основных γ' - образующих элементов, почти в 2 раза выше, чем их содержание в исходном составе сплава (~ 3,0 %). В состав γ' - фазы входит тантал (Ta – 5,76 %), содержание которого более, чем в 2 раза превышает его среднее содержание в составе сплава (2,5 %). Наряду с незначительным количеством кобальта (Co – 1,67 %), в состав γ' - фазы входит вольфрам (W – 4,11 %), содержание которого несколько ниже, чем в исходном составе сплава (6,5 %) среднего уровня легирования.

Расчеты состава карбидов типа MC показали, что в их состав входит тантал (Та – 49,85 %) и титан (Ті – 29,30 %). В состав карбидов данного типа входит гафний, содержание которого составляет 11,47 %, при содержании его в составе сплава (Hf – 0,3 %) (табл. 2).

Расчеты состава карбидов типа $M_{23}C_6$ показали, что основой карбидов данного типа является хром (Cr – 71,75%), что говорит о его карбидообразующей способности к формированию карбидов Cr₂₃C₆. Наряду с хромом в составе карбидов данного типа присутствуют молибден (Mo – 14,5%) и вольфрам (W – 8,60%). Термодинамические расчеты показали, что в состав боридов типа M_3B_2 может входить хром (Cr – 19,59%) и молибден (Mo – 72,27%).

Таблица 2 — Расчетный состав фаз для сплава системы Ni-14,5Cr-4,5Co-3,0Al-3,0Ti-6,5W-2,0Mo-2,5Ta-0,3Hf-0,015Zr-0,015B-0,10С после кристаллизации

Тип	Расчетный химический состав фаз при 20 °C, % (масс.)										
фазы	Ni	Cr	Al	Со	Mo	Ta	Ti	W	Hf	С	B/Zr
γ	63,48	20,35	-	4,54	1,41	2,58	-	7,64	-	-	-/-
γ'	72,44	2,87	5,83	1,67	0,41	5,76	6,91	4,11	-	-	-/-
ү'эвт	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
MC	-	-	-	-	-	49,85	29,30	-	11,47	9,38	-/-
M ₂₃ C ₆	-	71,75	-	-	14,50	-	-	8,60	-	5,15	-/-
M ₃ B ₂	-	19,59	-	-	72,27	-	-	-	-	-	8,14/-
Расчет состава эвтектики $\gamma' + \gamma$ затруднен, так как при кристаллизации эвтектических выделений у легирующих элементов нестабильны величины коэффициентов ликвации. Поэтому данные расчетов должны дополняться результатами, полученными экспериментально.

Результаты расчета фазового состава, полученные методом CALPHAD, сравнивались с результатами прямого эксперимента, полученными при помощи электронной микроскопии в режимах микрозондирования и картирования.

На рис. 1 представлена микроструктура исследованного образца сплава ЖСЗЛС-М среднего уровня легирования в литом состоянии с результатами микрорентгеноспектрального анализа (MPCA) фаз, который позволил идентифицировать фазы по химическому составу (табл. 3, 4).

Из рис. 1 видно, что выделения по границам зерен представляют собой эвтектическую $\gamma + \gamma'$ колонию, которая обогащена γ' - образующими элементами (табл. 4), состоящую из крупных частиц γ' - фазы, разделенных тонкими прожилками γ - твердого раствора. Причем, в процессе охлаждения γ - твердый раствор дораспадается с образованием более мелкодисперсной фракции частиц γ' - фазы (200А°= 0,200 мкм), чем первичная γ' - фаза (10000А°= 10 мкм) эвтектического происхождения, которая выделяется из жидкости преимущественно в междендритных областях и по границам зерен.



(007) — карбидная фаза типа $M_{23}C_6$; (009) — эвтектическая $\gamma + \gamma'$ - фаза по границам зерен

Рис. 1. Химический состав фаз сплава системы Ni-14,5Cr-4,5Co-3,0A1-3,0Ti-6,5W-2,0Mo-2,5Ta-0,3Hf-0,015Zr-0,015B-0,10С в литом состоянии:

 $a - (001) - \gamma$ - твердый раствор и основная, упрочняющая γ' - фаза; (002, 003) – эвтектическая $\gamma+\gamma'$ - фаза по границам зерен; $\delta - (005) - \gamma$ - твердый раствор и основная, упрочняющая γ' - фаза; (006) – карбидная фаза типа МС

Таблица 3 — Тип и количество фаз в микроструктуре сплава системы Ni-14,5Cr-4,5Co-3,0Al-3,0Ti-6,5W-2,0Mo-2,5Ta-0,3Hf-0,015Zr-0,015B-0,10С в литом состоянии, определенных металлографически

Тип и количество основных фаз при 20 °C, % (масс.)					
γ	γ'	MC	M ₂₃ C ₆	M_3B_2	
55,3-54,1	42,5-43,5	0,95-1,05	1,25-1,30	Не выявлено	

В структуре сплава в литом состоянии методом электронной микроскопии идентифицировано выделение первичной фазы эвтектического происхождения типа $\gamma' + \gamma$ на основе никеля. Светлые эвтектические выделения располагаются по границам зерен. Микрозондовое исследование в разных точках показало, что эвтектические выделения имеют несколько отличающийся химический состав от основной упрочняющей γ' - фазы. Установлено, что эвтектические выделения $\gamma' + \gamma$ содержат более высокое содержание γ' - образующих элементов алюминия, титана, тантала (рис. 1, *a*, *б*, табл. 4).

Состав карбидов типа MC, определенный экспериментально методом MPCA с помощью электронного микрозонда, а также в режиме картирования, хорошо согласуется с результатами расчетов, проведенные методом CALPHAD. Так, экспериментально показано, что в состав карбидов типа MC входят тантал (Та – 50,45 %) и титан (Ті – 31,62 %), а по расчету (Та – 49,85 %) и титан (Ті – 29,30 %) (табл. 2, 4). При этом, следует отметить, что из-за незначительного содержания гафния в составе сплава (Hf – 0,3 %), его экспериментальное определение в составе карбидов типа MC (Hf – 8,81 %) несколько отличается от расчетного (Hf – 11,47 %) (табл. 2, 4, рис. 2).

Данные, полученные методом электронной микроскопии показали, что в состав карбидов типа $M_{23}C_6$ входит в основном хром (Cr – 71,92 %), что хорошо согласуется с результатами расчетов (Cr – 71,75 %). Наряду с хромом в составе присутствуют молибден (Mo – 13,74 %) и вольфрам (W – 9,21 %), а по расчету (Mo – 14,50 %) и (W – 8,60 %) (табл. 2, 4). Карбидные частицы Cr₂₃C₆ располагаются по границам зерен рядом с эвтектическими выделениями $\gamma' + \gamma$ (рис. 3).

Следует отметить, что методом электронной микроскопии в структуре сплава после кристаллизации выделение боридной фазы типа M_3B_2 , а также метастабильных избыточных фаз типа γ -, μ -, Ni_5M не обнаружено.

Таким образом, сравнительные результаты, полученные CALPHAD-методом, по определению типа, количества и химического состава фаз, показали хорошую согласованность с экспериментальными данными, полученными методом электронной микроскопии.

Таблица 4 — Химический состав фаз сплава системы Ni-14,5Cr-4,5Co-3,0Al-3,0Ti-6,5W-2,0)Mo-
2,5Ta-0,3Hf-0,015Zr-0,015B-0,10С в литом состоянии, полученный экспериментально методом экспериментально методом	элек-
тронной микроскопии	

Тип				Химич	еский сост	гав фаз прі	и 20 °С, %	(macc.)			
фазы	Ni	Cr	Al	Со	Mo	Та	Ti	W	Hf	С	B/Zr
γ	63,54	20,40	-	4,16	1,48	2,89	-	7,53	-	-	-
γ'	73,37	2,93	5,34	1,59	0,46	5,89	6,13	4,29	-	-	-/-
ү'эвт	77,12	-	6,67	2,77	0,64	6,95	5,85	-	-	-	-/-
MC	-	-	-	-	-	50,45	31,62	-	8,81	9,12	-/-
M ₂₃ C ₆	-	71,92	-	-	13,74	-	-	9,21	-	5,13	-/-
M_3B_2	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-/-



Рис. 2. Результаты МРСА в режиме картирования участка шлифа сплава системы Ni-14,5Cr-4,5Co-3,0Al-3,0Ti-6,5W-2,0Mo-2,5Ta-0,3Hf-0,015Zr-0,015B-0,10C

Выводы

1. Метод компьютерного моделирования термодинамических процессов при кристаллизации показал высокую достоверность и хорошую согласованность результатов с экспериментальными данными, что позволяет надежно прогнозировать фазовый состав и структуру в зависимости от химического состава сплава.

Рис. 3. Результаты МРСА в режиме картирования участка шлифа сплава системы Ni-14,5Cr-4,5Co-3,0A1-3,0Ti-6,5W-2,0Mo-2,5Ta-0,3Hf-0,015Zr-0,015B-0,10C

2. В сплаве системы Ni-14,5Cr-4,5Co-3,0Al-3,0Ti-6,5W-2,0Mo-2,5Ta-0,3Hf-0,015Zr-0,015B-0,10С выделение основных фаз происходит в следующем порядке при температурах: карбиды типа MC ($t_{MC} \sim 1334$ °C); γ- твердый раствор ($t_{S} \sim 1290$ °C); эвтектика γ' + γ ($t_{\gamma'+\gamma} \sim 1240$ °C); интерметаллиды типа (Ni₃Al) γ'- фаза ($t_{\Pi,P}$, '' ~ 1100 °C); карбиды типа M₂₃C₆ ($t_{M23C6} \sim 1028$ °C). 3. Карбиды типа MC формируются на основе тантала, в состав которых в значительном количестве входит титан с присутствием гафния. Карбиды типа $M_{23}C_6$ формируются на основе хрома, в состав которых в значительном количестве входит молибден с присутствием вольфрама. Температура выделения карбидов типа $M_{23}C_6$ почти на 300 °C ниже, чем карбидов типа MC, что говорит о более высокой термодинамической стабильности последних.

Список литературы

- Каблов Е. Н. Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С. Т. Кишкина : науч.-техн. сб. : к 100-летию со дня рождения С. Т. Кишкина / Под общ. ред. Е. Н. Каблова. – М. : Наука, 2006. – 272 с.
- Кишкин С. Т. Литейные жаропрочные сплавы на никелевой основе / Кишкин С. Т., Строганов Г. Б., Логунов А. В. – М. : Машиностроение, 1987. – 116 с.
- Жаропрочность литейных никелевых сплавов и защита их от окисления / [Б. Е. Патон, Г. Б. Строганов, С. Т. Кишкин и др.] – К. : Наук. думка, 1987. – 256 с.
- Каблов Е. Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технология, покрытия) / Е. Н. Каблов. – Всеросийский научно-исследовательский институт авиационных материалов, Государственный научный центр Российской Федерации. – М.: МИСИС, 2001. – 632 с.
- Симс Ч.Т. Суперсплавы II. Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок / Ч. Т. Симс, Н. С. Столофф, У. К. Хагель; пер. сангл. под ред. Р. Е. Шалина. – М.: Металлургия, 1995. – Кн. 1, 2. – 384 с.
- Saunders N. The Application of CALPHAD Calculations to Ni-Based Superalloys / N. Saunders, M. Fahrmann, C. J. Small // In «Superalloys 2000» eds. K. A. Green, T. M. Pollock and R.D. Kissinger. – TMS. – Warrendale. – 2000. – P. 803–811.
- Попов В. В. Анализ растворимости карбидов, нитридов и карбонитридов в сталях методами компьютерной термодинамики. І. Описание термодинамических свойств. Метод рас-

чета / В. В. Попов, И. И. Горбачев // Физика металлов и металловедение. – 2004. – Т. 98. – № 4. – С. 11–21.

- Попов В. В. Анализ растворимости карбидов, нитридов и карбонитридов в сталях методами компьютерной термодинамики. П. Растворимость карбидов, нитридов и карбонитридов в системах Fe-V-C, Fe-V-N и Fe-V-C-N / В. В. Попов, И. И. Горбачев // Физика металлов и металловедение. – 2005. – Т. 99. – № 3. – С. 69–82.
- 9 Горбачев И. И. Анализ растворимости карбидов, нитридов и карбонитридов в сталях методами компьютерной термодинамики. III. Растворимость карбидов, нитридов и карбонитридов в системах Fe-Ti-C, Fe-Ti-N и Fe-Ti-C-N / И. И. Горбачев, В. В. Попов // Физика металлов и металловедение. – 2009. – Т. 108. – № 5. – С. 1–12.
- Горбачев И. И. Термодинамическое моделирование системы Fe-V-Nb-C-N на основе САLPHAD-метода / И. И. Горбачев, В. В. Попов // Физика металлов и металловедение. – 2011. – Т. 111. – № 5. – С. 518–525.
- Горбачев И. И. Термодинамическое моделирование карбонитридообразования в сталях C-V-N-Ті / И. И. Горбачев, В. В. Попов, А. Ю. Пасынков // Физика металлов и металловедение. – 2012. – Т. 113. – № 10. – С. 1226–1035.
- Пигрова Г. Д. Карбидные фазы в многокомпонентном суперсплаве на основе Ni-Co-W-Cr-Ta-Re / Г. Д. Пигрова, А. И. Рыбников // Физика металлов и металловедение. – 2013. – Т. 114. – № 7. – С. 647–650.
- Вертоградский В. А. Исследование фазовых превращений в сплавах типа ЖС методом ДТА / В. А. Вертоградский, Т. П. Рыкова // Жаропрочные и жаростойкие стали и сплавы на никелевой основе. – М. : Наука, 1984.– С. 223–227.
- 14. Fippen J.S.Using differential thermal analysis to determine phase change temperatures / J.S.Fippen, P.B.Sparks // Metal Progr. 1979. № 4. P. 56–59.

Поступила в редакцию05.02.2016

Гайдук С.В., Кононов В.В. Розрахунок фазового складу ливарного зварюваного жароміцного корозійностійкого нікелевого сплаву методом CALPHAD

За допомогою комп'ютерного моделювання процесу кристалізації, заснованого на термодинамічних розрахунках CALPHAD-методу, розрахований фазовий склад багатокомпонентної нікелевої системи Ni-14,5Cr-4,5Co-3,0Al-3,0Ti-6,5W-2,0Mo-2,5Ta-0,3Hf-0,015Zr-0,015B-0,10C. Результати розрахунків хімічного складу фаз приведені порівняно з експериментальними даними, отриманими методом електронної мікроскопії.

Ключові слова: ливарні жароміцні корозійностійкі нікелеві сплави, система легування, метод CALPHAD, структура, фазовий склад.

Gayduk S., Kononov V. Phase composition calculation by CALPHAD-method of high-temperature corrosion-resistant weldable nickel-base cast alloy

Using CALPHAD-method thermodynamic results for computer modeling of alloy solidification there has been calculated phase composition of multi-component nickel-base system Ni-14,5Cr-4,5Co-3,0Al-3,0Ti-6,5W-2,0Mo-2,5Ta-0,3Hf-0,015Zr-0,015B-0,10C. The calculated results of phase chemical composition are represented in comparison with experimental data obtained by electron microscopy.

Key words: high-temperature corrosion-resistant nickel-base cast alloys, alloying system, CALPHAD-method, structure, phase composition.

УДК 621.793.74:669.094:54

Д-р техн. наук В. А. Белоус, И. Г. Ермоленко, Ю. А. Заднепровский, канд. физ.-мат. наук Н. С. Ломино

Институт физики твердого тела, материаловедения и технологий ННЦ ХФТИ, г. Харьков

ОСАЖДЕНИЕ УПРОЧНЯЮЩИХ MoN- ПОКРЫТИЙ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ УСЛОВИЙ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО АЗОТИРОВАНИЯ ОСНОВЫ

Проведено сравнительное исследование вакуумно-дугового осаждения покрытий состава MoN на образцы из ст. 25X1MФ, поверхность которых предварительно упрочнялась различными методами термического азотирования. В качестве одного из этих методов было использовано «печное» азотирование, другого — ионное азотирование в газовом разряде. В отличие от «печного» процесса, при ионном азотировании достигнут удовлетворительный уровень адгезии осаждаемых покрытий к основе. Комплексное модифицирование (азотирование + покрытие) поверхности стали, совершаемое в едином технологическом процессе, позволяет существенно повысить служебные характеристики упрочняемых деталей.

Ключевые слова: азотирование, вакуумная дуга, покрытие, адгезия, абразивный износ.

Для проведения исследований в качестве исходного материала применена жаропрочная релаксационностойкая сталь 25Х1МФ. Эта сталь используется для изготовления деталей механизмов, работающих при температурах до 540 °С. В частности, ее применяют в качестве основы для изготовления деталей, входящих в пару трения в блоке парораспределения турбины. Требование повышения эксплуатационного ресурса этих деталей приводит к необходимости создания на их поверхности слоя с повышенными служебными характеристиками. Одним из вариантов такой модификации может служить азотирование основы с последующим нанесением износостойких покрытий. Существующие технологии азотирования сталей достаточно разнообразны. Все они связаны с нагревом деталей до определенной температуры в присутствии азота. При этом в зависимости от вида используемой технологии давление азотной атмосферы может существенно различаться: высоковакуумные условия для высоковольтных источников газовых ионов [1], низковакуумные условия для тлеющего разряда [2] и атмосферные условия для так называемого «печного» азотирования [3]. Определенный диапазон давлений характерен и для азотирования поверхности сталей с помощью азотной плазмы, создаваемой двухступенчатым вакуумно-дуговым разрядом (ДВДР) [4]. Двухступенчатый разряд организуют в установках вакуумнодугового осаждения покрытий, используя источник металлической плазмы в качестве генератора электронов, которые в свою очередь выполняют в этом разряде функцию активаторов газовой (азотной) компоненты. В таких установках после окончания процесса азотирования основы возможно

проведение дополнительного этапа модифицирования поверхности путем осаждения покрытия, удлиняющего срок службы детали.

Настоящая работа посвящена отработке процесса вакуумно-дугового осаждения высокотвердого покрытия на основе нитрида молибдена на проазотированную поверхность основы ст.25Х1МФ. В качестве процессов азотирования нами использовались два их вида: «печное» азотирование и ионное азотирование с помощью ДВДР при различных давлениях азота в диапазоне $P = (10^{-2} \sum 10^{-3})$ Торр. «Печное» азотирование выполнялось в заводских условиях по вполне определенной технологии: температура ~ 600 °C, время процесса - ~10 час. Азотирование с помощью ДВДР также широко известно, но практическая реализация этого метода для деталей с определенной массы и требует дополнительных исследований, которые были проведены в этой работе. Нам предстояло выполнить упрочнение поверхности детали с условным названием «Упор». входяшую в пару трения деталей блока парораспределения турбины. Вес этой детали 5 кг. Внешний вид и ее характерные размеры представлены на рис. 1.

При проведении исследований по модификации поверхности (азотирование + осаждение покрытия) с использованием локальных образцов размером 20×10×3 мм было необходимо обеспечить соответствие их температурных режимов обработки с режимами термообработки для массивного макета детали «Упор». Для этого образцы плотно закреплялись в окне, вырезанном в теле макета таким образом, чтобы их поверхность находилась заподлицо с поверхностью макета.

© В. А. Белоус, И. Г. Ермоленко, Ю. А. Заднепровский, Н. С. Ломино, 2016



Рис. 1. Деталь «Упор» (жёлтым цветом обозначена упрочняемая поверхность)



Рис. 2. Схема эксперимента. 1 – источник плазмы первой ступени, 2 – экран, 3 – дополнительный электрод, 4 – макет детали, 5 – образец, 6 – источник плазмы. ИП1 ч ИП4 источники питания различных цепей

Схема экспериментальной установки представлена на рис. 2. Для азотирования основы в плазме газового разряда включался источник металлической плазмы 1, находящийся за непрозрачным экраном 2. Экран служил преградой для проникновения ионов металла в рабочий объем камеры, но позволял это сделать электронной компоненте. Электроны, образованные в первой ступени разряда, под воздействием положительного потенциала, приложенного к дополнительному электроду 3, проникали в камеру через щель между экраном и корпусом камеры. При определенном давлении газа (аргона или азота), напускаемого в камеру, зажигался газовый разряд. В плазме этого разряда происходила очистка обрабатываемых поверхностей 4 и 5 от возможных загрязнений. Более интенсивный механизм очистки упрочняемых поверхностей также можно было задействовать при использовании бомбардировки образцов ионами металла (молибдена), прикладывая к макету высоковольтный потенциал (до 1 кВ). В этом режиме, проводимом без напуска газа, включался только источник

плазмы 6, содержащий молибденовый катод. Режим азотирования осуществлялся в газовом разряде при подаче на макет детали потенциала -500 В. При осаждении MoN-покрытия на завершающем этапе модифицирования рабочей поверхности детали (образца) использовался источник металлической плазмы 6, и этот процесс проводили в атмосфере азота определенного давления. В целях повышения алгезии нитрилного покрытия к основе на рабочую поверхность детали осаждали тонкий ~ 2 мкм молибденовый подслой. Также перед осаждением покрытия для дополнительной активации и нагрева поверхности бомбардирующими ионами металла могли использовать кратковременную подачу на макет высокого отрицательного потенциала.

На рис. 3 представлена характерная кривая температурной зависимости от времени для образцов в процессе их модификации. Предельная температура образцов (и макета) при нагреве в плазме ДВДР определяется величиной приложенного потенциала и временем проведения данного процесса, и нами использовались режимы нагрева, не превышающие рекомендованную температуру для данной стали.



Рис. 3. Различные стадии процесса модификации поверхности образцов в координатах «температуравремя»

На этапе «Очистка» образец подвергался воздействию аргоновой плазмы, создаваемой с помощью ДВДР. Необходимость этого этапа, связанного с низкоэнергетическим воздействием этой плазмы на обрабатываемую поверхность, вызвана предосторожностями против развития возможных локальных привязок разряда, приводящих к браку. Этап «Нагрев», осуществляемый при бомбардировке ионами молибдена с энергией до 3 кэВ, проходил при большей скорости подъема температуры до заданной в эксперименте величины. При этом температура не должна превышать некую критическую, выше которой происходят деазотация и разупрочнение (отпуск) поверхностных слоев. На этапе «Ионное азотирование» в рабочий объем камеры напускался азот и зажигался двухступенчатый вакуумно-дуговой разряд. При этом, как видно из хода кривой на рис. 3, к концу этапа имело место некоторое (в пределах 50 °C) снижение температуры обрабатываемых поверхностей. Этап «Осаждение покрытия», во время которого на проазотированную поверхность наносили пленки Мо и MoN, завершал процедуру комплексного упрочнения образца.

Нанесение покрытий на предварительно азотированные стали – известный пример комбинированного упрочнения изделий. Однако в зависимости от структуры и свойств азотированного слоя, которые в свою очередь определяются особенностями технологического процесса его создания, на границе между покрытием и основой могут реализовываться различные варианты образований: слой относительно мягкого железа. твердый раствор азота в железе или еще более твердый и хрупкий нитридный слой [5]. Наличие под осаждаемым покрытием слоя хрупких нитридов железа или мягкого слоя α-Fe может привести к существенному снижению адгезионных свойств создаваемой системы основа-покрытие. На стадии предшествующей осаждению покрытия (обработка поверхностных слоев высокоэнергетичными ионами молибдена) весьма вероятна диссоциация нитридных, оксидных и прочих возможных соединений с железом, образующихся при атмосферном («печном») азотировании, что также может приводить к ухудшению сцепления покрытия с подложкой.

Защитное покрытие из нитрида молибдена осаждалось на образцы ст. 25Х1МФ, упрочненные в условия «печного» азотирования, так и при использовании вакуумной технологии — в плазме ДВДР. На рис. 4 приведена серия фотографий поверхности трех образцов, упрочненных при «печном» азотировании, с MoN-покрытиями, осажденными в одинаковых условиях. Как видно из рис. 4 (1), поверхность нитридной пленки покрыта множественными дефектами, образованными в результате отстрелов фрагментов осажденных покрытий. На фотографиях рис. 4 (2) и 4 (3), где представлены образцы, для которых выполнено механическое снятие проазотированного слоя сначала на глубину 150 мкм. затем – на 300 мкм. наблюдается снижение плотности обнаруженных лефектов. связанное с толшиной снятого слоя. Фотография образца, не подвергавшегося азотированию, представлена на рис. 4 (4). Как видно, на поверхности этого образца указанные дефекты отсутствуют полностью. Таким образом, можно сделать вывод, что поверхностный слой стали, упрочненный в результате проведения процесса «печного» азотирования, оказывает влияние на качество осаждаемого покрытия из нитрида молибдена, что проявляется в виде дефектов на его поверхности.

Из этого эксперимента также следует, что при термическом «печном» азотировании возможные источники дефектообразования в осаждаемых покрытиях, локализуются не только на поверхности, но и в глубине упрочненных слоев. Глубина упрочнения была исследована на поперечных шлифах модифицированных образцов при помощи методики наноиндентирования.

На рис. 5 представлены результаты применения этой методики на различных материалах с помощью прибора Nanoindentor G200, повторенные за несколько проходов наноиндентировании. Из рисунка видно, что глубина упрочнения ст. 25Х1МФ составляет немногим более 300 мкм, что совпадает с толщиной снятого в предыдущем эксперименте слоя. при которой дефекты в покрытии практически отсутствовали. На этом рисунке для сравнения приведены также результаты и по другим сталям, используемым в конструкции узла парораспределения (ст.20Х1М1ФТР и ст.15ХВНМНФА), упрочненным по методу «печного» азотирования. Обращает внимание большой разброс измеренных значений твердости. Вероятно, это можно объяснить повышенной де-



Рис. 4. Фотографии поверхностей образцов из ст. 25X1МФ с MoN- покрытием:

- 1 покрытие поверх слоя, обработанного при «печном» азотировании
- 2 покрытие на проазотированном слое, сошлифованном на глубину 150 мкм
- 3 то же, на глубину 300 мкм
- 4 покрытия на образце, не прошедшем стадию азотирования

фектностью микроструктуры этих термически азотированных сталей, а также содержанием в ней различных соединений с железом, имеющим разную твердость. Продукты диссоциации этих соединений, возникающей при ионной бомбардировке поверхности, препятствуют удовлетворительному сцеплению основы с покрытием [6] и влияют на образование дефектов в покрытиях при их осаждении.



Рис. 5. Глубина упрочнения различных сталей после термического азотирования, измеренная методом наноиндентирования по поперечному шлифу

Микротвердость поверхности образцов, прошедших стадию «печного» азотирования, измеренная на микротвердомере ПМТ-3, находилась на уровне 12 ГПа. В табл. 1 представлены результаты измерения микротвердости образцов после прохождения термообработки на стадиях после ионной бомбардировки и нанесения нитридного покрытия. Для образца №1 была выдержана предельная температура ионной очистки ~ 600 °С. При этом, микротвердость поверхности, снизилась существенно, до значения H_µ = 5,8 ГПа т.е. произошел температурный отпуск упрочненной (проазотированной в атмосферных условиях) основы, находящейся под покрытием.

Таблица 1 — Микротвердость образцов при комбинированном режиме упрочнения (азотирование + MoN- покрытие)

Mo	t °С, при	Н _μ , ГГ	Ia
образца	ионной обработке	Основа, ст. 25Х1МФ	Покрытие
1	$\leq 600^{\circ}$ C	5,8	-
2	$\leq 600^{\circ}$ C	-	28,7
3	$\leq 500^{\circ}C$	7,9	31,0
4	$\leq 400^{\circ}C$	12,8	31,0

Образцы № 2, 3 и 4, представляющие основу с MoN- покрытием, на стадии ионной очистки нагревались до температур, соответственно, 600, 500 и 400 °С. Как видно из таблицы, для всех этих образцов микротвердость MoN- покрытий имеет достаточно высокие значения (вблизи 30 ГПа и выше). После проведения процедуры очистки поверхности образца № 4 при температурах до 400 °С получены покрытия с повышенными значениями микротвердости. Однако на этих покрытиях с течением времени наблюдалось развитие микротрещин. Ионная обработка, проведенная в низкотемпературных условиях (в так называемых «холодных» режимах), приводит в покрытиях к избыточным внутренним напряжениям, релаксация которых способствует развитию трещинообразования.

Качество адгезии покрытий к азотированной основе стали оценивали по характеру «хрупкого» излома образца, прошедшего комплексную обработку. Фотография излома, проведенного при температуре жидкого азота, представлена на рис. 6. Как видно из этого рисунка, при изломе не происходит отслоения покрытий ни на границе основа-подслой, ни на границе подслой-нитрид молибдена, что свидетельствует об удовлетворительном адгезионном качестве покрытий.



Рис. 6. Фотография излома образца стали, прошедшего комплексную обработку (азотирование основы + покрытие MoN с Мо-подслоем)

Сравнение влияния различных способов азотирования — «печного» и ионного — на служебные характеристики проазотированных образцов прослежено нами при испытаниях на абразивный износ [7], результаты которых представлены на рис. 7. Также на этом рисунке приведены результаты по абразивному износу исходной стали и стали с Мо-покрытием. Из сравнения этих результатов следует, что износ образцов после «печного» азотирования несколько меньше, чем при ионном, но нанесение на проазотированную основу MoN- покрытия увеличивает абразивную стойкость образцов на порядок величины, а по сравнению с исходной сталью — более чем на два порядка.



Рис. 7. Скорость убыли массы у различных образцов при абразивном износе

Выводы

1. Ионное азотирование ст.25Х1МФ, проведенное в азотной плазме двухступенчатого вакуумного дугового разряда позволило эффективно заменить процесс азотирования образцов при «печном» нагреве.

2. Характерные глубины модифицирования, достигнутые в процессе ионного азотирования, составляют ~100 мкм.

3. Замена «печного» азотирования на ионное позволила осуществить в едином технологичес-ком цикле осаждение упрочняющих покрытий на основе соединений MoN с высоким уровнем адгезионных свойств.

4. Абразивный износ стали, упрочненной комбинированным методом обработки (ионное азотирование + MoN-покрытие) уменьшился по сравнению со сталью после «печного» азотирования в 10 раз.

Список литературы

- Риссел Х. Ионная имплантация / Х. Риссел, И. Руге. – М. : Энергия, 1975. – 97 с.
- Бабад-Захрянин А.А.Химико-термическая обработка в тлеющем разряде / Бабад-Захрянин А. А., Кузнецов Г. Д. – М. : Атомиздат, 1975. – 175 с.
- Теория и технология азотирования / [Лахтин Ю. М., Коган Я. Д., Шпис Г. И. и др.]. М.: Металлургия, 1991. – 320 с.
- Андреев А. А. Азотирование сталей в газовом дуговом разряде низкого давления / А. А. Андреев, В. М. Шулаев, Л. П. Саблев // Физическая инженерия поверхности. – 2006. – т. 4, № 3–4. – С. 191–197.
- Y. Sun Plazma surface engineering of low alloy steel / Y. Sun and T. Bell // Material Science and Engenering. – 1991. – Vol. A 140. – P. 419– 434.
- Y. Sun Combined Plasma Nitriding and PVD Treatments / Y. Sun and T. Bell // Transaction Inst. of Met. Finishing. – 1992. – Vol. 70(1). – P. 38–44.
- Cavitation erosion of Ti Coatings produced by the vacuum arc method, IEEE 19th Int. Symp / [Marinin V. G., Kovalenko V. I., Zadneprovskiy Yu. A. etc.]. // On Discharges and Electrical Insulation in Vacuum, China, Xian. – 2000. – Vol. 2. – C. 567–569.

Поступила в редакцию 29.02.2016

Білоус В.А., Єрмоленко І.Г., Задніпровський Ю.О., Ломіно М.С. Осадження зміцнюючих МоN- покриттів в залежності від умов попереднього азотування основи

Проведено порівняльне дослідження вакуумно-дугового осадження покриттів складу MoN на зразки із ст.25X1MФ, поверхня яких попередньо зміцнювалась різними методами термічного азотування. В якості одного із цих методів було використано «пічне» азотування, другого — іонне азотування в газовому розряді. На відмінність від «пічного» процесу, при іонному азотуванні досягнуто задовільний рівень адгезії покриттів до основи. Комплексне модифікування (азотування + покриття) поверхні сталі, що відбувається в єдиному технологічному процесі, дозволяє значно підвищити службові характеристики деталей, які зміцнюються.

Ключові слова: азотування, вакуумна дуга, покриття, адгезія, абразивний знос.

Belous V., Ermolenko I., Zadneprovskii Yu., Lomino M. Deposition of hardening MoN-coatings vary according to conditions previously nitriding of basis

A comparative research of vacuum-arc deposition coating MoN on the samples, previously hardened by different methods of thermal nitriding. In the capacity of these methods was used «stove» nitriding and ion nitriding in gas discharge. As opposed to the «stove» process, ionic nitriding have a satisfactory level of adhesion coating to basis. Complex modification (nitriding + coating) surface of steel, committed in a single technological process, considerably improves the protective characteristics of hardenable details.

Key words: nitriding, vacuum arc, coating, adhesion, abrasive wear.

УДК 669.715

Д-р техн. наук Н. Е. Калинина, д-р техн. наук Е. А. Джур, д-р техн. наук В. Т. Калинин, канд. техн. наук Т. В. Носова, А. В. Кашенкова

Днепропетровский национальный университет имени Олеся Гончара, г. Днепропетровск

ВЛИЯНИЕ МОДИФИЦИРОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СЛОЖНОЛЕГИРОВАННЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Предложено комплексное модифицирование порошковым титаном и бором алюминиевого сплава В96Ц1 системы Al-Zn-Mg-Cu. В результате достигнуто измельчение зерна сплава с 300 до 150 мкм и повышение прочностных свойств с 246 до 360 МПа.

Ключевые слова: алюминиевый сплав, структура, модификатор, механические свойства.

Введение

Алюминиевые сплавы являются основным конструкционным материалом авиации и реактивной технике XXI века. Для получения удовлетворительного весового эффекта в сочетании с длительным ресурсом работы и надежностью в эксплуатации алюминиевые сплавы должны обладать комплексом необходимых характеристик: высокой удельной прочностью, достаточной коррозионной стойкостью, сопротивлением циклическим нагрузкам и малой скоростью развития усталостных трещин. В авиакосмической технике Украины широко используются литейные и деформируемые сложнолегированные алюминиевые сплавы. Наиболее перспективными из них являются сплавы высокопрочные системы AI-Zn-Mg-Cu.

Состояние проблемы

В настоящее время существует несколько теорий модифицирования, однако нет единого мнения в решении этой проблемы применительно к алюминиевым сплавам [1-3]. Это обусловлено, во-первых, сложностью процесса модифицирования и его зависимостью от условий плавки и литья и, во-вторых, влиянием неконтролируемых примесей и компонентов, которые могут влиять на измельчение исходного зерна сплава. Вводимая в качестве модификатора добавка должна удовлетворять следующим требованиям: обладать достаточной устойчивостью в расплаве без изменения химического состава; температура плавления добавки должна быть выше температуры плавления алюминия. Кроме того, необходимо структурное и размерное соответствие кристаллических решеток модификатора и алюминия.

Роль модификаторов сводится к уменьшению поверхностного натяжения на гранях кристалла, что способствует увеличению скорости зарождения центров кристаллизации [4–6]. Замедление

роста кристаллов приводит к увеличению числа центров кристаллизации и к измельчению структуры. Однако, четкого разделения на модификаторы первого и второго рода и легирующие элементы нет, так как нет веществ, растворимых только в жидком и абсолютно не растворимых в твердом состоянии [7–8].

Материал и методика исследования

Целью работы является достижение упрочнения в многокомпонентных алюминиевых сплавах.

Материалом исследования служил высокопрочный алюминиевый сплав B96Ц1 системы Al-Zn-Mg-Cu, следующего химического состава, % масс.: Zn-2,5 %, Cu-3,0 %, Si-1,8 %, Zr-0,1 %, Ti-0,1 %. Предложено комплексное модифицирование расплава нанодисперсными порошками титана и бора фракцией 100...200 нм. Модификатор получен плазмохимическим синтезом. Фазовый состав и периоды кристаллической решетки сплава до и после модифицирования определяли методом рентгеноструктурного анализа на дифрак-

тометре ДРОН-2,0 в K_{α} - излучении. Микро-

рентгеноспектральный анализ проведен на приборе «Сатеса». Механические испытания проводили на испытательной машине FP-100/1, согласно ГОСТ 1497-84.

Результаты исследования

В данной работе приведен анализ комплексного модифицирования алюминиевого расплава. Если в расплав с основной добавкой, изоморфной алюминию, ввести другую нерастворимую добавку, то в результате уменьшится интервал метастабильности расплава. Как показано в работе [8], наиболее эффективным тугоплавким элементом-модификатором алюминиевых сплавов служит титан. Усилению действия комплексного

© Н. Е. Калинина, Е. А. Джур, В. Т. Калинин, Т. В. Носова, А. В. Кашенкова, 2016

модификатора можно дать следующее объяснение. Диборид титана TiB_2 и алюминид титана TiA1_3 образуют непрерывный ряд твердых растворов. При температуре 659 °С образуется тройная эвтектика: α -Al + TiB_2 + TiA1_3 . Добавка бора расширяет область первичной кристаллизации TiA1_3 в результате уменьшения растворимости титана в α -Al. Основным модификатором в этом случае является частица TiB_2 , имеющая структурное и размерное соответствие с решеткой алюминия.

Многокомпонентный алюминиевый сплав В96Ц1 содержит 12... 15% масс. растворимых в алюминии легирующих элементов: Zn, Cu, Mg, Mn, Cr, Zr, Ti. Легирующие элементы в закаленном сплаве почти полностью находятся в твердом растворе. В процессе старения сплава твердые растворы распадаются с образованием дисперсных включений упрочняющих фаз. В зависимости от того, где находится легирующий элемент в твердом растворе или в промежуточной фазе, зависят свойства сплава. О нахождении элементов и о степени перенасыщения можно судить по величине периода кристаллической решетки твердого раствора. Анализ характеристик твердых растворов алюминиевых сплавов показывает, что большинство легирующих элементов уменьшают период решетки [3-4]. Доказательством увеличения периода кристаллической решетки сплава В96Ц1, модифицированного титаном, служило повышение микротвердости α -А1-твердого раствора. Фазовый состав сплава В96Ш1. закристаллизовавшегося в равновесных условиях в песчаную форму, представлен α - твердым раствором А1 и многочисленными двойными интерметаллидными фазами. В табл. 1 приведены выявленные интерметаллидные фазы.

Результаты рентгенофазового анализа модифицированных образцов сплава В96Ц1 также подтверждает наличие интерметаллидных фаз сложного состава (табл. 2).

Таблица 1 – Интерметаллические фазы, упрочняющие сплав В96Ц1

До модифицировния	После модифицировния
FeAl ₃	FeAl ₃
CuAl ₂	Al ₃ Ti, CuAl ₂
MgZn ₂	MgZn, MnZn ₃
Al ₂ Cu ₂ Fe	Al ₂ Cu ₂ Fe
Mg ₂ Si	Mg_2Si

Появление новых интерметаллидов сложного состава, свидетельствует об эффективном действии модификатора на процесс кристаллизации сплава, что подтверждается также экспериментальными данными увеличения периода кристаллической решетки модифицированного сплава по сравнению с исходным на 2%. В модифицированном сплаве достигнуто измельчение зеренной структуры с 300 до 150 мкм. Исследование распределения легирующих элементов и примесей в алюминиевой основе сплава до и после модифицирования показало более однородное распределение алюминия, цинка, железа, кремния, циркония. В модифицированных образцах обнаружены упрочняющие интерметаллидные фазы: Al₃Ti, TiB₂, CuAl₂ MgZn, Mg₂Si (рис. 1).

Резкое снижение содержания магния и меди свидетельствовало о присутствии их в интерметаллидных фазах. Повышенное содержание титана (от 0,12 до 0,44%) доказывает участие его в процессе модифицирования.

В табл. 3 приведены механические свойства сплава В96Ц1 до и после модифицирования титаном.



Рис. 1. Зеренная структура сплава В96Ц1, \times 100: *а* — до модифицирования; δ — после модифицирования

Выводы

1. Определены критерии модифицирования высокопрочных алюминиевых сплавов.

2. Обоснованно выбран в качестве комплексного модификатора сплава В96Ц1 нанодисперсный порошок титана фракции 100200 нм, полученный плазмохимическим синтезом.

3. Достигнуто измельчение зерна сплава В96Ц1 в результате комплексного модифицирования.

4. Наиболее эффективно модифицирование композицией (0,05% Ti+B), в результате которого получено измельчение зерна с 300 до 150 мкм и повышение прочностных свойств сплава с 246 до 360 МПа. **Таблица 2** — Результаты микрорентгеноспектрального анализа фаз сплава В96Ц1 до и после модифицирования

	Содержание легирующих						
Состояние образца	элементов, %						
	Al	Zn	Mg	Fe			
Немодифицированный	49,7	2,48	0,0	29,58			
Модифицированный 0,005% Ti	46,3	1,73	0,0	34,19			
Модифицированный 0,05% Ті	48,1	2,0	0,0	18,50			
	Содержание легирующих						
Состояние образца	элементов, %						
1	Cu	Si	Ti	Zr			
Немодифицированный	2,84	1,83	0,02	0,09			
Модифицированный 0,005% Ті	2,23	4,73	0,12	0,03			
Модифицированный 0,05% Ті	2,70	6,30	0,44	0,01			

Список литературы

- Мальцев М. В. Модифицирование структуры металлов и сплавов / М. В. Мальцев. – М. : Металлургия, 1984. – 282 с.
- Алюміній та сплави на його основі : навч. посібник / [Куцова В. З., Погребна Н. Є. Хохлова Т. С. та ін.] – Д. : Пороги, 2004.– 135 с.
- Оно А. Затвердевание металлов / Оно А. М. : Металлургия, 1980. – 147 с.

Таблица	3 -	_	Механические	свойства	сплава
В96Ц1					

Модифика- тор Ті, В, %	σ _« ΜΠа	<i>σ_{m,}</i> МПа	δ, %	Размер зерна, мкм	КСU, МДж/м ²
-	246	202	8,0	205	0,36
0,005	258	214	7,1	185	0,30
0,05	370	300	5,6	75	0,25
0,10	360	308	4,6	55	0,30

- Чалмерс Б. Теория затвердевания / Чалмерс Б. М.: Металлургия, 1986. – 287 с.
- Авиационно- космические материалы и технологии. Учебник для вузов / [В. А. Богуслаев, А. Я. Качан, Н. Е. Калинина и др.]. Запорожье : Мотор Сич, 2007. 382 с.
- Тушинский Л. И. Теория и технология упрочнения металлических сплавов / Тушинский Л. И. – Новосибирск : Наука, 1990.–306 с.
- Ганиев И. Н. Модифицирование силуминов стронцием / И. Н. Ганиев, П. О. Пархутин, А. В. Вахобов. – Минск : Наука и техника, 1985. – 143 с.
- Калинина Н. Е. Термоупрочняющая обработка многокомпонентных алюминиевых сплавов / Калинина Н. Е. // Новые процессы термической обработки. – Харьков : ННЦХФТЧ, 2004. – С. 171–199.

Поступила в редакцию 23.03.2016

Калініна Н.Є., Джур Є.О., Калінін В.Т., Носова Т.В., Кашенкова А.В. Вплив модифікування на структуру та механічні властивості складнолегованих алюмінієвих сплавів

Запропоновано комплексне модифікування порошковим титаном і бором алюмінієвого сплаву В96Ц1 системи Al-Zn-Mg-Cu. В результаті досягнуто подрібнення зерна сплаву з 300 до 150 мкм і підвищення міцності властивостей з 246 до 360 МПа.

Ключові слова: алюмінієвий сплав, структура, модифікатор, механічні властивості.

Kalinina N., Dzhur E., Kalinin V., Nosova T., Kashenkova A. Influence of retrofitting on structure and mechanical properties of сложнолегированных of aluminium alloys

Integrated proposals modyfytsyrovanye poroshkovыm titanium and boron alloy alyumynyevoho V96TS1 system Al-Zn-Mg-Cu. As a result of mature grains yzmelchenye alloy with 300 to 150 microns and Increase prochnostnыh properties with 246 to 360 MPa.

Key words: aluminium alloy, the structure, a modifier, mechanical properties.

УДК 669-142+620.186

Канд. техн. наук В. Г. Іванов

Запорізький національний технічний університет, м. Запоріжжя

РОЗПОДІЛ ХІМІЧНИХ ЕЛЕМЕНТІВ У СТРУКТУРІ ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ ДЛЯ МАСЛОТНИХ ЗАГОТОВОК ПОРШНЕВИХ КІЛЕЦЬ

Досліджено розподіл елементів хімічного складу високоміцного чавуну, що отриманий модифікуванням нікель-магнієвою лігатурою, між його структурними складовими.

Мікрорентгеноспектральним аналізом підтверджено, що елементи, які присутні у високоміцних чавунах, нерівномірно розподіляються між металевою основою та графітною фазою. У графітних вкрапленнях кулястої форми спостерігається підвищена концентрація магнію та кисню. Наявність цих елементів сприяє утворенню графіту кулястої форми.

Ключові слова: високоміцний чавун, кулястий графіт, хімічний склад, магній, кисень.

Вступ

Термін служби, потужність та економічність сучасних двигунів визначаються властивостями матеріалів, з яких складаються ці агрегати. Одними з відповідальних деталей двигунів є поршневі кільця. Все частіше для виготовлення поршневих кілець застосовують високоміцний чавун [1, 2], висока міцність, пластичність, зносостійкість, опір тертю і корозії якого досягаються специфічністю морфології графітних вкраплень, що мають кулясту форму. Тому дослідження морфології графітних вкраплень, механізму їх утворення та формування є актуальним для сучасного двигунобудування.

Постановка задачі

Вивчали розподіл елементів хімічного складу та модифікаторів у високоміцному чавуні, що використовується для виготовлення поршневих кілець, з метою з'ясування можливого механізму утворення та формування кулястого графіту.

Огляд літератури

Виготовляють поршневі кільця двома способами лиття: з індивідуальних заготівок та з циліндричних заготівок — маслот. У масовому виробництві поршневих кілець діаметром до 500 мм переважно використовують відцентровий спосіб лиття маслот, який забезпечує економічність процесу та дозволяє отримати достатньо високий рівень фізико-механічних властивостей [1].

Високоміцний чавун для поршневих кілець, як правило має евтектичний або заевтектичний склад (наприклад, ВЧ 500-2 згідно ДСТУ 3925-99). У зв'язку з компактною формою кулястих вкраплень графіту при відцентровому литті очікується їх полегшена сегрегація і концентрація у внутрішніх зонах [3]. Крім того, звичайно відцентрова сила буде вносити певні особливості у зародження та формування графітових кулястих вкраплень. Слід відзначити, що відомості про вплив відцентрових сил на утворення графіту у чавунах досить обмежені у науковій літературі [2, 4].

І взагалі механізм утворення кулястого графіту у високоміцних чавунах є предметом палких дискусій серед ливарників та матеріалознавців, починаючи з часів, коли цей матеріал та технологія його виробництва були винайдені. С тих часів і до сьогодення запропоновано багато гіпотез та теорій, огляд яких досить широко представлений у науковій літературі [4-24], але жодна з яких не стала єдиною загальноприйнятою. Це мабуть пояснюється дуже великою складністю цього процесу. Напевно ця проблема буде вирішена при отриманні більш глибокої інформації про формування кулястого графіту з використанням новітнього лабораторного обладнання з можливостями досліджень на нанорівні.

У вітчизняній та закордонній науковій літературі існує багато розрізненої інформації про будову кулястого графіту та розподіл елементів хімічного складу чавуну між металевою матрицею та графітною фазою [25–30]. Але даних по високоміцному чавуну, що був отриманий відцентровим литтям майже відсутні.

У цій роботі наводяться дані мікрорентгеноспектрального аналізу про розподіл хімічних елементів у структурних складових високоміцного чавуну маслотних заготівок, які отримують відцентровим литтям.

Матеріали і методи

Високоміцний чавун марки ВЧ 500-2 (ДСТУ 3925-99) виплавляли у високочастотній індукційній печі з кислою футерівкою місткістю 30 кг. У якості шихти використовували переробний чавун марки ПЛ-2, чавунний та сталевий брухт. Для отримання кулястого графіту на дно нагрітого ковша давали нікель-магнієву лігатуру (15% Mg, 0,6% Се), що попередньо виготовляли з електролітичного нікелю (Н-1, ГОСТ 849-97), первинного магнію (Мг 95, ГОСТ 804-93) та фероцерію (МЦ50Ж3 (Ж6) ТУ 48-4-280-91) під барієвим флюсом (ТУ 1714-462-05785388-2010). Зверху лігатуру вкривали шаром феросилікобарію ФС65Ба4. Кількість добавок складала 1,0% від маси рідкого металу.

На відцентровому верстаті отримували циліндричні маслотні заготівки із зовнішнім діаметром 65 мм та довжиною 175 мм. Також відливали стандартні проби у сухі піщані форми для контролю хімічного складу чавуну.

З циліндричних заготівок вирізали зразки для металографічного та мікрорентгеноспектрального аналізу. Шліфи готували за загальноприйнятою методикою. Металографічний аналіз проводили з використанням мікроскопів МИМ-7 і «Zeiss. Epityp-2». Оцінку кулястого графіту згідно з ГОСТ 3443 здійснювали за допомогою програмно-апаратного комплексу «ВидеоТесТ. Структура 5.0». Металографічному аналізу піддавали середню частину маслотної заготівки, з якої вирізають поршневі кільця.

Мікрорентгеноспектральний аналіз проводили за допомогою електронних растрових мікроскопів SUPRA 40 WDS (Karl Zeiss) та JSM-6360 з приставками INCA 350 Oxford Instrumentals та JED 2300 відповідно.

Зразки для дослідження вирізали з литого металу та після термічної обробки — відпалу (при температурі 850—950 °С протягом 4 — 6 годин та охолодження разом з піччю до температури 500 °С з наступним охолодженням на повітрі). Відпал є обов'язковою технологічною операцією для отримання чорнової заготівки, з якої безпосередньо вирізають поршневі кільця.

Результати

Типові мікроструктури чавуну у литому стані та після відпалу наведені на рис. 1.

Результати мікрорентгеноспектрального аналізу литого металу, що відображують розподіл елементів вздовж відрізка прямої лінії у перерізі графітного включення наведені на рис. 2 та 3. На рис. 4 наведені результати мікроренгеноспектрального аналізу високоміцного чавуну після термічної обробки — відпалу.

У табл. 1 наведені результати локального точкового мікрозондового аналізу за хімічними елементами, що присутні у високоміцному чавуні (рис. 5).



Рис. 1. Типові мікроструктури чавуну ВЧ 500-2 у литому стані (*a*) та після відпалу (б)

Обговорення

Як видно з рис. 1. морфологія графітних включень дещо відрізняється у литому та термообробленому стані. Графітні включення мають переважно неправильну кулясту форму (ШГф4). У термообробленому стані біля 25-30 відсотків графітних вкраплень також мають зірочкоподібну форму (ШГф2). Діаметр кулястих вкраплень у литому стані не перевищує 15 мкм (ШГд15), у термообробленому стані кулясті вкраплення мають більший розмір (ШГд25, ШГд45). Загальна частка графіту у литому стані не перевищує 6% (ШГ6), після термічної обробки – 10% (ШГ10). Менша кількість графіту та менші розміри його вкраплень можна пояснити половинчастою структурою металевої основи, що утворилася після модифікування нікель-магнієвою лігатурою. Тобто кристалізація металевої основи відбулася частково і за метастабільною системою з утворенням ледебуриту. Після відпалу структура переважно перлітна. Ферит був присутній у вигляді оболонок, навколо графітних вкраплень.

Як видно з наведених рис. 2–5 будова графітного включення є гетерогенною. Відцентрові сили при отриманні виливка суттєво впливають на морфологію графітних вкраплень. Розподілення графіту у металевій матриці рівномірне. Включення графіту внаслідок порушення умов кристалізації під впливом відцентрових сил мають спотворену кулясту форму: у вигляді коми або інших неправильних куль. Кристалізація у металевій формі сприяє також швидкому твердінню, подрібненню структурних складових і ізотропності будови.

Але розподіл елементів, що присутні у чавунах є досить неоднорідним. Кремній, марганець, нікель переважно розташовані у металевій основі, а у графітових вкрапленнях ці елементи майже відсутні. У графітових вкрапленнях спостерігається наявність магнію, кисню та заліза. Особливу зацікавленість викликає розподіл головного сфероїдизатору графіту – магнію. Головним чином, магній розташовується у графітних вкрапленнях. Але в одному випадку розподіл може бути майже рівномірним

(рис. 2, *e*), в іншому випадку у центрі графітного вкраплення може спостерігатися концентраційний п і к (рис. 3, *e*). Часто у науковій літературі це пояснюють утворенням зародків графіту на неметалевих вкрапленнях – переважно сульфідах магнію. А наявність чи відсутність концентраційних піків магнію у центрі графітового вкраплення трактують місцем проходження рентгенівського струменю за його перерізом. Якщо переріз проходить по мак-

симальному діаметру вкраплення — спостерігається пік, якщо переріз проходить нижче — такий пік відсутній. Але така картина розподілу магнію спостерігається і у високоміцних чавунах, які виплавляють на чистих за домішками шихтових матеріалах у вакуумних печах. Тому таке стверд-



Рис. 2. Вкраплення кулястого графіту (у вигляді коми) у високоміцному чавуні (а) та концентраційні спектрограми розподілу у ньому вуглецю (б), заліза (в), кремнію (г); марганцю (д), магнію (е): І-І – лінія пересування мікрозонду

ження не завжди є справедливим.

На наш погляд, відсутність концентраційних піків та рівномірне розподілення магнію (з невеликою амплітудою коливання) за об'ємом графітного вкраплення може підтверджувати гіпотезу утворення кулястого графіту у газових бульбашках та порах. Тобто газоподібні речовини, що вступають в реакцію — магній та окис вуглецю утворюють тверді продукти реакції — графіт та окис магнію, що рівномірно розташовуються у об'ємі бульбашки. Остання при подальшій кристалізації чавуну повністю або частково заповнюється графітом. А концентраційний пік магнію може пояснюватися розташуванням каналу живлення, де власне відбувається реакція та через який у бульбашку дифундує СО та інші гази. Дуже часто в центрі таких вкраплень спостерігаються концентраційні піки не тільки магнію, а і кальцію, заліза, кремнію (рис. 3, *в*), марганц ю

(рис. 3, *г*), сірки (рис. 4, *ж*), фосфору (рис. 4, *з*) та інших елементів.

Утворення графітних вкраплень кулястої форми при додаванні магнію супроводжується бурхливою реакцією з окисом вуглецю [31]. Вірогідно, в умовах дефіциту кисню у чавунах можуть утворюватися метастабільні субокисли нестехіометричного складу, насамперед магнію, а також кальцію, кремнію, заліза та ін. елементів.

Наявність високого вмісту кисню у графіт-



Рис. 3. Вкраплення кулястого графіту неправильної форми у високоміцному чавуні (*a*) та концентраційні спектрограми розподілу у ньому вуглецю (*б*), заліза (*в*), кремнію (*г*); марганцю (*d*), магнію (*e*): І-І – лінія пересування мікрозонду

них глобулях пояснюють [32] високою адсорбційною здатністю графіту. Також це може пояснюється наявністю нестехіометричних з'єднань елементів з високою спорідненістю до кисню: алюмінію, магнію, кальцію, а також наявністю СО, що дифундує у глобуль графіту та не встигає розпастися на вуглець та CO₂ [31]. Найбільшу спорідненість до магнію має кисень та сірка. Роз-



поділ цих елементів у графітному глобулі аналогічний магнію (рис. 4, *ж*, та табл. 1).

Після відпалу графітні вкраплення дещо збільшуються у своїх розмірах, що пояснюється розпадом цементиту і відкладанням вуглецю переважно на вже утворених вкрапленнях. Розподіл хімічних елементів у графітних вкрапленнях не змінюється. У центрі деяких вкраплень спостерігаються концентраційні піки магнію, сірки та ін. (рис. 4). В інших вкрапленнях графіту кулястої форми в

СК

Si K

MgK

ΡK



Рис. 4. Вкраплення кулястого графіту (РЕМ) у високоміцному чавуні після відпалу (*a*) та характер розподілу у ньому вуглецю (*б*), заліза (*в*), кремнію (*г*); марганцю (*d*), магнію (*e*), сірки (*ж*), фосфору (*з*): інтенсивність зафарблення



Рис. 5. Мікроструктура високоміцного чавуну (а) та спектральна крива розподілу елементів для точки 1 (б)

Таблиця 1 — Результати локального мікроренгеноспектрального аналізу (відповідно рис. 5)

Місце			Br	міст елементі	з, мас, частка,	%		
аналізу	С	0	Mg	Si	Mn	Fe	Ni	Всього
1	96,05	2,68	0,26	-	-	1,00	-	100,00
2	95,79	2,97	0,21	-	-	1,02	-	100,00
3	96,11	2,89	0,14	-	-	0,85	-	100,00
4	89,97	7,17	-	-	-	2,86	-	100,00
5	96,41	2,41	0,17	-	-	1,00	-	100,00
6	93,27	5,22	-	-	-	1,51	-	100,00
7	11,80	-	-	2,86	1,01	82,57	1,75	100,00
8	4,69	-	-	3,13	0,83	89,44	1,91	100,00

Висновки

На основі мікроренгеноспектрального аналізу високоміцного чавуну встановлено, що у графітових вкрапленнях спостерігається підвищений вміст магнію та кисню. Розподілення магнію та кисню за об'ємом графітного вкраплення є майже рівномірним. В деяких випадках у центрі графітного вкраплення спостерігаються концентраційні піки вмісту магнію, а також заліза, кремнію, марганцю. Опосередковано, це може підтверджувати бульбашкову теорію утворення графіту кулястої форми при обробці рідкого чавуну магнієм.

Список літератури

- 1. Справочник по чугунному литью [Текст] / под ред. Н. Г. Гиршовича. Л. : Машиностроение. Ленингр. отд-ние, 1978. – 758 с.
- Сильман Г. И. Изготовление и применение поршневых колец из высокопрочного чугуна / Сильман Г. И., Тарасов А. А. // Вклад ученых и специалистов в национальную экономику. – Брянск : Изд-во БГИТА, 2000. – Т. 2. – С. 8–9.
- Бунин К. П. Основы металлографии чугуна / К. П. Бунин, Я. Н. Малиночка, Ю. Н. Таран. – М.: Металлургия. – 1969. – 414 с.
- Жижкина Н. А. Структурообразование высоколегированного чугуна в поле действия центробежных сил / Жижкина Н. А. // Металл и литье Украины. – 2012. – № 12. – С. 11–13.
- 5. Справочник по изготовлению отливок из высокопрочного чугуна / [А. А. Горшков,

М. В. Волощенко, В. В. Дубров, О. Ю. Крамаренко] ; под общ. ред. А. А. Горшкова. – М.-К. : Машгиз, 1961. – 300 с.

- Неижко И. Г. О теориях образования шаровидного графита [Текст] / И. Г. Неижко // Кристаллизация, структурообразование и свойства модифицированного чугуна : Сб. – К. : ИПЛ АН УССР, 1982. – С. 3–14.
- Жуков А. А. Теориям сплавов с шаровидным графитом 50 лет. Но в них еще много тайн / А. А. Жуков // Литейное производство. – 1998. – №11. – С. 5–6.
- Баранов А. А. К теории образования в чугуне шаровидного графита / А. А. Баранов, Д. А. Баранов // Металл и литье Украины. – 2003. – № 9–10. – С. 42–45.
- Соценко О. В. Особенности агрегативного механизма формирования структуры шаровидного и вермикулярного графита в модифицированных чугуна / О. В. Соценко // Металл и литье Украины. – 2012. – №12 (235). – С. 3–10.
- Найдек В. Л. Шаровидный графит в чугунах / В. Л. Найдек, И. Г. Неижко, В. П. Гаврилюк // Процессы литья. – 2012. – №. 5. – С. 33-42.
- Роготовский А. Н. О современных теориях и гипотезах формирования шаровидного графита в литой структуре чугунов / А. Н. Роготовский, А. А. Шипельников // Литейное производство. – 2014. – № 4. – С. 5–7.
- Stefanescu D. M. Theory of solidification and graphite growth in ductile iron // Ductile iron handbook, American Foundrymen's Soc. Inc., 1992. – P. 1–19.

- Skaland T. Nucleation Mechanisms in Ductile Iron // Processing of the AFS cast iron inoculation conference. 2005. Schaumburg, Illinois, September 20-30. – P. 13-30. (<u>http://</u> www.elkemfoundry.com.cn/pdf/48f1b39297.pdf).
- 14. Development of Theories on Graphite Formation in Ductile Cast Iron. By:Cees van de Velde Last revision : January 15, 2004 [Электронный реcypc] / A New Approach to the Solidification of Cast Iron. – режим доступа: www/URL: <u>http://</u><u>www.ceesvandevelde.eu/partone.htm/</u> – 15.01.2004 г. – Загл. с экрана.
- Закирничная М. М. Фуллеренная модель структуры железоуглеродистых сплавов / Закирничная М. М. – Препринт Уфа: Изд-во УГНТУ, 1996. – 35 с.
- Karsay S. I. Ductile Iron Production Practice. Amer Foundry Society Inc, Des Plaines, Illinois, 1987.
- 17. Yamamoto S. et al. A Proposed Theory of Nodularization of Graphite in Cast Irons //Metal Science. 1975. T. 9. № 1. P. 360–369.
- Hanawa K. et al. Nodular Graphite Formation in P/M Products from Cast Iron Swarf Powder and Fe-Si-C Mixed Powders //Transactions of the Japan Institute of Metals. – 1980. – T. 21. – № 12. – P. 765–772.
- Hanawa K. Nodular Graphite Formation in Porecontaining White Cast Iron Sintered by means of Direct Electric Resistance Heating / Hanawa K., Hara Z., Akechi K. //Transactions of the Japan Institute of Metals. – 1981. – T. 22. – № 7. – P. 449–458.
- Yamamoto S. et al. Producing Speroidal Graphite Cast Iron by Suspension of Gas Bubbles in Melts // Transactions of the American Foundrymen's Society. – 1975. – T. 83.
- Itofuji H. Proposal of site theory / Itofuji H. // Transactions of the American Foundrymen's Society. – 1996. – T. 104. – P. 79–87.
- Itofuji H. The influence of free magnesium on some properties in spheroidal graphite irons / Itofuji H. // International Journal of Cast Metals Research(UK). 1999. T. 12. № 3. P. 179-187.
- 23. Kasperek J. Aspects de la germination du graphite dans des fontes synthătiques ălaborăes sous vide

/ Kasperek J., Tellier J. C., Ortiz M. // Fonderie, Fondeur d'Aujourd'hui. – 1991. – № 101. – P. 29–37.

- Колотило Д. М. Еще одна версия генезиса формы графита в чугуне / Д. М. Колотило // Литейное производство. – 1998. – № 7. – С. 15–16.
- Гиршович Н. Г. Кристаллизация и свойства чугуна в отливках / Н. Г. Гиршович. – М. : Машиностроение, 1966. – 563 с.
- 26. Чаус А. С. Особенности внутреннего строения шаровидного графита в высокопрочном чугуне / А. С. Чаус, Я. Сойка, Л. Чаплович // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2013. – № 4. – С. 9–13.
- Соценко О. В. Распределение магния и церия в отливках из высокопрочного чугуна [Текст]
 Материалы юбилейной междунар. науч.практ. конф. «Литье 2014», 27-29 мая 2014 г. Запорожье / под общ ред. д.т.н. О. И. Пономаренко. — Запорожье : ЗТПП, 2014. — С. 225— 226.
- Itofuji H. Magnesium Map of the Spheroidal-Graphite Structure in Ductile Cast Irons / Itofuji H. //Cast Metals(UK). – 1992. – T. 5. – №. 1. – P. 6–19.
- Itofuji H. Detailed study of the site of Mg-halo as detected by CMA //International Journal of Cast Metals Research(UK). - 2001. - T. 14. -№ 1. - P. 15-23.
- Castro M. et al. Characterization of graphite form in nodular graphite cast iron // International Journal of Cast Metals Research. – 2003. – T. 16. – №. 1. – P. 83–86.
- 31. Иванов В. Г. О механизме образования шаровидной формы графита / В. Г. Иванов, В. П. Пирожкова // Неметалеві вкраплення і гази у ливарних сплавах : збірник тез XIV Міжнар. науково-технічної конф., Запоріжжя, 6—9 жовтня 2015 р. / відп. ред. В. В. Луньов. — Запоріжжя : ЗНТУ, 2015. — С. 80—83.
- Леви Л. И. Об образовании шаровидного графита в синтетических сплавах Fe-C-Si / Л. И. Леви, С. А. Гладышев // Известия ВУЗов. Черная металлургия. 1971. №5. С. 155–157.

Поступила в редакцию 27.03.2016

Иванов В.Г. Распределение химических элементов в структуре высокопрочного чугуна для маслотных заготовок поршневых колец

Исследовано распределение элементов химического состава высокопрочного чугуна, полученного модифицированием никель-магниевой лигатурой, между его структурными составляющими.

Микрорентгеноспектральным анализом подтверждено, что элементы, присутствующие в высокопрочных чугунах, неравномерно распределяются между металлической основой и графитной фазой. В графитовых включениях шаровидной формы наблюдается повышенная концентрация магния и кислорода. Наличие этих элементов способствует образованию графита шаровидной формы.

Ключевые слова: высокопрочный чугун, шаровидный графит, химический состав, магний, кислород.

Ivanov V. Element distribution in ductile cast iron used for billet piston rings

Element distribution between structural components in ductile cast iron produced by modified by nickel-cadmium master alloy was examined.

The non-uniform distribution of elements contained in ductile cast iron have occurs between metal base and graphite phase was confirmed by the results of electron microprobe analysis. Increased concentration of magnesium and oxygen was observed in graphite spherical inclusions. The presence of these elements contributes to the formation of spherical graphite.

Key words: ductile cast iron, spherical graphite, chemical composition, magnesium, oxygen.

УДК.669.15

Канд. техн. наук В. В. Нетребко

Запорожский национальный технический университет, г. Запорожье

ВЛИЯНИЕ НОРМАЛИЗАЦИИ НА ТВЕРДОСТЬ Cr-Mn-Ni ЧУГУНОВ

Комплексное легирование чугунов требует корректировки режимов термической обработки. Методом математического планирования эксперимента установлены регрессионные зависимости твердости чугунов от содержания C, Cr, Mn и Ni, после изотермической выдержки в течение 1,5 и 4,5 ч при 1050 °C с последующей нормализацией. Рекомендованы оптимальные режимы термической обработки чугунов различного состава.

Ключевые слова: чугун, легирование, нормализация, структура, твердость.

Введение

Термическая обработка чугунов имеет большое значение при формировании структуры и свойств, обеспечивающих долговечность, надежность и эксплуатационную стойкость деталей [1– 4].

Формирование структур для конкретных условий эксплуатации или технологических потребностей достигается путем легирования и оптимизации режимов термической обработки.

Структура высокохромистых чугунов, состоящая из металлической основы и карбидов, определяется количеством углерода и его растворимостью в твердом растворе. Углерод, связанный в карбиды не оказывает влияние на свойства металлической основы. Растворимость углерода в α -Fe очень мала, поэтому сплавы на основе железа, которые не претерпевают $\alpha \leftrightarrow \gamma$ превращения при нагреве и охлаждении практически не закаливаются и соответственно не обладают высокой твердостью. Повышение твердости таких сплавов достигается за счет твердорастворного упрочнения или измельчения структуры.

Легирование высокохромистых чугунов марганцем и никелем способствует образованию γ -Fe и оказывает влияние на растворимость углерода. Марганец повышает растворимость углерода, а никель понижает. Применение марганца и никеля для повышения износостойких свойств высокохромистых чугунов оказывает большое влияние на положение критических точек структурных диаграмм, что вызывает необходимость оптимизировать режимы термической обработки.

При комплексном легировании Cr, Mn и Ni наблюдается большое взаимное влияние этих элементов на их распределение и процессы структурообразования. Марганец повышает содержание хрома в карбидах. Хром изменяет распределение марганца между основой и карбидами. Никель, уменьшая растворимость углерода в основе, влияет на процессы карбидообразования и стабилизирует аустенит [5—8]. При комплексном легировании чугунов, воздействие элементов на положение критических точек проявляется очень сложно, а иногда противоречиво. Влияние элемента зависит от наличия и концентрации других компонентов сплава и ряда факторов.

При термической обработке комплексно легированных чугунов большое значение имеет время изотермической выдержки и скорость охлаждения. В связи с низкой теплопроводностью и низкой пластичность высоколегированных чугунов, охлаждение деталей из этих сплавов рекомендуется проводить в спокойном воздухе (нормализация) или в печи (отжиг) [10]. Время изотермической выдержки при определенной температуре должно обеспечивать полноту протекания диффузионных процессов. Различная скорость диффузии легирующих элементов в металлической основе связана как с их свойствами, так и с содержанием большого количества других легирующих элементов, препятствующих перемещению атомов.

Твердость чугунов является комплексным показателем, зависящим от твердости металлической основы, количества карбидов, их твердости, дисперсности и характера распределения, а так же других факторов.

В высокохромистых чугунах, в зависимости от соотношения Cr / C образуются карбиды типа Me_3C , Me_7C_3 и $Me_{23}C_6$. Карбиды Me_3C имеют твердость 800...1100, а $Me_7C_3 - 1200...1700$ HV. Карбиды $Me_{23}C_6$ имеют твердость незначительно меньшую, чем Me_7C_3 . Увеличение времени выдержки при высоких температурах способствует процессу замещению атомов железа атомами хромом. Повышение содержания хрома в карбидах повышает их твердость, но обедняет металлическую основу хромом. Обеднение основы хромом способствует протеканию $\alpha \leftrightarrow \gamma$ превращения железа и может повышать твердость металлической основы. Металлическая основа высокохро-

© В. В. Нетребко, 2016

мистых чугунов, в зависимости от условий формирования структуры (отжиг, закалка) и наличия легирующих элементов (твердорастворное упрочнение) может иметь твердость от 275 HV (феррит) до 940 HV (мартенсит) [1, 8, 11].

Для повышения твердости отливок из высокохромистых износостойких чугунов ГОСТ 7769 – 82 рекомендует нормализацию от 1323...1373 °К (1050...1100 °С) с выдержкой 12 часов. Рекомендации стандарта не учитывают специфику систем легирования чугунов, а также низкую скорость протекания диффузионных процессов в комплексно-легированных чугунах.

Результаты работ [8, 11–15] содержат рекомендации по термической обработке конкретных сплавов.

Литературные данные не позволяют объективно оценить влияние C, Cr, Mn и Ni при их комплексном применении на твердость чугунов после нормализации от 1050 °C.

Цель работы заключалась в получении регрессионных зависимостей твердости чугуна от содержания C, Cr, Mn и Ni после изотермической выдержки 1,5 и 4,5 часа при 1050 °C с последующей нормализацией.

Материал и методики исследований

Чугун выплавлялся в индукционной печи с основной футеровкой. Литые образцы подвергались нормализации от 1050 °С после выдержки в течение 1,5 и 4,5 часов. Анализ структуры выполняли на оптических микроскопах МИМ-8 и Sigeta MM-700 и микроскопе РЕМ 106И. Макротвердость сплава определяли на твердомере Роквелла.

Для построения математической модели зависимости твердости от химического состава чугуна, после изотермической выдержки при 1050 °С и нормализации, использовали метод активного планирования эксперимента (табл. 1).

Таблица 1 — Матрица планирования дробного факторного эксперимента 2⁴⁻¹

Уровни	[Факторы, масс. %					
варьирова факторо	С	Cr	Mn	Ni			
Основной	0	2,5	18,5	3,0	1,6		
Интервал	Δ	1,0	5,0	1,7	1,0		
звездное плечо	1,414Δ	1,41	7,07	2,4	1,41		
Domining	+1	3,5	23,5	4,7	2,6		
верхние	+1,414	3,91	25,57	5,4	3,01		
Нижние	-1	1,5	13,5	1,3	0,6		
	-1,414	1,09	11,43	0,6	0,19		

Анализ полученных результатов

В результате математической обработки экспериментальных данных получены регрессионные зависимости твердости чугуна от содержания С, Cr, Mn и Ni после нормализации от 1050 °C с выдержкой 1,5 и 4,5 ч:

 $HRC_{1050-1,5} = 11,22C + 2,38Cr - 4,91Ni - 0,45CCr - 0,18MnCr + 1,39MnNi + 8,7;$

 $HRC_{1050-4,5} = 8,196C - 0,897CMn - 2,761CNi + 0,323CrNi + 38,379.$

Данные уравнения являются математически вероятностными в соответствии с критериями Стьюдента, Фишера и Кохрена.

Структура чугунов после изотермической выдержки в течение 1,5 ч незначительно отличалась от структуры чугунов после выдержки 4,5 ч. Типичные виды структуры чугунов после изотермической выдержки в течение 4,5 ч при 1050 °С и последующей нормализации представлены на рис. 1.



Рис. 1. Структуры исследуемых чугунов после нормализации с выдержкой 4,5 часа:

- a чугуны без $\alpha \leftrightarrow \gamma$ превращений и выделений вторичных карбидов;
- δ чугуны без ас
ну превращений с незначительными выделениями карбидов;
- в чугуны с α↔ превращениями и большим количеством вторичных карбидов;
- е чугуны без α↔ γ превращений с трансформацией первичных карбидов

В чугунах, содержащих минимальное или максимальное количество Mn и Ni, $\alpha \leftrightarrow \gamma$ превращение не протекало. Структура чугунов, в которых не происходило $\alpha \leftrightarrow \gamma$ превращение, представлена на рис. 1, а. В процессе нагрева и выдержки при 1050 °С, увеличивалась растворимость углерода, вызывающая частичное растворение карбилной фазы. В этих чугунах после нормализации наблюдались выделения отдельных мелкодисперсных карбидов рис. 1, б. В чугунах, в которых протекали α↔ превращения, возрастала растворимость углерода (карбидов). После нормализации в структуре чугунов присутствовало большое количество мелкодисперсных вторичных карбидов рис. 1, в. Выдержка при 1050 °С вызывала трансформацию карбидов с образованием вкраплений аустенита в центральных частях карбидов рис. 1, г.

Составы чугунов с минимальной и максимальной твердостью после нормализации от 1050 °С с выдержкой 1,5 и 4,5 ч представлены в табл. 2.

Таблица 2 – Твердость и составы чугунов после нормализации от 1050 °С

Хи	мический с	IDC		
С	Mn	Cr	Ni	HKC _{1050-1,5}
1,09	0,60	11,43	3,01	29,0
1,09	0,60	25,57	0,19	65,6
Хи	мический с	состав, масс	. %	HRC
С	Mn	Cr	Ni	111001050-4,5
3,91	5,40	11,43	3,01	30,10
3,91	0,60	25,57	0,19	67,70

Анализ табл. 2 показывает, что увеличение времени выдержки при 1050 °С до 4,5 ч увеличивает минимальный и максимальный уровни твердости чугунов в данной системе легирования.

Максимальную твердость после выдержки 1,5 ч имел чугун, содержащий 1,09% С, а после 4,5 ч – 3,91% С. Данный факт свидетельствует о том, что выдержка в течение 1,5 ч не обеспечивает полноту протекания диффузионных процессов.

Не зависимо от времени выдержки минимальную твердость имели чугуны, содержащие 11,43% Сг (минимальное количество) и 3,01% Ni (максимальное количество), что связано с образованием аустенита, обладающего низкой твердостью. Максимальная твердость наблюдалась при 25,57% Сг (максимальное количество) и 0,19% Ni (минимальное количество), что связано с образованием закалочных структур.

Влияние С, Сг, Мп и Ni на твердость чугуна после нормализации от 1050 °С представлено на рис. 2 (выдержка 1,5 ч) и рис. 3 (выдержка 4,5 ч).

Анализ влияния углерода на твердость чугуна после выдержки 1,5 ч при 1050 °С и нормализации показал, что по мере его увеличения твердость чугуна возрастала, однако при повышении содержания хрома в чугуне интенсивность влия-



Рис. 2. Влияние С, Сг, Мп и Ni на твердость чугуна после выдержки в течение 1,5 ч при 1050 °С и нормализации: 1 – 0,6 % Mn; 2 – 3,0 % Mn; 3 – 5,4 % Mn



Рис. 3. Влияние C, Cr, Mn и Ni на твердость чугуна после выдержки в течение 4,5ч при 1050 °C и нормализации: 1 –0,6 % Mn; 2 – 3,0 % Mn; 3 – 5,4 % Mn

ния углерода снижалась. При содержании в чугуне 25,57% Сг влияние углерода было незначительным, что объясняется преобладанием влияния твердости металлической основы как составляющей макротвердости.

Увеличение содержания хрома повышало твердость чугунов, кроме составов, содержащих 3,9% С и 3,5...5,4% Mn.

Влияние Mn и Ni на твердость чугунов зависела от их совместного содержания. При содержании 0,2...1,6% Ni увеличение содержания марганца понижало твердость чугунов. При 3,0% Ni повышение количества марганца увеличивало твердость чугунов, содержащих 11,5...18,5% Cr, а при 25,5% Cr понижало.

Увеличение количества никеля в чугунах, содержащих 0,6% Mn, понижало твердость, а при 5,4% повышало.

При увеличении выдержки до 4,5 ч влияние элементов на твердость чугуна изменилось. Увеличение количества углерода в чугуне повышало твердость чугунов, содержащих 0,6...4,0% Мп и 0,2...1,8% Ni, а при больших концентрациях этих элементов снижало.

Снижение твердости чугунов, содержащих 0,2% Ni, по мере увеличения количества марганца происходило интенсивней по мере увеличения углерода.

Увеличение содержания хрома повышало твердость чугуна, при этом интенсивность влияния хрома возрастала по мере увеличения концентрации никеля.

Влияние никеля зависело от содержания углерода. В чугунах, содержащих 1,1% С никель повышал твердость, а при 3,9% С понижал.

Специфическое влияние С, Сг, Мп, и Ni на твердость чугуна объясняется процессами структурообразования. В случае образования мартенситной структуры или твердорастворного упрочнения феррита, твердость чугунов повышается, а при образовании карбидов цементитного типа Me₃C, обладающих низкой твердостью по сравнению с основой, понижается, за исключением случая образования жесткой сетки ледебурита.

Для чугунов, содержащих 22,5...25,5% Сг и 1,1...3,9% С, а также минимальное количество Мп и Ni нормализация от 1050 °С при выдержке 1,5 ч повышала твердость. Максимальное значение твердости наблюдалось в чугуне с 1,1% С. Минимальные значения твердости имели чугуны, содержащие 11,5...14,5% Сг, 1,1...2,1% С, 3,0% Ni и 0,6% Mn.

В чугунах, после нормализации от 1050 °С при выдержке 4,5 ч максимальная твердость наблюдалась при содержании 3,6...3,9% С, 17,5...25,5% Сг, 0,6% Мп и 0,2% Ni, а минимальная при 3,6...3,9% С, 11,5...14,5% Сг, 5,4% Мп и 3,0% Ni.

Выводы

1. Нормализация от 1050 °С повышает твердость чугунов с минимальным содержанием марганца и никеля, и понижает твердость сплавов, легированных марганцем и никелем, что связано с образованием аустенитной металлической основы.

2. Увеличение времени выдержки при 1050 °C с 1,5 до 4,5 ч способствует более полной гомогенизации сплава и протеканию процессов перераспределения элементов, тем самым достигается минимальный и максимальный уровни твердости чугунов в данной системе легирования.

Список литературы

- Гарбер М. Е. Износостойкие белые чугуны / Гарбер М. Е. – М. : Машиностроение. – 2010. – 280 с.
- Влияние термической обработки на свойства высокохромистого чугуна / М. Н. Беркун, И. П. Волчок, И. В. Живица, В. И. Топал // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1971. – № 1. – С. 64–66.
- Gierek A. Zeliwo stopowe jako tworzywo konstrukcyjne / A. Gierek, L. Bajka. – Katowice : Slask. – 1976. – 230 p.
- Analysis of the Structure and Abrasive Wear Resistance of White Cast Iron With Precipitates of Carbides / D. Kopycicski, M. Kawalec, A. Szczksny, R. Gilewski, S. Piasny // Archives of Metallurgy and Materials. Institute of metallurgy and materials science of Polish academy of sciences. – 2013. – Vol. 58, Issue 3. – P. 973– 976.
- 5. Нетребко В. В. Влияние отжига на твердость Сг-Мп-Ni чугунов / В. В. Нетребко // Литье и металлургия. – 2015. – № 2. – С. 95–101.
- Нетребко В. В. Влияние марганца на структуру высокохромистых чугунов / В. В. Нетребко // Вісник Дніпропетровського національного університету залізничного транспорту імені академіка В. Лазаряна. – 2012. – Вып. 42. – С. 167–169.
- Belikov S. Manganese influence on chromium distribution in high-chromium cast iron / Belikov S., Volchok I., Netrebko V. // Archives of Metallurgy and Materials. – Vol. 58. 3. – 2013. – P. 895–897.
- Чейлях А. П. Экономнолегированные метастабильные сплавы и упрочняющие технологи / Чейлях А. П. – Харьков : ННЦ ХФТИ. – 2003. – 212 с.
- Гиршович Н. Г. Кристаллизация и свойства чугуна в отливках / Гиршович Н. Г. – М.-Л. : Машиностроение. – 1966. – 564 с.
- ГОСТ 7769-82 Чугун легированный для отливок со специальными свойствами. Марки. – Введ. 1983–01–01. – М. : Изд-во стандартов. – 1982. – 15 с.
- Цыпин И. И. Износостойкие отливки из белых легированных чугунов. – М.: НИИмаш. – 1983. – 56 с.
- Чабак Ю. Г. Структурные изменения в комплексно-легированном белом чугуне при дестабилизирующем нагреве / Ю. Г. Чабак, В. Г. Ефременко, Р. Р. Станишевский // Вестник ДНУЗТ им. В. Лазаряна : сб. науч. трудов. 2011. № 38. С. 229–232.
- Структурные изменения в литом чугуне 270Х15Г2Н1МФТ при нагреве выше точки Ас₁ / Ю. Г. Чабак, В. Г. Ефременко, Т. В. Козаревская [и др.] // Тезисы международной

научно-практическая конф. «Университетская наука. — 2011». — Мариуполь : ГВУЗ «ПГТУ». — 2011. — 187 с.

14. Куцова В. З. Влияние температуры нагрева на формирование структуры, фазовый состав и свойства высокохромистых чугунов в исходном и термообработаном состоянии / В. З. Куцова, М. А. Ковзель, А. В. Кравченко // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2008. – № 1. – С. 35–50.

15. Чабак Ю. Г. Влияние режима отжига на микроструктуру и твердость высокохромистых чугунов с повышенным содержанием аустенитообразующих элементов / Ю. Г. Чабак // Строительство, материаловедение, машиностроение : сб. научных трудов. – Днепропетровск: ПГАСиА. – 2013. – Вып. 65. – С. 188–192.

Поступила в редакцию 12.04.2016

Нетребко В.В. Вплив нормалізації на твердість Cr-Mn-Ni чавунів

Комплексне легування чавуну потребує коректури режиму термічної обробки. Методом математичного планування експерименту встановлені регресивні залежності твердості чавунів від вмісту C, Cr, Mn та Ni після ізотермічної витримки протягом 1,5 та 4,5 годин при 1050 °C з подальшою нормалізацією. Рекомендовані оптимальні режими термічної обробки чавунів з різним складом.

Ключові слова: чавун, легування, нормалізація, структура, твердість.

Netrebko V. The influence of normalization on the hardness of Cr-Mn-Ni cast irons

Complex alloying of cast irons requires the adjustment of heat treatment modes. Regression dependences of cast irons' hardness on C, Cr, Mn and Ni content after isothermal holding during 1.5 and 4.5 hours at 1050 °C with further normalization were established by means of the mathematical experiment planning method. Optimal heat treatment modes for cast irons of different compositions were recommended.

Key words: cast iron, alloying, normalization, structure, hardness.

Наукове видання

Вісник двигунобудування № 1/2016

науково-технічний журнал

Головний редактор	д-р техн. наук О. Я. Качан
Заст. гол. редактора	д-р техн. наук А. I. Долматов

Оригінал-макет підготовлено	в редакційно-видавничих відділах	ЗНТУ	і АТ «Мотор Січ»
Комп'ютерна верстка			Н.О. Савчук
Переддрукарська підготовка			М.Д. Хош
Коректори			Н.В. Сахнюк
			О.Є. Носик,
			Я.В. Обухович,
			О.І. Пільгуєва

Реєстрація рукописів

Свідоцтво про державну реєстрацію КВ №6157 від 20.05.2002 В.Й. Гембель

Передрукування матеріалів тільки з дозволу редакції При використанні матеріалів посилання на журнал є обов'язковим Матеріали публікуються мовою оригіналу Рукописи, фотокартки та носії інформації не повертаються

> Здано до друку 12.07.2016 р., зам. 2398, накл. 300. Надруковано видавничим комплексом АТ «Мотор Січ» Україна, 69068, Запоріжжя, просп. Моторобудівників, 15, тел. (0612) 720-42-49, 720-41-11

> > Свідоцтво суб'єкта видавничої справи ДК №2394 від 27.12.2005.