



Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский
научно-исследовательский институт авиационных материалов»,
Государственный научный центр Российской Федерации

(ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ)

Технологическая платформа «Новые полимерные композиционные
материалы и технологии»

Технологическая платформа «Материалы и технологии металлургии»

**ХI Всероссийская конференция
по испытаниям и исследованиям свойств
материалов «ТестМат» по тематике «Физико-
механические испытания, прочность, надежность,
высокотемпературные испытания»**

Материалы конференции

1 февраля 2019 г.

Электронное издание

Москва

2019

УДК 620.1

ББК 30.3 + 34.2 + 34.43

Т36

Редакционная коллегия:

Славин А.В., д.т.н., начальник Испытательного центра; Николаев Е.В., к.т.н., заместитель начальника Испытательного центра; Лаптев А.С., заместитель начальника лаборатории; Шеин Е.А., к.т.н., главный специалист; Закржевская М.С., инженер 2-й категории.

Т36 XI Всероссийская конференция по испытаниям и исследованиям свойств материалов «ТестМат» по тематике «Физико-механические испытания, прочность, надежность, высокотемпературные испытания» : материалы Всероссийской конференции (г. Москва, 1 фев. 2019 г.), [Электронный ресурс] / ФГУП «ВИАМ». – М. : ВИАМ, 2019. – 464 с. : ил. – ISBN 978-5-905217-38-8. – 1 электрон. опт. диск (CD-ROM). – Систем. требования: Intel от 1,3 ГГц; Windows XP/Vista/7; Adobe Reader; дисковод CD-ROM; 10 Мб. – Загл. с экрана.

Основные тематические направления конференции:

- исследование и определение характеристик прочности, усталости и трещиностойкости материалов с использованием современного испытательного оборудования и способов обработки результатов испытаний;
- фрактографический анализ разрушения и структурно-фазовые исследования материалов, включая эксплуатационные разрушения;
- исследование напряженно-деформированного состояния материалов и элементов конструкции с использованием методов математического моделирования и механики разрушения;
- исследование изменения физико-механических, теплофизических и эксплуатационных свойств материалов при воздействии внешних факторов, в т.ч. климатических.

Конференция посвящена 105-летию со дня рождения д.т.н., профессора Софьи Исааковны Кишкиной.

УДК 620.1

ББК 30.3 + 34.2 + 34.43

ISBN 978-5-905217-38-8

© ФГУП «ВИАМ», 2019

Организационный комитет

(ФГУП «ВИАМ»)

Председатель:

Славин А.В. – д.т.н., начальник Испытательного центра

Заместители председателя:

Луценко А.Н. – к.т.н., заместитель начальника Испытательного центра

Члены организационного комитета:

Каблов Д.Е. – к.т.н., заместитель начальника управления;

Каныгин А.А. – начальник управления;

Куколев Д.Н. - начальник управления;

Дворяшин В.Г. – заместитель начальника управления;

Николаев Е.В. - к.т.н., заместитель начальника Испытательного центра;

Генералов А.С. – к.т.н., начальник лаборатории;

Лаптев А.С. – заместитель начальника лаборатории;

Ширяева И.Ю. – начальник сектора;

Платонов С.Г. - ведущий специалист;

Трушин Д.С. - ведущий инженер;

Бабин А.В. – ведущий инженер;

Цилин Е.А. – инженер 2-й категории.

СОДЕРЖАНИЕ

Исследование трещиностойкости алюминиевых сплавов методом корреляции цифровых изображений	8
Автаев В.В.	
Перспективы применения моделирования термического цикла сварки при аттестации низколегированных судокорпусных сталей.....	27
Артемьев Д.М.; Филин В.Ю.; Старцев В.Н.; Беляев В.А.	
Упрощенная методика динамических испытаний на подрыв материалов и схем защиты наземных транспортных средств	44
Арцруни А.А.; Зажилов А.А.	
Методика испытаний на устойчивость тонкостенных оболочечных конструкций летательных аппаратов из полимерно-композиционных материалов.....	53
Райлян В.С.; Русин М.Ю.; Афтаев В.В.; Терехин А.В.; Рогов Д.А.	
Анализ напряжений в ПКМ с концентратором.....	59
Бондарчук Д.А.; Федулов Б.Н.	
Армирование конструкции датчика индукционного лага.....	72
Аванесов Ю.Л.; Воронов А.С.; Евстифеев М.И.	
Исследование физико-механических характеристик материалов при типовых испытаниях объемных силовых деталей специальных гусеничных машин	85
Гавзе А.Л.	
Влияние температуры испытания и асимметрии цикла на МЦУ при заданной деформации жаропрочного сплава ВЖ175	90
Горбовец М.А.; Ходинев И.А.; Беляев М.С.; Летников М.Н.	
Особенности моделирования и испытания ячеистых структур, синтезированных по технологии селективного лазерного сплавления	107
Яковлев Н.О.; Гриневиц Д.В.; Мазалов П.Б.	

Исследование структуры жаростойкого реакционно отверждаемого покрытия для жаропрочных никелевых сплавов в зависимости от условий термообработки..... 127

Дворецков Р.М.; Денисова В.С.; Малинина Г.А.

Анализ нелинейного деформирования однонаправленного углепластика при квазистатическом нагружении..... 143

Думанский А.М.; Лю Хао; Алимов М.А.

Исследование физико-механических свойств взрывчатого вещества на основе октогена при статических испытаниях на растяжение... 153

Старцев А.В.; Ильин П.Е.; Ковалева В.А.; Дергачёв И.С.

Влияние химического состава реакционноотверждаемых покрытий на их растекаемость 166

Куршев Е.В.; Денисова В.С.; Лонский С.Л.; Малинина Г.А.

Определение эксплуатационной живучести литых деталей машиностроительных конструкций 177

Лебединский С.Г.; Москвитин Г.В.; Пугачёв М.С.; Поляков А.Н.

Особенности математического моделирования нестационарного деформирования взаимодействующих конструкций из композитных материалов..... 185

Головин Н.Н.; Майская Е.В.

Натурные тензометрические исследования высоконагруженного энергетического оборудования: опыт и перспективы 201

Маслов С.В.

Структурные изменения при кристаллизации композитов на полимерной основе..... 212

Барахтин Б.К.; Мукашев Т.А.; Седлецкий Р.В.

Ранжирование характеристик конструкционной прочности для прогнозирования циклической долговечности сплавов при термосиловом нагружении..... 221

Муратаев Ф.И.; Загидуллин А.Д.; Данилов Е.В.

**Определение упругих и прочностных характеристик ПКМ
ультразвуковыми методами прохождения и отражения 236**

Мурашов В.В.; Мишуров К.С.

**Особенности испытания армированных материалов с ледяной
матрицей 252**

Нужный Г.А.; Гриневич Д.В.; Бузник В.М.; Ландик Д.Н.

**Повышение коррозионной стойкости поверхности изделий
газодинамическим напылением защитных покрытий 267**

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

**Результаты исследований диаграмм растяжения меди М1, алюминиевых
сплавов АМГ-6 и АМц по методу составного стержня Гопкинсона с
применением галтельных образцов 280**

Пушков В.А.; Цибилов А.Н.; Юрлов А.В.; Окинчиц А.А.; Найданова Т.Г.

**Исследование влияния межслоевого дефекта на НДС в
многослойных конструкциях из композита 295**

Соколовский М.И.; Бульбович Р.В.; Рогожникова Е.Н.

**Влияние направления синтеза СЛС и параметров испытаний на
сопротивление усталости жаропрочных никелевых сплавов 304**

Горбовец М.А.; Беляев М.С.; Рыжков П.В.

**Экспериментальное определение коэффициентов трения скольжения
между корпусом РН и опорными ложементами транспортно-
установочного агрегата при повышенных и пониженных
температурах 318**

Смердов А.А.; Таирова Л.П.; Кулиш Г.Г.; Бахтин А.Г.; Строков В.О.

**Интерферометрические системы измерения массовой скорости в
физике экстремального состояния вещества 331**

Тищенко И.Ю.; Пирог В.А.; Глухов Р.Д.; Губский К.Л.; Казиева Т.В.;
Кузнецов А.П.

Исследование конструкционных материалов на ползучесть при изгибном характере напряженно-деформированного состояния 343

Горюшкин Д.С.; Журавлев А.П.; Карелина Е.В.; Стахеев А.В.; Уфимцев В.С.

Описание вероятностного подхода к выбору коэффициента запаса в условиях прочности сварных соединений 355

Филин В.Ю.; Ильин А.В.

Методика построения определяющего соотношения наследственного типа для однонаправленного углепластика 372

Хао Лю

Сопrotивление многоциклового усталости жаропрочных сплавов в зависимости от типа нагружения 384

Горбовец М.А.; Ходинев И.А.; Каранов В.А.; Юшин В.Д.

Трещиностойкость композитов с полимерной матрицей..... 401

Яковлев Н.О.; Гуляев А.И.

Модуль упругости как параметр состояния конструкционных материалов (КМ). Исследование зависимости модуля упругости от степени пластической деформации КМ 416

Яковлев Ю.О.; Соляр А.Я.

Применяемые и перспективные уплотнительные материалы в изделиях АО «ОДК-Климов» 429

Живушкин А.А.; Полянский С.Б.; Тихомирова Е.А.; Шарова Н.А.; Евстафьев А.Г.; Монастырева Л.А.; Федорова И.Е.; Фарафонов Д.П.; Афанасьев-Ходыкин А.Н.

Обеспечение газодинамических испытаний компрессоров с лабиринтными уплотнениями..... 439

Белобородов С.М.; Модорский В.Я.; Петров В.Ю.; Цельмер М.Л.

Опыт применения сотовых уплотнителей на изделиях ПАО «Кузнецов» 454

Учеватов С.А.; Наздрачев С.В.; Пименов Е.В.

УДК 620.1

Исследование трещиностойкости алюминиевых сплавов методом корреляции цифровых изображений

Автаев В.В.¹

¹*Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский институт авиационных материалов», Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»)*

Аннотация:

На примере образцов из алюминиевого сплава В-1167РДТВ толщиной 1 мм с центральной трещиной определены положения вершины трещины отрыва по распределению полей деформации при циклическом нагружении в процессе испытаний на скорость роста трещины усталости и при статическом нагружении в процессе определения силовых характеристик трещиностойкости. На основе анализа особенностей распределения перемещений и деформаций в зоне у вершины трещины предложена методика простого измерения длины статически подрастающей трещины, позволяющая определить критический коэффициент интенсивности напряжений при плосконапряженном состоянии K_c для трещины отрыва.

Ключевые слова:

корреляция цифровых изображений, трещиностойкость, вершина трещины, коэффициент интенсивности напряжений, экспериментальная механика, механика разрушения.

Введение

Назначение ресурса современной авиационной техники базируется на принципе безопасной повреждаемости. Он основан на знании характеристик, отражающих способность материала сопротивляться появлению и развитию усталостных трещин в течение времени эксплуатации и на безусловном обнаружении усталостных трещин методами неразрушающего контроля. С учетом повышения требований к прочности, ресурсу и долговечности конструкций [1, 2] необходима разработка новых принципов, моделей и методов многокритериального анализа деформирования и разрушения современных конструкционных материалов, учитывающих первичную роль в разрушении процессов локализации пластического течения. Решение этих задач, рассматривается в рамках механики разрушения, где упругое поведение материала описывается с помощью теории упругости, а упругопластическое – с использованием теории пластичности. При этом получение исходных данных по новым материалам, обоснование и проверка расчетов на прочность по-прежнему требует проведения экспериментов.

В настоящее время экспериментально-расчетные методы оценки поведения материала с простыми трещиноподобными дефектами достаточно разработаны и стандартизированы (ГОСТ 25.506, ОСТ 1 92127, ASTM E399, ASTM E1820). Требования к геометрии, технологии изготовления образцов, методам механических испытаний заложены в комплекс нормативной документации на полуфабрикат и призваны обеспечивать единство и воспроизводимость результатов измерений, быстрое и простое получение количественных характеристик трещиностойкости материала. Однако механика разрушения, которая лежит в основе стандартизированных методов, для упрощения описания процессов разрушения использует модели твердого тела с гипотетической (или формальной) трещиной, которые подходят для статистически однородного процесса разрушения, наблюдаемого на макроуровне. Такая идеализация моделей разрушения

удобна для инженерных целей, когда существует необходимость определения критических состояний материала, но она часто не учитывает особенности поведения материалов на мезо- и микроуровнях [3–5] и не способна с достаточной точностью описать разрушение материала в сложных условиях нагружения.

Для целей исследования напряженно-деформированного состояния и разрушения материалов с реальными видами дефектов создано много экспериментальных методов [6–8], в числе которых метод фотоупругости, метод анализа напряжений при термоупругости, а также различные методы интерферометрии. Тем не менее, их практическое применение имеет свои ограничения. К примеру, метод фотоупругости требует нанесения чувствительного покрытия на непрозрачный материал, для термоупругости необходимо приложение циклического нагружения в строго адиабатических условиях, а методы интерферометрии [9, 10] могут применяться только при выполнении высоких требований к стабильности измерительной системы. С другой стороны, в экспериментальной механике возможно применение относительно простого метода корреляции цифровых изображений (КЦИ) [11, 12], в частности для анализа напряжений и деформаций бесконтактным способом всего рабочего поля образца, соединения или элемента конструкции, в широком диапазоне масштабов и скоростей процесса деформирования и разрушения материалов. Данный оптический метод основан на отслеживании перемещений «спеклов» - уникальных текстурных областей, нанесенных на поверхность образца и зафиксированных в процессе нагружения, и сравнение двух или более цифровых изображений со «спеклами» с последующим пересчетом этих полей перемещений в поля деформаций.

Экспериментальные методы механики разрушения требуют однозначно определять положение вершины трещины [13] с достаточной точностью, поскольку ее положение оценить длину трещины и степень напряженности

материала с трещиной, выражаемую через коэффициенты интенсивности напряжений K (в частности, через K_I для наиболее критичной в конструкции трещины отрыва). Определение положения вершины трещины по ее изображению на поверхности образца перспективно для автоматизации измерений (в рамках развития так называемого компьютерного зрения) при испытаниях на СРТУ и статическую трещиностойкость. Однако существует ряд вопросов, без решения которых стабильный результат в экспериментальной практике не всегда возможен. Так, например, определение вершины трещины по бинаризованному (черно-белому) изображению поверхности образца требует высокой степени ее предварительной подготовки, а развивающаяся утяжка перед вершиной затрудняет ее точную идентификацию. При использовании методов КЦИ также разработаны способы определения положения вершины трещины. К числу широко используемых относится метод определения вершины с применением оператора Собеля, который определяет границу трещины путем вычисления средних значений градиента интенсивности полей перемещений вдоль и перпендикулярно действию нагрузки на образец с трещиной [14–16].

Целью настоящей работы являлся выбор оптимального способа определения положения вершины трещины по полученным полям перемещений или деформаций при стандартных испытаниях на трещиностойкость, при которых необходимо обеспечить стабильное определение положения с сохранением достаточной точности и невысокой трудоемкости процесса. При этом способ должен позволять определять вершину трещины при различных уровнях нагружения и, в частности, определять критический коэффициент интенсивности напряжений при плосконапряженном состоянии по реальной длине трещины.

Кроме того, для целей определения кривой сопротивления статическому развитию трещины (K_R -кривой) на тонколистовых

полуфабрикатах необходимо разработать способ экспериментальной оценки протяженности пластической деформации, поскольку развивающееся при нагружении выпучивание рабочей части образца и упрочнение материала приводит к значительным отклонениям от расчетных значений пластической зоны по Ирвину.

Материал и методы исследований

Для исследований полей деформаций образцы из алюминиевого сплава В-1167РДТВ (система Al–Cu–Mg) толщиной $t = 1,0$ мм, шириной $b = 200$ мм с концентратором в виде центральной трещины, а также пятикратные с равномерной рабочей частью шириной 10 мм, испытывали по схеме осевого растяжения. На образце с концентратором был выполнен пропил длиной $2h/b = 0,49$ и затем выращивалась предварительная усталостная трещина (до $2l_0/b = 0,53$). Силовое нагружение осуществляли на универсальной сервогидравлической испытательной машине Walter+Bai LFV-500. Испытания на определение характеристик упругости проводили по ГОСТ 11701 и ГОСТ 1497. Испытания на определение характеристик скорости роста трещины усталости по ОСТ 1 92127 проводили на двух образцах с частотой нагружения 5 Гц, коэффициенте асимметрии цикла $R = 0,1$ и максимальной нагрузке в цикле 6 кН. При этом скорость роста трещины усталости получена для диапазона длин трещины $2l/b$ от 0,16 до 0,45. На статическую трещиностойкость по ГОСТ 25.506 испытывали образцы с предварительно подрощенной трещиной длиной $2l/b = 0,53$; нагружение выполняли со скоростью 1 мм/мин.

Экспериментальное исследование полей деформаций рабочей поверхности образцов осуществлялось с использованием системы видеофиксации полей перемещений и деформаций VIC-3D (Video Image Correlation), основанной на методе КЦИ, в комплектации с двумя видеокамерами Grasshopper GRASS-50S5M разрешением 1,8 Мпикс и объективами Schneider Kreuznach 1.9/35, системой подсветки поверхности

образца, программного обеспечения для фиксации изображений, отслеживания и определения поля перемещений. На поверхность рабочей зоны образцов перед испытанием с помощью аэрографа и водоэмульсионных красок последовательно наносили белый фон и контрастные черные точки диаметром менее 1,0 мм, которые в совокупности формируют спеклы.

В процессе испытаний проводилась съемка кадров с частотой 10 кадр/с и разрешением 16 пикс/мм половины рабочей поверхности образца со спеклами: фрагмента зоны развития трещины отрыва от отверстия и иницирующего пропила до свободного края образца рис. 1, б). При корреляционном анализе изображений для определения положения вершины трещины использовали подобласть спеклов в виде квадрата со стороной 27 пикс и шаг анализа подобластей 7 пикс. Данные величины параметров корреляции рекомендуются производителями аппаратно-программных продуктов, использующих метод КЦИ, для большинства задач исследования деформаций. Поле перемещений получено в виде векторов u , v , w (перемещения по осям x , y , z соответственно; ось y совпадает с направлением приложения нагрузки, ось x – с направлением развития трещины), которые затем преобразованы в лагранжев тензор конечных деформаций с компонентами e_{xx} , e_{yy} , e_{xy} . Все поля перемещений и деформаций имеют систему координат с началом в геометрическом центре расчетной области.

Видеозапись при циклических испытаниях на СРТУ проводили при подрастании трещины на каждые 10 мм с записью трех полных циклов нагружения. Видеозапись проводили также при наведении начальной трещины от $2l = 0,49b$ до $0,53b$, а также при статическом нагружении образца с подрощенной трещиной, в этом случае запись вели до разрушения образца.

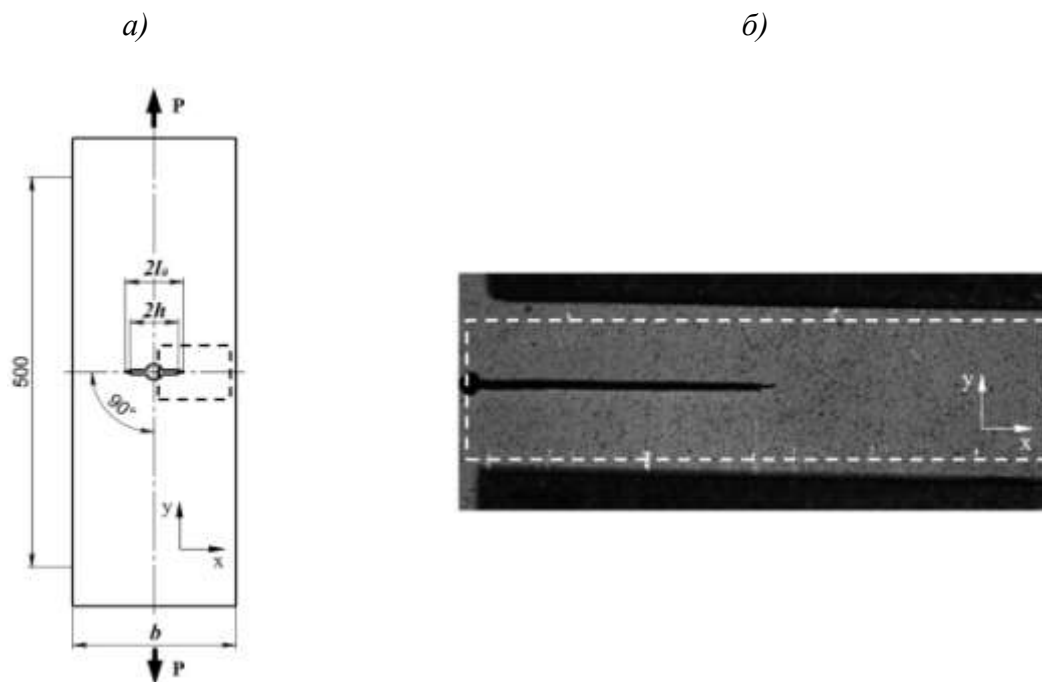


Рис. 1 – Образец концентратором в виде центральной трещины (а) и фрагмент рабочей поверхности образца со спеклами до нанесения усталостной трещины (б); пунктиром показана расчетная область исследования

Результаты и их обсуждение

Анализ полей перемещений и деформаций по изображениям спеклов проводился из предположения о наличии определенных изменений в развитии перемещений (деформаций), связанных с вершиной трещины, а также с устойчивостью определения спекл-структур для выбранных размеров подобласти и шага корреляционного анализа. Последняя особенность характерна для метода КЦИ, при котором идентификация одной подобласти при сравнении двух изображений проводится с определенным доверительным интервалом. При больших деформациях, свойственных, в частности, локальному появлению или продвижению трещины, доверительный интервал будет иметь более высокие значения, чем на остальной части исследуемого поля.

Известно, что темпы роста деформаций (упругих и пластических) и напряжений по мере приближения к трещине увеличиваются, достигая максимального значения в вершине трещины. Это должно характеризовать

положение вершины трещины на экспериментальных данных. Спад темпов роста в распределении деформаций связан со снятием напряжений на берегах трещины.

На рис. 2 представлены поля перемещений u , v , доверительный интервал и поле деформации e_{yy} в области вершины трещины (начальное отношение ширины образца к длине трещины $2l_0/b = 0,53$) при испытании на определение характеристик статической трещиностойкости образца из сплава В-1167РДТВ в момент достижения максимальной нагрузки 29 кН. Характер распределения полей перемещений и деформаций – ожидаемый, с максимумами в области вершины трещины. По полю доверительного интервала в предполагаемой зоне вершины трещины наблюдается его увеличение, что было использовано для ограничения зоны поиска вершины при исследовании полей перемещений и деформаций.

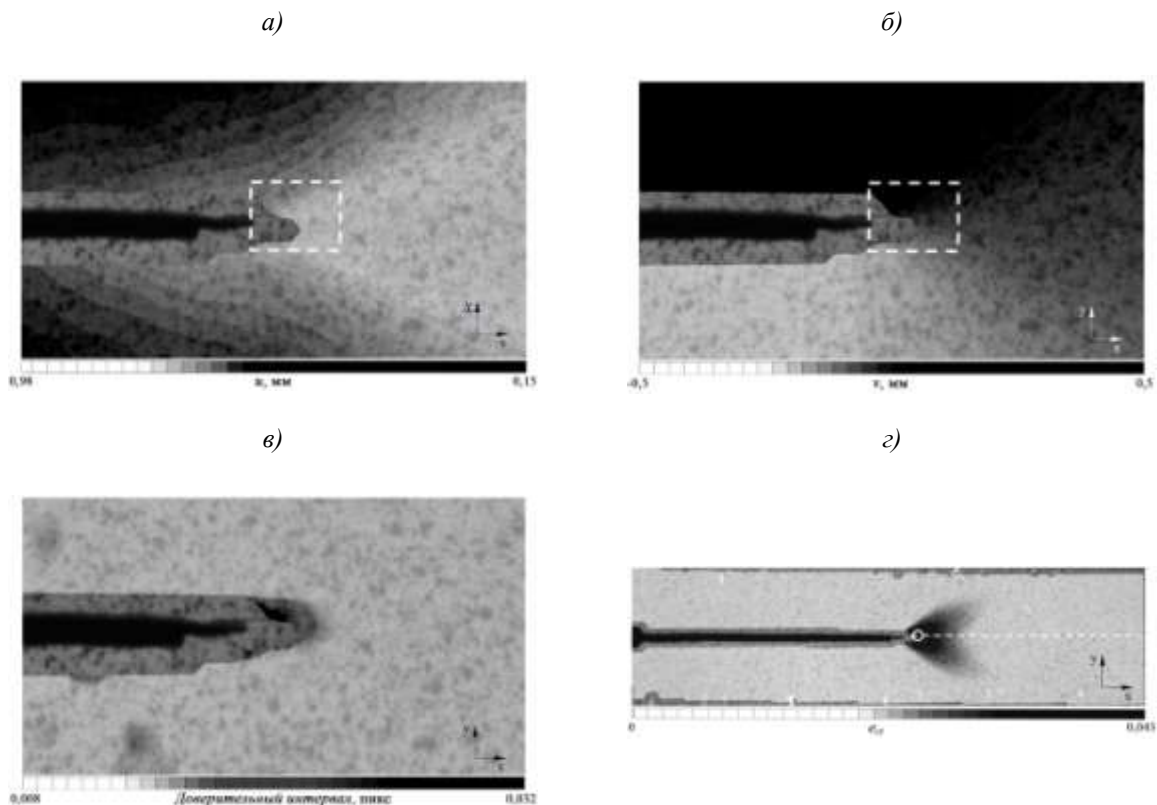


Рис. 2 – Поля перемещений u (а), v (б), доверительного интервала (в) и деформации e_{yy} (г) для образца из сплава В-1167РДТВ с начальной трещиной. На а и б пунктиром выделена область определения вершины трещины с использованием оператора Собеля. На г окружностью выделена граница визуально установленной трещины, пунктирная линия – направление распространения трещины

В среде MATLAB по полям перемещений u и v проведено определение положения вершины трещины по алгоритму определения границ, основанного на использовании оператора Собеля. Использование данного алгоритма не дало однозначной оценки положения вершины трещины по полю u (рис. 3, *а*). Координата вершины трещины, определенная по полю перемещений v , соответствует $X = 3,75$ мм (рис. 3, *б*). Данные результаты показывают, что применение алгоритма не может обеспечить стабильного определения положения вершины трещины, однако его применение для других целей возможно [12], если проводится анализ полей перемещений, полученных при значительно большем разрешении (250 пикс/мм). Однако применение большего увеличения в случае использования видеокамеры с высокой разрешающей способностью повысит трудоемкость процесса из-за необходимости нанесения более мелкодисперсной спекл-структуры и значительно увеличит время корреляционного анализа.

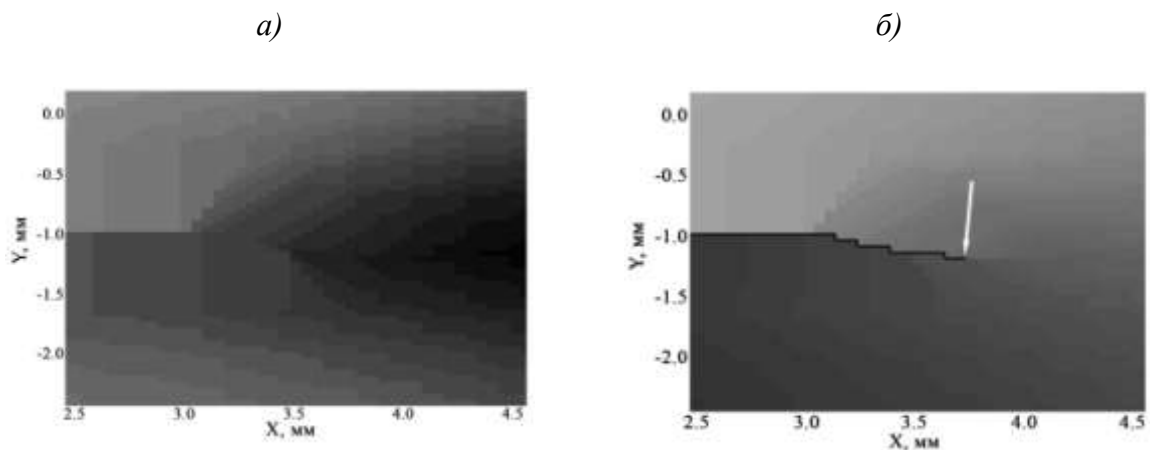


Рис. 3 – Результаты определения вершины трещины по полям перемещений u (*а*), v (*б*) с использованием алгоритма на основе оператора Собеля (фрагменты увеличенны).
На *б* стрелкой показана вершина трещины

Поскольку наибольшие изменения полей для трещины отрыва происходят в направлении ее развития X , по этому направлению были построены распределения перемещений u , v , w и деформаций e_{xx} , e_{yy} , e_{xy} (рис. 4). Левая граница анализируемого участка находится левее визуально

различимой трещины, правая – в области равномерного распределения деформаций за фронтом трещины. Можно отметить, что наибольшие изменения в зоне вершины трещины наблюдаются по перемещениям v и w , отвечающие за перемещения по осям y и z соответственно. В обоих случаях наблюдаются скачки в развитии перемещений при $X = 3,73$ мм и $4,17$ мм. В связи с тем, что визуально вершина трещина расположена правее, вероятно, появление изменений в данных точках связано с ее берегами. В связи с небольшим уровнем скачков по перемещениям и сложностью их идентификации, определение точного положения вершины трещины по характерным изменениям в перемещениях представляется затруднительным.

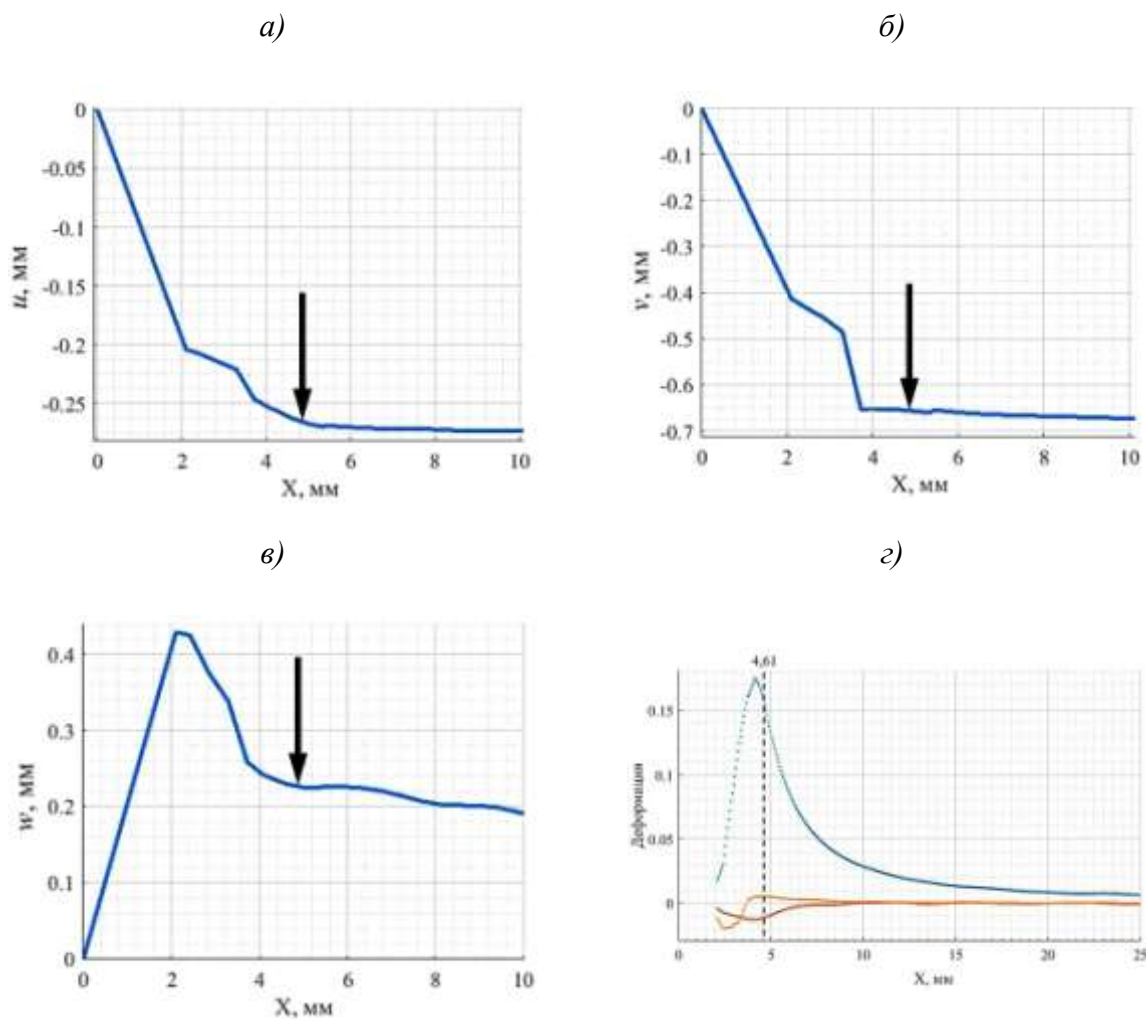


Рис. 4 – Распределения перемещений u (а), v (б), w (в), и деформаций e_{xx} , e_{yy} , e_{xy} (з) вдоль направления X для образца из сплава В-1167 РДТ В с начальной трещиной. Стрелками на а–в показано положение визуально определенной вершины трещины

Для трещины отрыва наибольшие изменения относительно уровня равномерных деформаций в отдалении от трещины наблюдаются для деформации e_{yy} , которая развивается в направлении приложения нагрузки на образец в процессе испытания. Максимальные абсолютные значения деформаций e_{yy} и e_{xx} соответствуют $X = 4,17$ мм; деформации $e_{xy} - X = 4,61$ мм. На участке от 4,17 до 4,61 мм деформации e_{yy} и e_{xx} изменяются монотонно. Если рассматривать темпы роста деформаций e_{yy} и e_{xx} с зоны равномерного их распределения до трещины, то видно, что наклон кривой постепенно растет с достижением максимального наклона на участке $X = 4,61-5,20$ мм. Таким образом, значение координаты вершины трещины для рассмотренного состояния (момента нагружения) принято в точке 4,61 мм, в которой наблюдается снижение максимального наклона (темпов роста).

При статическом нагружении образцов с трещиной определение положения вершины проводилось по полям деформации, соответствующим нагрузке на образце более 6 кН, при которой трещина полностью раскрыта и отсутствуют дополнительные искажения полей у ее вершины. Кроме того, проведена оценка возможности определения вершины трещины по полю остаточной деформации, полученному при разгрузке образца, а также по полям, соответствующим нагружению образца циклическими нагрузками при испытаниях на СРТУ. Было установлено, что для всего процесса статического и циклического нагружения положение вершины трещины может быть определено по падению наклона кривой распределения деформации e_{yy} на $\approx 40\%$ относительно участка с максимальным наклоном или по максимуму в случае отсутствия падения (рис. 5). Ввиду большого объема данных испытаний на СРТУ поля перемещений и деформаций при различных длинах трещины не приведены. Установлено, в пределах погрешностей измерений, соответствие длин трещины, измеренных визуально с помощью лупы Бринелля (увеличение $\times 50$) и полученных с

помощью предложенного критерия в виде уменьшения наклона кривой. Для испытаний на СРТУ отмечено, что малым длинам трещин $2l/b$ соответствуют кривые со снижением наклона на 40%, а трещинам большой длины – кривые с максимумом. Отсутствие максимума в случае малых трещин связано с тем, что зона с развитой трещиной идентифицируется как зона с более высоким, по сравнению с вершиной трещины, уровнем деформаций.

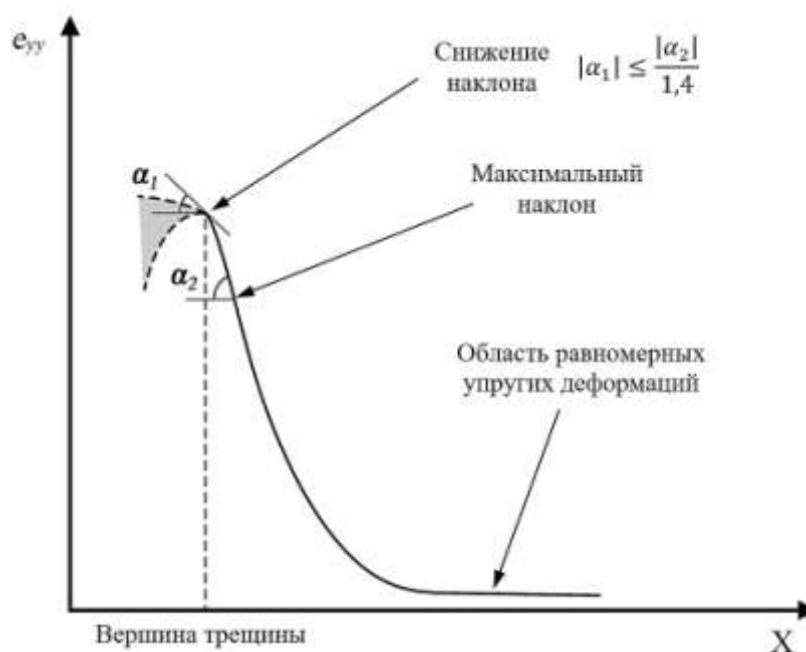


Рис. 5 – Графическое определение вершины трещины по распределению деформации e_{yy} вдоль направления распространения трещины

На результат измерений локальных деформаций и, следовательно, на определение положения вершины трещины методом КЦИ влияет выбор размера подобласти и шага корреляционного анализа подобластей. Для установления уровня точности метода оценки положения проведено исследование распределения поля деформации e_{yy} в зоне вершины трещины в диапазоне размеров подобласти от 11 до 37 пикс, с размером шага в диапазоне от 1 до 10 пикс (рис. 6). Во всех случаях уровни максимальных деформаций, характер их изменения вблизи предполагаемой вершины различаются.

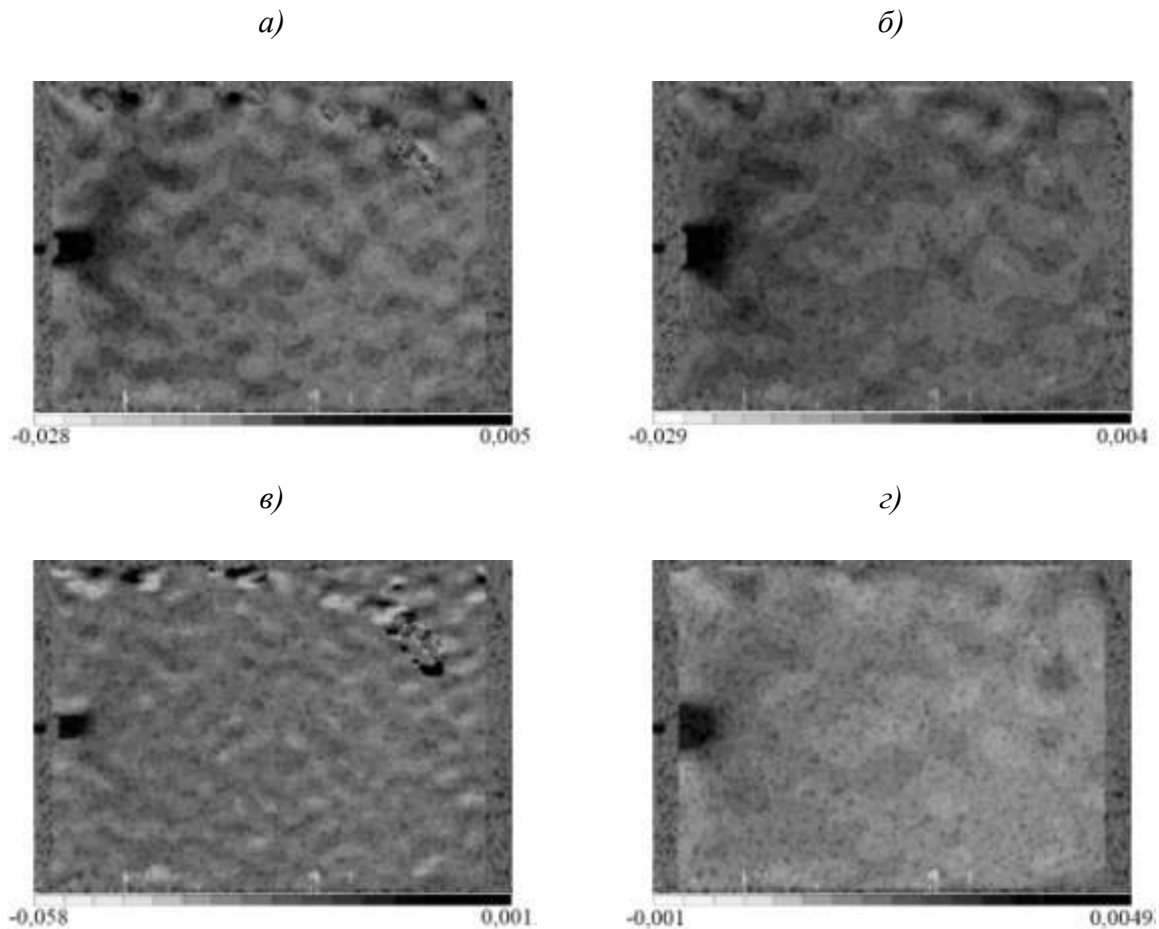


Рис. 6 – Поля деформации e_{yy} зоны у вершины трещины, полученные при различных параметрах корреляционного анализа (нагрузка 6 кН):

- a* – размер подобласти 17 пикс, шаг – 7 пикс; *б* – размер подобласти 37 пикс, шаг – 7 пикс; *в* – размер подобласти 27 пикс, шаг – 1 пикс; *г* – размер подобласти 27 пикс, шаг – 10 пикс

Поля деформации снимались при максимальной нагрузке цикла при нанесении предварительной усталостной трещины, равной 6 кН. Длина трещины и ее вершина была также определена по излому разрушенного образца (граница усталостного и статического рельефа) с использованием инструментального микроскопа БМИ-1Ц. Полученная величина использовалась для сравнения с результатами применения метода оценки положения вершины трещины по полям деформаций при различных параметрах корреляционного анализа. На рис. 7 представлены результаты измерения вершины трещины при различных параметрах корреляционного

анализа; пунктиром указано положение вершины, определенное по излому образца.

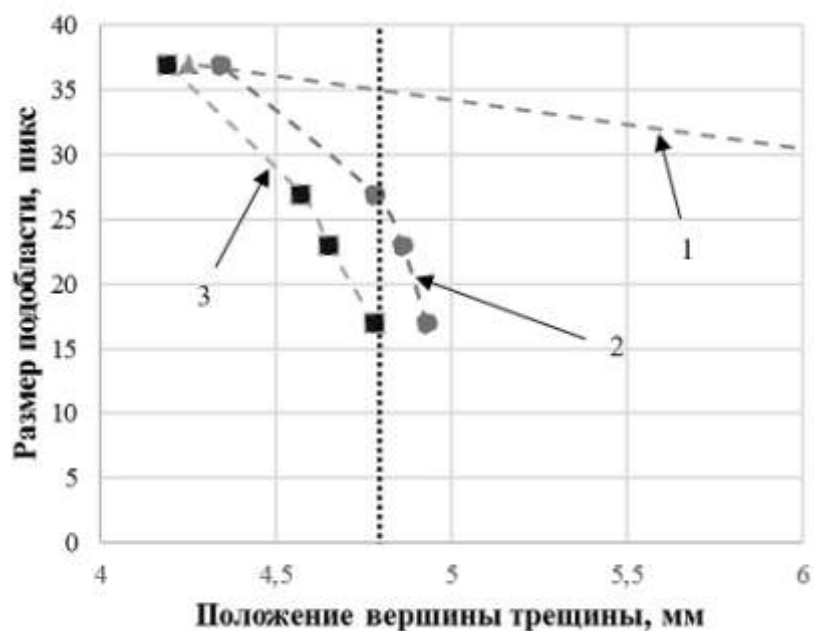


Рис. 7 – Положение вершины трещины, определенное по полю деформации e_{yy} , при различных размерах подобласти и шагах корреляционного анализа 1 мм (1), 7 мм (2) и 10 мм (3). Пунктирная линия – положение вершины трещины по излому

Использование подобластей небольших размеров при корреляционном анализе приводит к большому количеству не идентифицированных зон со спеклами. Несмотря на то, что деформации измеряются на минимальной базе, при невысоких нагрузках, характерных для испытаний на СРТУ, уровень шумов сопоставим с уровнем деформации e_{yy} , что не позволяет определять положение вершины трещины. Использование подобластей больших размеров приводит к сильному размытию поля деформации и ошибкам определения ее положения. Оптимальный размер подобласти для определения положения вершины трещины равен 23–27 пикс, размер шага 5–7 пикс.

С использованием установленного критерия изменения характера распределения деформации e_{yy} (уменьшение угла наклона кривой) были определены вершины трещины для различных моментов нагружения (с

шагом 4 кН) образцов из сплава В-1167РДТВ при испытаниях на определение характеристик статической трещиностойкости, определена общая длина трещины с учетом ее подрастания при нагружении (рис. 8, б). Для сплава В-1167РДТВ статический подрост трещины начинается при нагрузке выше 16 кН, что превосходит по уровню максимальную нагрузку 6 кН при предварительном нанесении усталостной трещины. Кроме того, наблюдается неравномерный рост трещины, который сопровождается чередованием этапов быстрого роста и полной остановки.

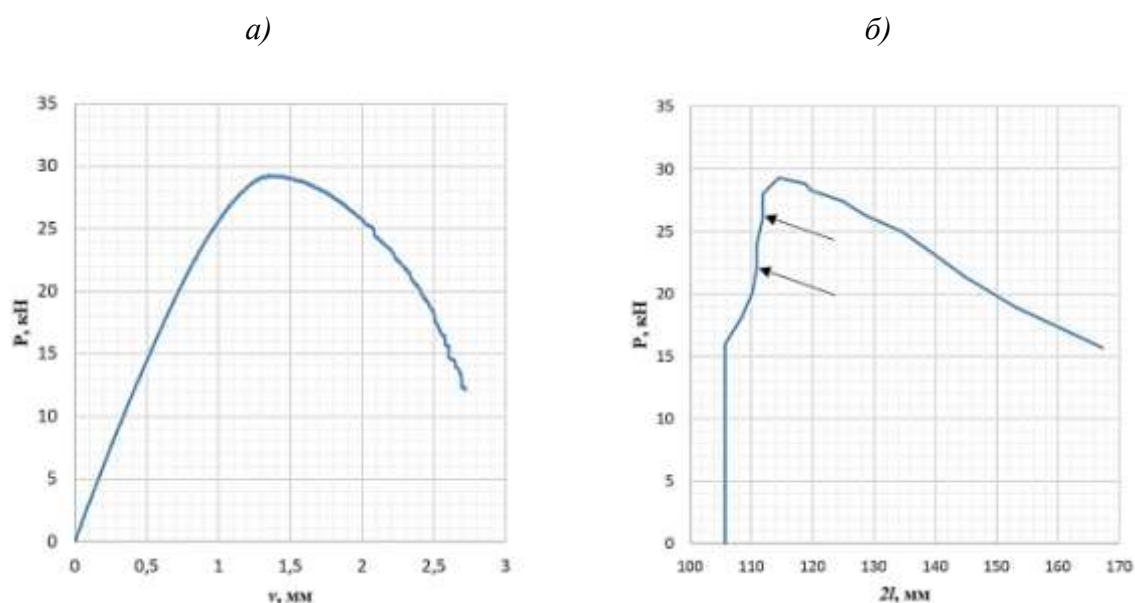


Рис. 8 – Диаграмма статического нагружения образца из сплава В-1167РДТВ с начальной трещиной (а) и расчетная кривая роста трещины при нагружении (б).

На б стрелками показаны начала этапов полной остановки трещины при нагружении

Измерение прироста длины трещины при максимальной нагрузке позволяет определять критическую длину трещины и на основании этого – критический коэффициент интенсивности напряжений при плосконапряженном состоянии (K_c). Для сплава В-1167РДТВ критический коэффициент K_c с учетом прироста трещины на 8,66 мм составил $88 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$, что на 7,5% больше условного значения K_c^y .

Определение протяженности зоны пластической деформации проводилось по распределениям поля экспериментальной (общей)

деформации e_{yy} и упругой деформации $e_{yy}^{упр}$, рассчитанной из решения системы уравнений Вестергаарда для трещины отрыва (по модели I) и закона Гука для плосконапряженного состояния. При этом упругие характеристики материала для расчета e_{yy} определялись на образцах с равномерной рабочей частью при испытаниях на растяжение по ГОСТ 1497, а значение коэффициента интенсивности напряжений при статическом подрастании K_R трещины вычислялось по ОСТ 1 92122. Расчетная линия $e_{yy}^{упр}$ смещалась в сторону развития трещины до полного совпадения с экспериментальной линией распределения деформации на начальном участке концентрации деформаций. Величина смещения принималась равной величине пластической деформации r (рис. 9, а).

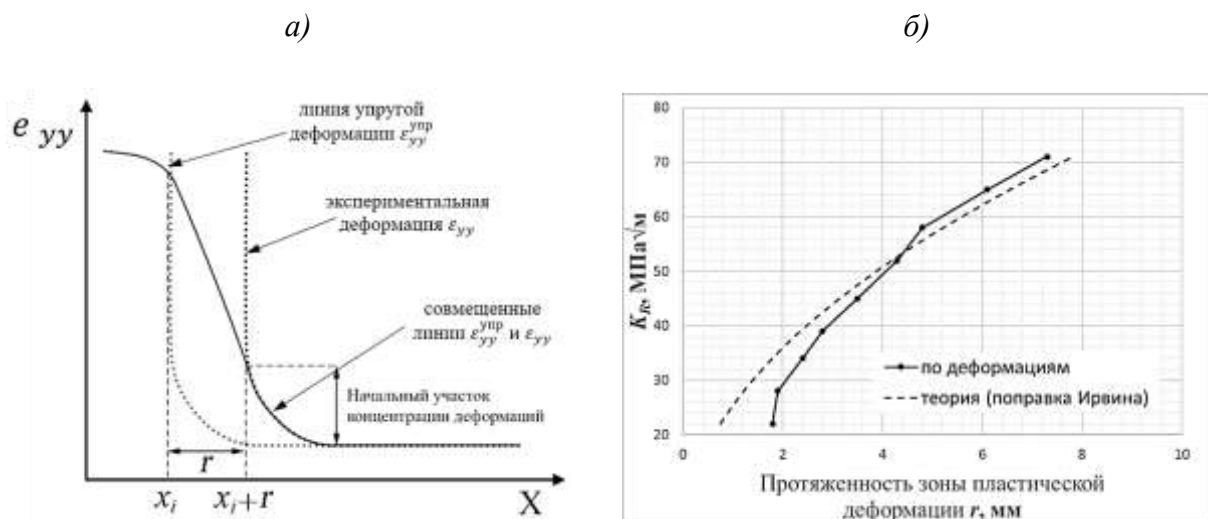


Рис. 9 – Схема расчета протяженности пластической деформации в вершине трещины (а) и график роста пластической зоны при статическом нагружении (б)

Полученная протяженность пластической зоны на различных этапах нагружения сравнивалась с поправкой на пластичность Ирвина (рис. 9, б). Видно хорошее совпадение при значениях K_R выше значения 30 МПа \cdot м $^{1/2}$. При более низких значениях разница между расчетной зоной и экспериментальной связана с развитием пластических деформаций при предварительном нанесении усталостной трещины.

Заключение

Метод определения положения вершины трещины, основанный на анализе распределения деформации e_{yy} вдоль движения трещины отрыва, позволяет проводить измерения длины подрастающей трещины при статическом нагружении, и более точно характеризовать материал при помощи критического коэффициента интенсивности напряжений.

Методы определения вершины трещины и протяженности пластической зоны перед вершиной трещины были опробованы так же на сплавах 1441Т1 и В-1481РТ1В. На их основе во ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ были разработаны СТО 1-595-30-523-2017 и СТО 1-595-30-547-2017 на методы исследования полей деформаций при испытаниях на СРТУ и K_c^y .

Литература

1. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года // *Авиационные материалы и технологии*, 2012. № 5. С. 7-17.
2. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // *Авиационные материалы и технологии*. 2015, №1. С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
3. Бьюи Х.Д. Механика разрушения: обратные задачи и решения / Пер. с англ. *Л.В. Степановой*. М.: Физматлит, 2011. 412 с.
4. Штремель М.А. Разрушение в 2 кн. Кн.1 Разрушение материала: моногр. М.: Изд. Дом МИСиС, 2014. 670 с.
5. Поверхностные слои и внутренние границы раздела в гетерогенных материалах / Отв. ред. *В.Е. Панин*. Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2006. 520 с.
6. Пригоровский Н.И. Методы и средства определения полей деформаций и напряжений. М.: Машиностроение, 1983. 248 с.

7. Джоунс Р., Уайкс К. Голографическая и спекл-интерферометрия. М.: Мир, 1986. 328 с.
8. Экспериментальная механика / Под ред. А. Кобаяси: пер. с англ. М.: Мир, 1990. Т. 1, 2.
9. Владимиров А.П., Каманцев И.С., Ищенко А.В., Веселова В.Е., Горкунов Э.С., Задворкин С.М. Изучение процесса зарождения усталостной трещины по изменению рельефа поверхности образца и ее спекловых изображений // Деформация и разрушение материалов. 2015. № 1. С. 21–26.
10. Луценко А.Н., Одинцев И.Н., Гриневич А.В., Северов П.Б., Плугатарь Т.П. Исследование процесса деформации материала оптико-корреляционными методами // Авиационные материалы и технологии. 2014. № S4. С. 70-86. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-s4-70-86.
11. Sutton M.A, Orteu J.-J., Schreier H.W. Image Correlation for Shape, Motion and Deformation Measurements. Columbia, SC, USA: University of South Carolina, 2009. 322 p.
12. Ильичев А.В., Раскутин А.Е. Исследование влияния концентратора напряжений на напряженно-деформационное состояние углепластика методом корреляции цифровых изображений // Авиационные материалы и технологии. 2014. № 3. С. 62–66. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-3-62-66.
13. Гриневич А.В., Ерасов В.С., Автаев В.В., Швец С.М. Определение вязкости разрушения листовых алюминиевых сплавов // Авиационные материалы и технологии. 2014. № S4. С. 40–44. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-s4-40-44.
14. Sonka M., Hlavac V., Boyle R. Image Processing, Analysis and Machine Vision. Chapman and Hall International, 1993. 555 p. DOI: 10.1007/978-1-4899-3216-7.
15. Lopez-Crespo P., Shterenlikht A., Patterson E.A., Yates J.R., Withers P.J. The stress intensity of mixed mode cracks determined by digital image correlation // J. Strain Analysis. 2008. V. 43. N 8. P. 769–780.

16. Du Y., Diaz F.A., Burguete R.L., Patterson E.A. Evaluation using digital image correlation of stress intensity factors in an aerospace panel // Experimental Mechanics. 2011. V. 51. P. 45–57.

УДК 539.42:621.791.011:53.096

Перспективы применения моделирования термического цикла сварки при аттестации низколегированных судокорпусных сталей

Артемьев Д.М.¹; Филин В.Ю.¹, к.т.н.; Старцев В.Н.¹, к.т.н.; Беляев В.А.¹

nrk3@crism.ru

¹НИЦ «Курчатовский институт» – ЦНИИ КМ «Прометей», С.-Петербург

Аннотация:

На основе разработанной методики моделирования теплофизических процессов при сварке плавлением рассчитаны термические циклы в выбранной точке зоны термического влияния и экспериментально реализованы на установке GLEEBLE на образцах, испытанных далее на трещиностойкость. Результаты этих испытаний сопоставляются с данными полномасштабных испытаний реальных сварных соединений.

Ключевые слова:

моделирование термического цикла сварки, трещиностойкость.

Сварка плавлением сопровождается физико-химическими процессами, связанными с нагревом, плавлением, охлаждением и кристаллизацией металла шва, его взаимодействием с флюсами, шлаками и газами; структурными и объёмными превращениями основного металла в зоне термического влияния. Тепловые процессы в зоне сварки определяют физико-химические и механические свойства сварного соединения, поэтому представляет интерес их моделирование, особенно для определения теплового состояния объекта сварки, так как температурное поле определяет форму осей кристаллитов и микроструктуру шва, влияющую на характер распределения деформаций и деформационную способность металла в температурном интервале хрупкости, а также структуру зоны термического влияния (ЗТВ).

С другой стороны, актуально снижение трудоёмкости и стоимости аттестации конструкционных сталей, включающей сварку специальных проб и определение трещиностойкости ЗТВ сварных соединений. Поэтому неоднократно предпринимались исследования ЗТВ, полученной экспериментальным моделированием термического цикла сварки с помощью дилатометров и установок GLEEBLE [1–3]. Кроме того, считается, что такой эксперимент позволяет определить «истинную» трещиностойкость выбранной области ЗТВ. Как правило, исследователи отмечают, что разрушение моделированной ЗТВ происходит по хрупкому механизму (например, в [1]). Считается, что это отражает свойства крупнозернистой составляющей ЗТВ реальных сварных швов, обладающей минимальной трещиностойкостью [4–9].

Чтобы оценить правильность такой интерпретации, в настоящей работе термические циклы при многопроходной сварке рассчитывали различными методами применительно к аттестационным стыковым сварным соединениям, выполняемым по К-образной разделке кромок при экстремальных уровнях тепловложения: 1.0 и 3.5 кДж/мм. Циклы, рассчитанные на основе разработанной математической модели многопроходной сварки [10], адаптированы для установки GLEEBLE и экспериментально реализованы на

заготовках сечением 10×10 мм. Модельные образцы далее испытывали на трещиностойкость.

Численное моделирование термических циклов

В рассматриваемом примере физическую картину многопроходной автоматической дуговой сварки под флюсом можно описать следующим образом. Две стальные пластины толщиной 40 мм имеют в месте стыка К-образную разделку кромок. Место разделки и прилегающая часть поверхности свариваемых пластин покрыты слоем флюса. Сквозь слой флюса к поверхности металла в разделке подаётся сварочная проволока, между которой и металлом горит электрическая дуга (источник тепла), которая движется вдоль разделки со скоростью 0.8 см/с. Расплавленный металл формирует наплавляемый валик и нагревает свариваемые пластины. Валики накладываются в заданном порядке (рис. 1). Моделируется сторона, свариваемая последней, которая является предметом исследования при аттестации материала. Противоположная сторона считается заваренной заранее. Расчётная точка выбрана в 0.5 мм от линии сплавления, на глубине 10 мм от поверхности пластины, что примерно соответствует расположению надреза в образцах при аттестации реальных сварных соединений.

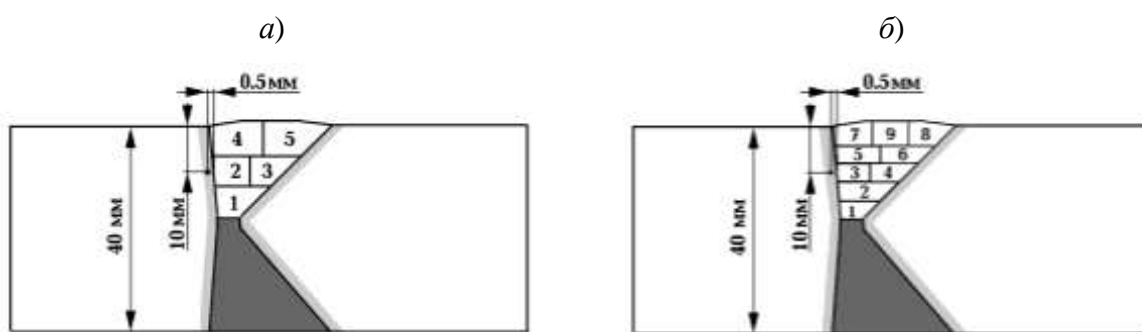


Рис. 1 – Раскладка валиков в модели сварного соединения для стороны, свариваемой последней. Указано расположение расчётной точки.

а) высокое тепловложение, б) низкое тепловложение

На первом этапе было предпринято численное моделирование МКЭ в программном комплексе ANSYS со следующими допущениями:

- межпроходная температура 150°C.
- теплоотвод из сварочной ванны происходит только в основной металл, конвективным теплоотводом пренебрегали.
- вся теплота, сгенерированная внутри сварочной ванны, идёт на нагрев материала. Потерями тепла на плавление (при 1500°C) и испарение (при 3000°C) пренебрегали.

Последнее допущение привело к тому, что металл сварочной ванны при расчёте фиктивно перегревался (более 10 000°C), а глубина проплавления основного металла пластин была больше ожидаемой, поэтому задаваемую величину тепловложения пришлось снизить. Тогда время охлаждения модели до 150°C составило всего 30 с, что связано в первую очередь с нефизичным выбором величины тепловложения, и, в меньшей степени, пренебрежением конвективным теплоотводом. Положительным результатом моделирования стало получение средней скорости охлаждения в диапазоне 800-500°C после нанесения ближайшего к расчётной точке валика около 50°C/с, что соответствует [1]. Также подтверждено, что влияние изменения теплофизических свойств при температурах ниже 500°C незначительно.

На втором этапе привлечена более сложная математическая модель многопроходной сварки, описанная в [10]. Физическая картина сварки описывается в квазистационарной трёхмерной постановке (x -продольное направление сварки, y -ширина, z -высота). Движением жидкого металла в ванне расплава пренебрегают. Физические параметры металла — плотность, теплоёмкость, теплопроводность,— являются функциями температуры.

Разделка кромок по высоте делится на n слоёв, для каждого следующего слоя верх предыдущего является остывшей донной поверхностью. В точке с координатами x_0 , y_0 , z_0 на площади, ограниченной радиусом r , действует поверхностный источник тепла с заданным распределением плотности

мощности q . Высота металла валика шириной $S_{вал}$ увеличивается от этой координаты на длине $L_{напл}$ от уровня предыдущего слоя на высоту текущего слоя, далее до конца шва по длине высота валика остаётся постоянной. Считается, что металл непрерывно поступает в плоскости $y-z$ в начале координат и на участке роста высоты валика в направлении оси x со скоростью $V_{св}$. Расчёт температурного поля проводят по отдельности для каждого валика в порядке заполнения разделки. В такой постановке уравнение теплопроводности имеет вид [10]:

$$\rho(T) \cdot C_p(T) \cdot V_{св} \cdot \frac{dT}{dx} = \text{div}(\lambda(T) \cdot \text{grad}(T)) + \rho(T) \cdot L \cdot V_{св} \cdot \frac{d(\text{Solid})}{dx} \quad (1)$$

где $\rho(T)$ – плотность; $C_p(T)$ – теплоёмкость; $V_{св} = dx/dt$ – скорость сварки; $\lambda(T)$ – теплопроводность; S – объёмные источники тепла; T – температура; L – скрытая теплота плавления; Solid – функция фазового состояния (доля металла в твёрдом состоянии).

Последний член правой части (1) учитывает фазовые переходы при плавлении и затвердевании металла. Функция фазового состояния имеет вид

$$\text{Solid} = 0.5 \cdot \text{erfc} \left(\frac{4 \cdot (T - T_L)}{T_L - T_S} + 2 \right) \quad (2)$$

где T_S – температура солидуса; T_L – температура плавления. Эта функция равна единице при $T < T_S$, и равна нулю, если $T > T_L$, а в интервале температур $T_S < T < T_L$ принимает значение от 1 до 0. При фазовом переходе от твёрдого состояния к жидкому или от жидкого к твёрдому поглощается или выделяется скрытая теплота плавления.

Граничные условия задаются в следующем виде:

— в начале расчётной области в плоскости $y-z$ и на участке роста высоты валика задаются начальная температура металла и скорость сварки

$$T = T_0; V = V_{св}, \quad (3)$$

— на верхней поверхности пластин в покрытой флюсом полосе шириной h обе стороны от оси разделки задаётся условие теплоизоляции

$$\frac{dT}{dn} = 0 ; \text{ где } n - \text{ направление нормали,} \quad (4)$$

— на остальной поверхности пластин задаются условия конвективного теплообмена

$$\lambda \cdot \frac{dT}{dn} = -\alpha \cdot k \cdot (T - T_{\text{воз}}) , \quad (5)$$

где α – коэффициент теплоотдачи; k – коэффициент учёта положения нормали к направлению силы тяжести; $T_{\text{воз}}$ – температура окружающей среды;

— в области воздействия теплового источника (дуги) задан тепловой поток и учитывается его изменение, связанное с фазовыми переходами плавления и испарения металла

$$\lambda \cdot \frac{dT}{dn} = q - \rho \cdot V_{\text{св}} \cdot L - m \cdot LL , \quad (6)$$

где q – плотность теплового потока сварочного источника; L – скрытая теплота плавления; LL – скрытая теплота испарения; m – поток пара металла с единицы поверхности.

Учёт испарения металла с поверхности ванны расплава является важной составляющей баланса тепла, т.к. при плотности теплового потока, превышающей 10^4 Вт/см², температура поверхности ванны в области воздействия дуги будет превышать температуру кипения от нескольких десятков до сотен градусов. Расчёт потока испаряющегося металла с поверхности ванны расплава проводился в рамках одномерной модели испарения Найта [11]. Таким образом, решение уравнения (1) совместно с граничными условиями (3-6) определяет распределение температуры при наложении одного валика металла при многопроходной сварке.

Для построения профилей линий сплавления и других изолиний в зоне термического влияния при многопроходной сварке проведены тепловые расчёты всех валиков согласно схеме раскладки, и определены максимальные температуры T_{max} в каждой точке поперечного сечения сварного соединения.

После этого рассчитывали основные количественные параметры циклов: время пребывания и скорости нагрева и охлаждения металла шва и зоны термического влияния в интервалах температур превращения аустенита.

Расчётные термические циклы для выбранных точек сварного соединения рассматриваемой геометрии приводятся в таблице 1, их примеры для ближайшего к расчётным точкам валика — на рис. 2.

Таблица 1

Расчётные значения термических циклов сварки

Номер валика на схеме рис. 1	Максимальная температура в расчётной точке	Время при температуре выше Ас3, с	Скорость охлаждения 800-500°C, °C/с	Время охлаждения 500-150°C, с
Режим 1 (тепловложение 3.5 кДж/мм)				
1 (корень шва)	855	нет	28	42
2	1280	9.6	27	48
3	420	нет	нет	35 (от 420°)
4	650	нет	15	54
5	320	нет	нет	59 (от 350°)
Режим 2 (тепловложение 1.0 кДж/мм)				
1 (корень шва)	380	нет	нет	35 (от 380°)
2	730	нет	59	33
3	1340	3.6	64	25
4	525	нет	12	35
5	690	нет	32	30
6	313	нет	нет	28 (от 313°)
7	485	нет	нет	41 (от 485°)

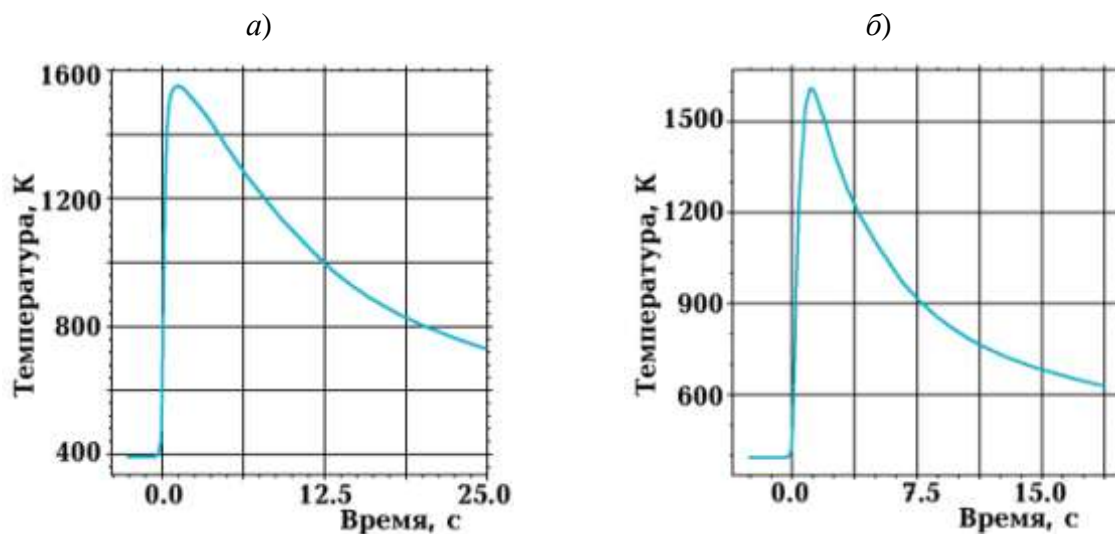


Рис. 2 – Расчётные термические циклы при выполнении валика, ближайшего к расчётной точке: а) тепловложение 3.5 кДж/мм, валик №2; б) тепловложение 1 кДж/мм, валик №3

Материал для экспериментальных исследований

Опыты по моделированию термического цикла проводили на пробах стали марок E500 (ТМО) и E500W (закалка с отпуском) в толщине 40 мм, прошедших аттестацию по программам Российского морского регистра судоходства для получения Свидетельства о признании изготовителя. Данные о использованных материалах представлены в табл. 2.

Таблица 2

Химический состав и механические характеристики стали

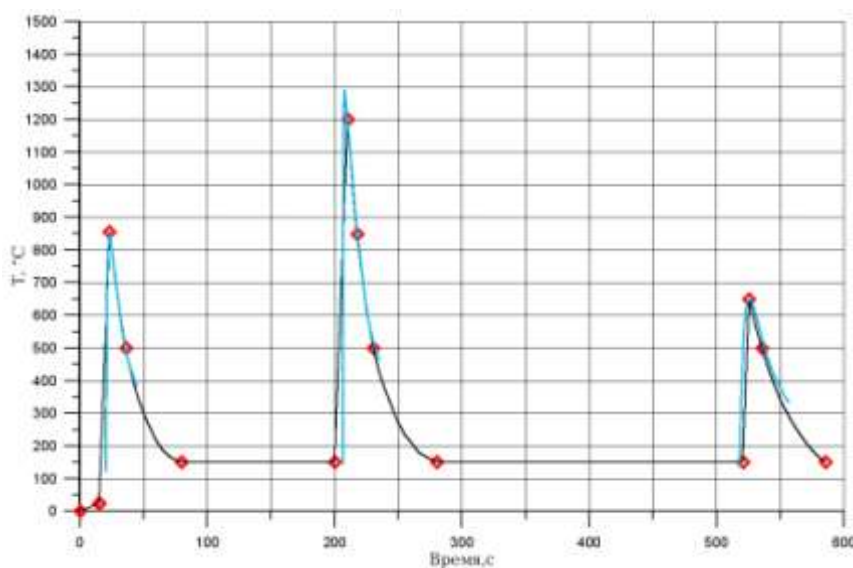
Марка стали	E500		E500W	
	“16”	“3”	“45”	“46”
Маркировка	по Правилам Регистра		по ГОСТ 52927-2015	
Содержание элементов, % масс.	по Правилам Регистра		по ГОСТ 52927-2015	
C	≤0.14		0.08-0.12	
Si	≤0.60		0.20-0.40	
Mn	1.10-1.70		0.45-0.75	
P	≤0.020		≤0.010	
S	≤0.010		≤0.005	
Cr	≤0.50		1.05-1.30	
Ni	≤2.00		1.85-2.15	
Cu	≤0.55		0.35-0.65	
Mo	≤0.50		0.10-0.18	
Предел текучести верхний, МПа	500-540	500-540	510-550	520-560
Временное сопротивление, МПа	630-670	620-660	630-670	640-680
Удлинение A ₅ , %	20 ср.	22 ср.	20 ср.	20 ср.
Работа удара, Дж, при -60°C	187 ср.	172 ср.	222 ср.	191 ср.
Сужение в Z-направлении, %	67-77	66-76	61-71	65-75

Заготовки сечением 10×10 мм для модельного нагрева были отобраны от аттестационных проб из основного металла, применявшихся для изготовления образцов на растяжение, твёрдость и ударный изгиб. Расположение заготовок и модельных образцов соответствует аттестационным образцам на ударный изгиб.

Проведение эксперимента

Для выполнения модельного нагрева использовалась установка Gleeble 3800. Термические циклы были адаптированы для Gleeble с учётом ограничения скорости нагрева, обеспечиваемой электрической мощностью установки и принятии допущения о незначительности влияния кратковременного нагрева с максимальной температурой ниже 500°C на изменения микроструктуры ЗТВ (не учитывали нагрев от далеко расположенных валиков шва). При моделировании соблюдено подобие, как минимум, по двум величинам – времени нахождения при температуре выше A_{c3} и скорости охлаждения от 800 до 500 градусов. На рис. 3 представлены экспериментально реализованные термические циклы.

a)



б)

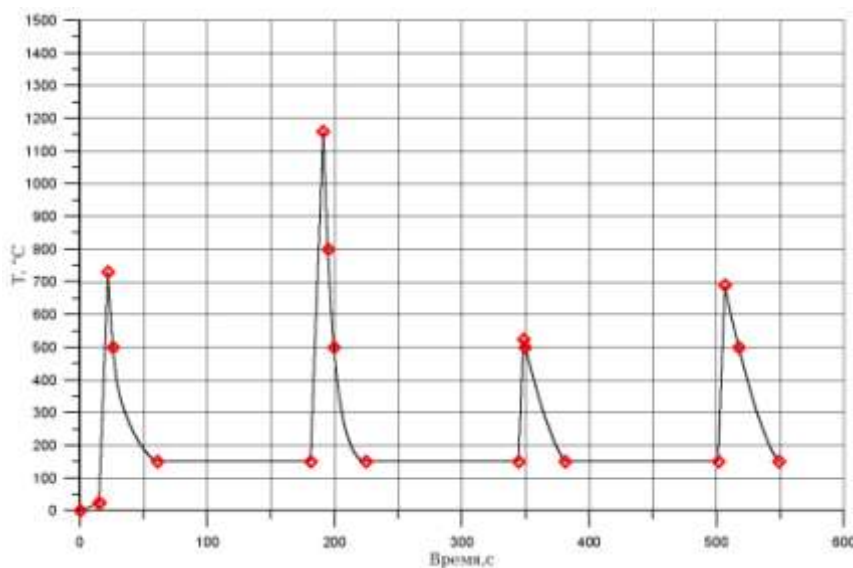


Рис. 3 – Термический цикл для выбранной точки ЗТВ.

Чёрные кривые – результаты измерений, термопара на поверхности образца.

а) режим 1 (3.5 кДж/мм), валики 1, 2 и 4, для сравнения голубым цветом приведены расчётные кривые, б) режим 2 (1.0 кДж/мм), валики 2-5.

Результаты испытания аттестационных и модельных образцов

Обработанные на Gleeble заготовки сечением 10×10 мм использовались для изготовления образцов на трещиностойкость (тип SENB – с краевым надрезом на изгиб, практически идентичные образцам на ударный изгиб с трещиной КСТ). Усталостную трещину выращивали на вибраторе RUMUL. Температуры испытаний выбирали, начиная от минимальной температуры испытания реальных полноразмерных образцов сечением 38×76 мм, и продвигались к более холодным температурам в случае получения вязкого разрушения с прохождением максимума нагрузки. Испытания проводили на машине ZWICK 100 кН с охлаждением в спиртовой ванне жидким азотом, расстояние между опорами 40 мм.

На рис. 4 показаны результаты испытаний модельных образцов в сравнении с полнотолщинными образцами из реальных сварных соединений, где J_c – критическое значение J -интеграла. Для модельных образцов объединены данные по двум прокатным листам каждой марки и включены

расчётные точки, соответствующие срывам после максимума нагрузки, соответствующие линии для них показаны пунктиром.

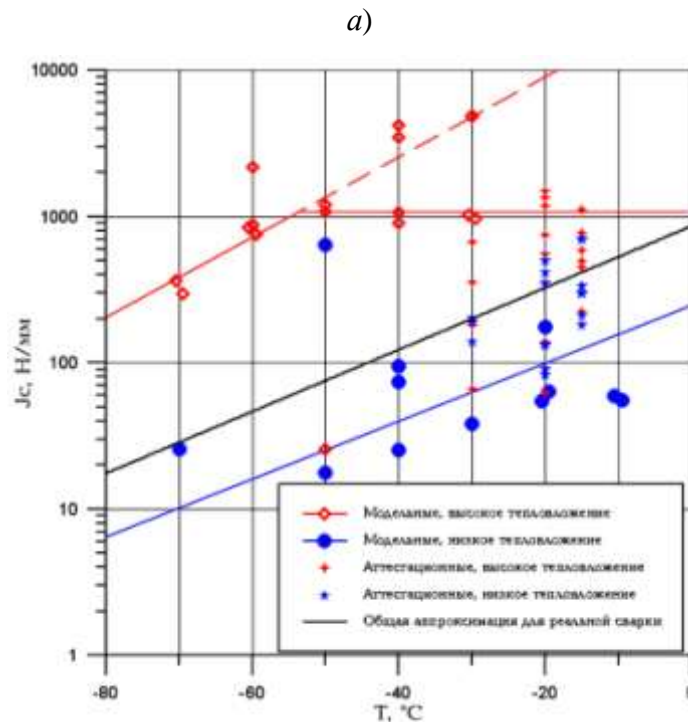


Рис. 4, а – Сопоставление трещиностойкости реальных сварных соединений и модельных образцов стали E500

При аттестационных испытаниях реальных сварных соединений значительных отличий средних значений трещиностойкости сварных соединений, выполненных при разном тепловложении, не наблюдается, поэтому для них на рис. 4 представлена единая температурная зависимость. Причиной того может быть старт трещины в средней трети толщины образцов, где находится корень шва (три прохода), который во всех аттестационных пробах выполнялся по одинаковой процедуре одним и тем же материалом.

б)

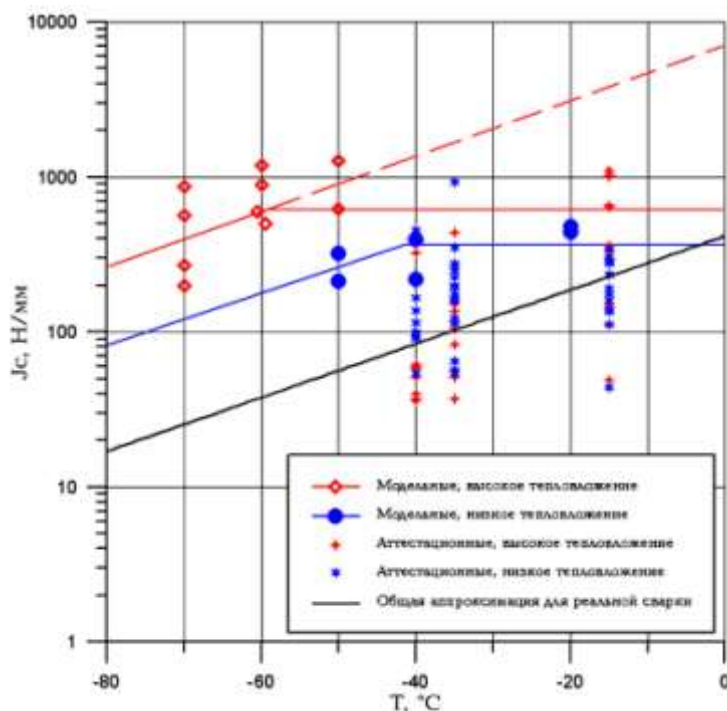


Рис. 4, б – Сопоставление трещиностойкости реальных сварных соединений и модельных образцов стали E500W

Сравнение результатов испытаний на трещиностойкость модельных образцов и реальных сварных соединений не позволяет однозначно использовать масштабный фактор, ожидаемый ввиду различия размеров образцов [12]. Нагрев, моделирующий сварку при высоком тепловложении, оказался более благоприятным для получаемых свойств крупнозернистой ЗТВ по сравнению с нагревом, моделирующим сварку при низком тепловложении (температурный сдвиг 30° и более), что также противоречит ожидаемому. Поэтому для образцов из стали E500 были предприняты металлографические исследования методами оптической и электронной микроскопии.

Структура ЗТВ в области максимального модельного нагрева имеет вид закалённой, большей частью представлена речным мартенситом, выделения по границам реек представляют собой α -фазу. Размер крупного зерна 40-60 мкм соответствует реальному сварному соединению (рис. 5, а, б).

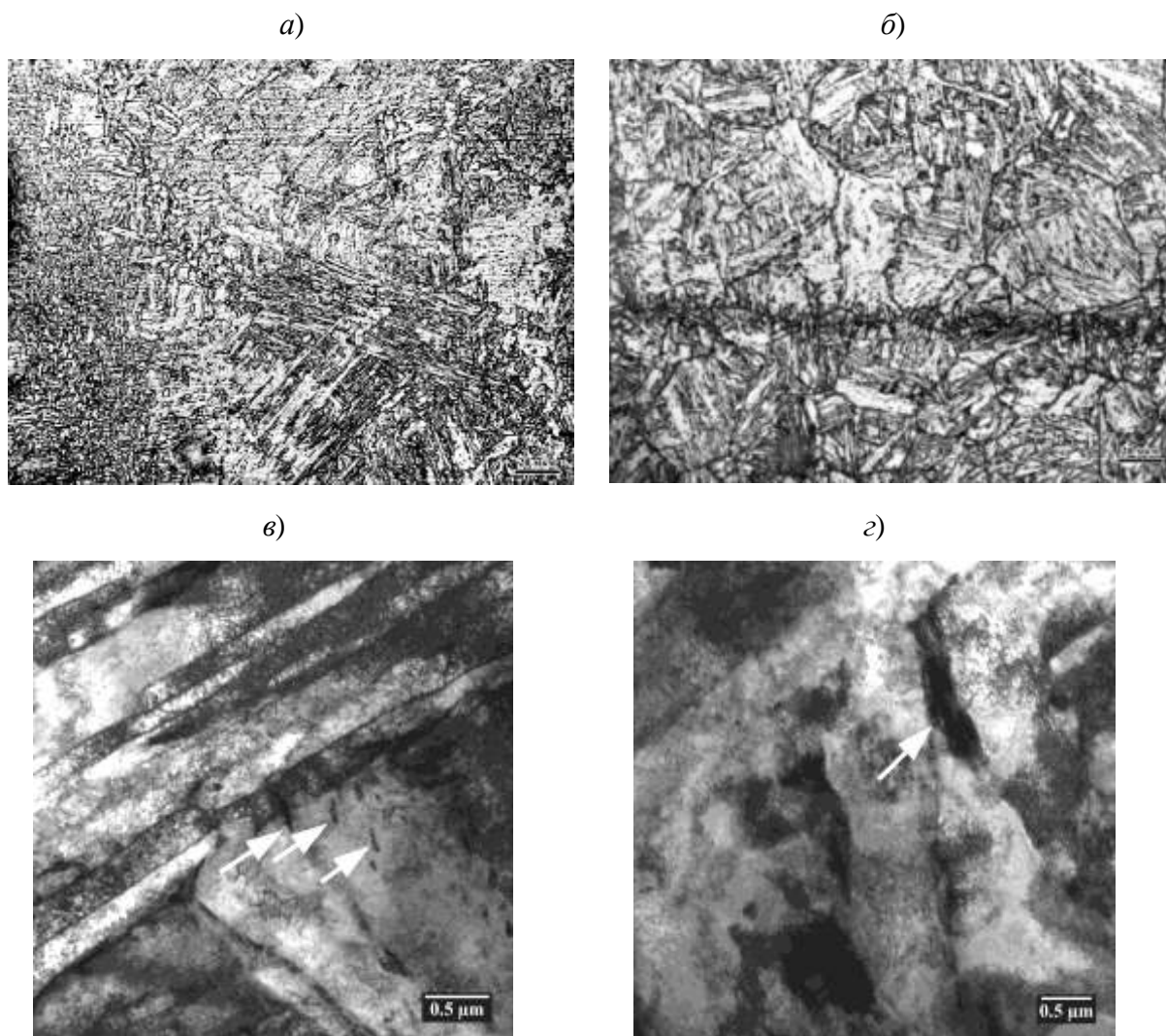


Рис. 5 – Структура ЗТВ.

- a)* реальное сварное соединение, слева металл шва,
б) моделированная ЗТВ, зона максимального нагрева (у излома образца),
в) и *г)* карбидные включения в ЗТВ, моделирующей тепловложение 3.5 и 1.0 кДж/мм
(режимы 1 и 2), соответственно

ЗТВ после нагрева по режиму 2 имеет острова М-А фазы (области с выраженными границами, содержащие смесь мартенсита с остаточным аустенитом). На светлопольных изображениях рис. 5, в, г видны карбидные включения по границам бывших аустенитных зёрен, размером порядка 100 нм для режима 1 и 1000 нм для режима 2. Выявленные особенности модельной ЗТВ, полученной по режиму 2, особенно крупные карбиды, являются причинами низкой трещиностойкости.

Одновременно выяснено, что ширина зоны крупного зерна в заготовке, подвергнутой модельному нагреву, составляет порядка 1 мм, далее в ней присутствуют все остальные характерные области ЗТВ вплоть до основного металла с обеих сторон от зоны максимального нагрева. Кроме того, размер зерна в центре заготовки в зоне максимального нагрева оказался несколько больше, чем у поверхности. По-видимому, это связано с меньшей скоростью охлаждения тела заготовки по сравнению с поверхностью, на которой производился контроль температуры.

Выводы

В результате теоретических исследований и расчётов с использованием численного моделирования МКЭ разработана методика моделирования термического цикла сварки на образцах сечением 10×10 мм. Эта методика реализована на установке Gleeble 3800 ЦНИИ КМ «Прометей». Принятые термические циклы реализованы с погрешностью менее 1°С. В результате получена крупнозернистая структура металла с размером зерна, соответствующим крупнозернистой ЗТВ при реальной сварке аттестационных проб.

Результаты испытаний на трещиностойкость образцов после модельного нагрева сильно отличаются для двух реализованных режимов. При этом и те и другие слабо коррелируют с результатами аттестационных испытаний, которые при большом разбросе результатов гораздо менее отличаются по средним значениям.

В отличие от известных результатов моделирования ЗТВ другими исследователями, где трещиностойкость оказывалась очень низкой, получены разрушения как по хрупкому, так и по вязкому механизму. Для двух различных марок (и технологий изготовления) исследованных материалов оказалось, что трещиностойкость на модельных образцах в гораздо большей степени зависит от реализованного термического цикла, чем от самого материала.

Металлографические исследования образцов не позволяют однозначно установить причину возникновения неблагоприятной М-А фазы в модельной ЗТВ и выявить причины отличия размеров карбидов на порядок. Штатная температура отпуска при производстве рассматриваемой стали по методу термического улучшения составляет 670°C. Значит, последний цикл нагрева, да ещё столь малой продолжительности, не может кардинально ухудшить структуру металла.

Если считать, что разработанная процедура моделирования термического цикла достаточно достоверна, так как соблюдены время нахождения металла при высоких температурах и скорости охлаждения (табл. 1), то получается, что так называемая «крупнозернистая ЗТВ» реального многопроходного сварного шва не является однородной структурой. Свойства её конкретного участка зависят от положения относительно близлежащих валиков шва и порядка их наложения. Таким образом, значения трещиностойкости, полученные на модельных образцах, не описывают интегральную трещиностойкость реальных аттестационных сварных соединений, испытываемых на образцах в полной толщине.

Можно предложить в дальнейшем выбирать расчётную точку для моделирования термического цикла сварки посередине толщины сварного соединения. Также остаётся принципиальная возможность применения модельной ЗТВ для аттестации однопроходной сварки.

Литература

1. Pirinen M. The effects of welding heat input on the usability of high strength steels in welded structures. Thesis for the degree of Doctor of Science (Technology. Lappeenranta University of Technology, Lappeenranta, Finland, 2013. - 178p.
2. Lambert A., Drillet J., Gourgues A.F. et al. Microstructure of martensite-austenite constituents in heat affected zones of high strength low alloy steel welds in

relation to toughness properties//Sci. Technol. Welding Joining, 2000. Vol. 5. - pp. 168–173.

3. Lambert-Perlade A., Gourgues A.F., Besson J. et al. Mechanisms and modeling of cleavage fracture in simulated heat-affected zone microstructures of a high-strength low-alloyed steel// Metallurgical and Materials Transaction A: Vol. 35, issue 3 (2004). - pp. 1039–1053.

4. Kim B.C., Lee S., Kim N.J., et al. Microstructure and local brittle zone phenomena in high-strength low-alloyed steel welds //Metallurgical transaction A, 1991, 22. pp. 139–149.

5. Davis C.L., King J.E. Cleavage initiation in the intercritically reheated coarse-grained heat-affected zone. Part I. Fractographic evidence// Metallurgical and Materials Transaction A: Physical Metallurgy and Materials Science, 3 (1994). - pp. 563–573.

6. Kamo T., Hamada M., Komizo Y. Hardness distribution in weld heat affected zone of boron bearing low carbon steel. //Quarterly journal of the Japan welding society, May 2002.

7. Lee S., Kim B.C., Kwon D. Correlation of microstructure and fracture properties in weld heat-affected zones of thermomechanically controlled processed steels //Metallurgical and Materials Transaction A, 1992, 23. - pp. 2803–2816.

8. Li X., Shang C., Ma X., Subrahmanian S.V. Study on the toughness of X100 pipeline steel heat affected zone //Energy Materials 2014. Springer, Cham.

9. Caballero F.G., Garcia-Mateo C., Santofimia M.J. at al. New experimental evidence on the incomplete transformation phenomenon in steel //Acta Materialia. Vol. 57, No.1, Pergamon, 2009 - pp.8–17.

10. Макаrchук А. В., Макаrchук Н.В., Старцев В.Н. Разработка математической модели многопроходной дуговой сварки //Вестник Государственного университета морского и речного флота имени адмирала С. О. Макарова. - 2017. - №1(41). - С. 121-131. DOI: 10.21821/2309-5180-2017-9-1-121–131.

11. Кривцун И.В., Семенов И.Л., Демченко В.Ф. Численный анализ процессов нагрева и конвективного испарения металла при обработке излучением импульсного лазера //Автоматическая сварка, №1, 2010г., С.5–10.

12. Ильин А.В., Мизецкий А.В., Филин В.Ю. К описанию масштабного эффекта при испытаниях на трещиностойкость на основе модифицированного подхода Гриффитса. //Вопросы материаловедения, № 1(41), 2005г.- С 55–68.

УДК 623.829.2

**Упрощенная методика динамических испытаний
на подрыв материалов и схем защиты
наземных транспортных средств**

Арцруни А.А.¹; Зажилов А.А.¹

mail@niistali.ru

¹АО «НИИ стали», г. Москва, Россия

Аннотация

Обсуждается методика оценки противоминной стойкости. Рассматриваются три основных возможных методических подхода оценки ПМС. Отмечается, что предложенная схема бронирования также может быть признана перспективной для использования в наземных транспортных средствах.

Ключевые слова

методика оценки противоминной стойкости.

Противоминная защита днища (противоминная стойкость – ПМС) наземных транспортных боевых и прочих машин (как гусеничных, так и колесных), включая инкассаторские машины, лимузины правительственного назначения и т.п., являются одной из актуальных задач современной как военной, так и гражданской техники. Здесь на повестке дня стоит задача защиты от фугасного воздействия наземного подрыва – зарядов с тротиловым эквивалентом, приближающимися к зарядам в несколько килограммов в тротиловом эквиваленте (от 1 до 5–6 кг), что требует поиска и нахождения новых нетрадиционных решений.

При этом проведение натуральных испытаний на реальных объектах техники является весьма дорогостоящим и трудоемким испытанием, что в свою очередь требует разработки новых упрощенных методик оценки ПМС разрабатываемых объектов. Одно из возможных решений представляется в настоящем сообщении.

Как было выше сказано, в настоящее время требования по защите днища наземных легкобронированных транспортных средств от подрыва резко возросли и предполагают защиту от ВВ с тротиловым эквивалентом, измеряемым уже не сотнями граммов, как ранее, а несколькими килограммами. В связи с этим возникают новые конструктивные решения и материалы, что, соответственно, требует оценки их противоминных характеристик.

Классическим приемом такой оценки является испытание этих решений на реальном защищаемом объекте. Однако, очевидна высокая стоимость такого рода экспериментов, тем более, что они носят характер единичных разовых испытаний.

Выше представленные соображения поставили на повестку дня задачи разработки специальной методики оценки противоминной стойкости различных конструкций и материалов в натуральных условиях – в условиях реального подрыва.

В броневом материаловедении, служебные свойства броневой преграды включают два основных показателя: **живучесть** и **стойкость**. Под **живучестью** понимается способность неоднократного восприятия нагрузок от средств поражения без разрушения. Под **стойкостью** понимается характеристика реальной броневой или противоминной стойкости, выраженная в конкретной энергии нагружения через показатели скорости или угла взаимодействия (в случае бронестойкости) или тротилового эквивалента (в случае противоминной стойкости (ПМС)).

Таким образом, защита объектов военной и специальной техники от наземного ударно-волнового воздействия (подрыва) для обеспечения противоминной стойкости (ПМС) ставит задачу изыскания приемлемой методики оценки ПМС разного рода материалов и конструктивных схем.

Рассматривая реальную схему нагружения, мы представляем ее как наземный подрыв объекта массой 10–20 т, очаг которого отдален от днища подрываемого объекта на расстоянии клиренса, соответствующего обычно 400–500 мм.

Вместе с тем, как будет показано ниже, возможны так называемые – «боковая» и «обращенная» схемы. Последовательно рассмотрим обе названные схемы.

В литературных источниках известна схема, условно именуемая «боковой, подвесной» подрыв, представленная на рис. 1. Образец установлен вертикально на сбалансированной подвеске с помощью потолочного крепления на гибком подвесе (два стальных троса в двух точках). Плита представляет собой квадрат 300×300 мм с загубным креплением, формирующим окно воздействия 250×250 мм. Проводилось сравнение ПМС и энергопоглощения в зависимости от структуры образцов. Изучался сам процесс взрыва заряда и взаимодействия с плитой с использованием расчетной методики. При этом, согласно кривой деформация/разрушение

показана достаточно убедительная корреляция расчетных и экспериментальных данных.

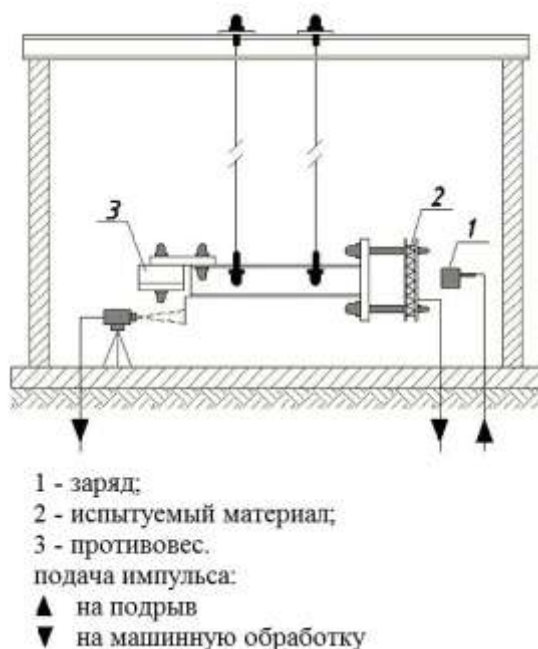


Рис. 1 – Схема проведения эксперимента

Эта методика показала весьма высокую чувствительность к передаче импульса и к энергопоглощению. Обработка экспериментальных данных после машинной программной обработки показала возможность сравнивать различные защитные конструкции по бронестойкости, взрывостойкости и прогнозировать выбор оптимальных вариантов.

Возможен, таким образом, предсказуемый и экспериментальный прогиб тыльной задней плиты, а также скорость передачи импульса и характер энергетического поглощения.

Экспериментальные данные, полученные на основе машинной обработки, позволяют сравнить и прогнозировать ПМС. Однако рассмотренная схема, также может быть отнесена к числу сложных схем требующих отдельной защищенной камеры и специального оборудования.

И, наконец, рассмотрим, «обращенную» схему, и предложенную, и реализованную нами, на ее основе, упрощенную методику определения живучести и стойкости испытуемого материала, где роль значительной

массы подрываемого объекта выполняет грунт и подрыв осуществляется с верхней полусферы с традиционным клиренсным удалением в 450 мм. Именно такой подход явился основой ниже представляемой разработанной методики. В настоящем сообщении рассматриваются три основных возможных методических подхода оценки ПМС.

Основой нашего решения является двусоставность оценки характеристик бронестойкости на базе «обращенной» схемы, предполагающая оценку двух вышеназванных броневых характеристик: а) живучести и б) стойкости, где, на этапе оценки живучести, роль наковальни принимает на себя стальная плита, размещенная на грунте, на поверхности которой устанавливается испытуемый образец подрываемого материала.

Критерием живучести принято наличие или отсутствие динамического разрушения испытуемого материала (от трещин до полной деструкции), при этом единичные мелкие трещины признаются удовлетворительной характеристикой, а протяженные раскалывающие трещины и полная деструкция, естественно, считаются признаком низкой живучести.



Рис. 2 – Схема проведения эксперимента

Как было сказано выше, второй характеристикой служебных свойств защитного материала является характеристика его стойкости. Названная задача нашла свое решение через прием базовой тарировки на специальном

скамеечном стенде (рис. 3), который состоит в использовании специального рамного стенда с открытым проемом.



Рис. 3 – Схема проведения эксперимента

В проем устанавливается стальной «тарировочный» лист (плита) толщиной 8–15 мм, который подвергается ряду последовательных подрывов с нарастающей массой ВВ с верхней полусферы на клиренсном удалении (450 мм) до достижения визуально наблюдаемой остаточной пластической деформации с дугой прогиба 10–15 мм. На этом этапе фиксируется масса ВВ, приведшая к подобным результатам, после чего деформируемая плита извлекается из стендового проема и заменяется абсолютно аналогичной новой, на которой устанавливается экспериментально исследуемый материал. Затем следует серия подрывов со стартовым значением массы ВВ, равной приведшей к пластической деформации тарировочной стальной плиты. Испытания продолжаются до момента достижения деформации стальной тарировочной плиты с дугой прогиба, аналогичной полученной в эксперименте чистого подрыва. После этого фиксируется масса ВВ, приведшая к пластической деформации, аналогичной полученной в начальном опыте с подрывом исходного стального листа. Полученная масса ВВ сопоставляется с массой ВВ, приведшей к пластической деформации исходного тарировочного стального листа. Полученная разница представляет

собой чистую характеристику энергопоглощения испытуемого образца. Так, например, согласно нашим экспериментальным данным, использование пеноалюминиевой плиты (40×500×500 мм, плотность 0,7 г/см²) способно увеличить противоминную стойкость на 50% (в 1,5 раза) в сравнении с равновесным 3 мм стальным листом.

При переходе к экспериментам с реальными схемами защиты с пеноалюминиевыми плитами при увеличенной нагрузке ВВ до 5–6 кг по тротиловому эквиваленту в условиях полигона был осуществлен переход на стенд повышенной устойчивости и многоразового использования. Он представлял собой опорную плиту толщиной 60 мм и площадью 1300×1600 мм с квадратным проемом (450×450 мм). Опорные стойки выполнены из уголка 7,5, осуществлена обвязка швеллером шириной 200 мм (см. рис 4).



Рис . 4 – Вид испытательного стенда

Испытания проводились подрывом тротильных шашек, установленных на высоте 450 мм над поверхностью испытуемого образца при помощи кронштейна. Моделируемый пакет состоял из лицевого слоя 8 мм

монолитного алюминиевого сплава, промежуточного слоя пеноалюминия 40 мм и тыльного слоя – монолита алюминиевого сплава толщиной 32 мм (см. рис. 5).



Рис. 5 – Исходная мишенная ситуация по проверке принятого схемного решения

Позитивным фактором послужила фактическая пластическая деформация при динамической нагрузке с уплотнением с 40 до 10 мм.

Показана высокая живучесть и пластичность основной опорной плиты алюминиевого сплава (стрела прогиба 40 мм).

Отмечен также пластический характер деформации при подрыве лицевой внешней плиты 8 мм.

Предложенная схема бронирования также может быть признана перспективной для использования в наземных транспортных средствах.

Однако, завершающим актом рассматриваемой методики, является, – апробация (утверждение) выводов, полученных по рассмотренной упрощенной схеме, но уже на реальной многократно используемой, тяжелой,

полновесной, десятитонной стальной кубической конструкции «АО НИИ стали», получившей условное наименование – «Мангал», представляющей собой открытый куб со сменным опытным днищем площадью 2×2 метра, монтируемом на высоте принятого условного клиренса, **окончательно закрепляющей выводы, полученные на этапе облегченных испытаний описанных выше.**

Литература

1. Химический состав матричных сплавов и эффект термоупрочнения пеноалюминиевых материалов. А.А. Арцруни, Л.А. Цургозен, А.А. Зажилов, А.В. Пономарев, Москва, 2012г., VI Евразийская конференция МИСиС. ПРОСТ – 2012.

2. Пеноалюминий как перспективный энергопоглощающий материал бронезащиты. Арцруни А.А., Цургозен Л.А., Яньков В.П., Потапов А.В., Пономарев А.В. XI научно-техническая конференция, г. Хотьково, Армоком. Сборник, серия 15, Вопросы оборонной техники 2011, 1(160) – 2(161).

3. Пеноалюминий с закрытой пористостью и пластичной матрицей как эффективный материал противоминной защиты. Опыт натурного моделирования. Арцруни А.А., Зажилов А.А., Цургозен Л.А., Белобородов М.Н., Пономарев А.В. Материалы XXXII Всероссийской конференции, 2012, г. МИАСС.

УДК 620.162.4

**Методика испытаний на устойчивость
тонкостенных оболочечных конструкций летательных аппаратов
из полимерно-композиционных материалов**

Райлян В.С.¹, д.т.н.; Русин М.Ю.¹, д.т.н.; Афтаев В.В.;
Терехин А.В.¹, к.т.н.; Рогов Д.А.¹

terekhinav@technologiya.ru

¹АО «ОНПП «Технология» им. А.Г. Ромашина», г. Обнинск

Аннотация:

Представлена методика испытаний на устойчивость тонкостенных оболочечных конструкций летательных аппаратов из полимерных композиционных материалов, основанная на измерении поля перемещений внешней поверхности конструкции при силовых нагрузках не превышающих 50 % от эксплуатационной.

Ключевые слова:

композиционные материалы, активный неразрушающий контроль (АНК), наземные испытания, устойчивость, элементы летательных аппаратов.

Введение

Существующая система контроля качества производства и наземных испытаний тонкостенных стеклопластиковых оболочечных конструкций включает следующие операции: неразрушающий контроль (рентген, ультразвуковой контроль, акустическая эмиссия и др.) [1]; вибро-механические испытания; испытания на воздействия климатических факторов; испытания на устойчивость при воспроизведении аэродинамического воздействия (силовое и тепловое нагружение). Последние проводятся выборочно: из партии, случайным образом, выбираются несколько изделий. По результатам этих испытаний оценивается надежность и работоспособность всей партии вероятностными методами. Учитывая, что стоимость одного изделия очень высока, то потери могут исчисляться десятками миллионов рублей.

Кроме того, при выборочных испытаниях, для обеспечения требуемой надежности (в эксплуатационных условиях) задают коэффициент безопасности, который для существующих элементов летательных аппаратов (ЭЛА) меняется в пределах (1,3–1,8). Это существенно ограничивает технические возможности создания новых тонкостенных обтекателей из стеклопластиковых материалов, так как к ним предъявляются обычно повышенные требования к маневренности и скорости полета по сравнению с существующими. Решение этого противоречия возможно только применением новых нестандартных методов проектирования и наземной отработки, в частности разработка методов активного неразрушающего контроля (АНК).

Экспериментальная часть

В данной работе описана методика и экспериментальная установка для измерения и регистрации поля перемещений внешней поверхности тонкостенных оболочечных конструкций типа тел вращения. Приведены результаты экспериментальных исследований по отработке методики

регистрации поля перемещений при нагрузках не более 50% от эксплуатационных. Проведена апробация методики оценки потери устойчивости по максимальному значению поля перемещения внешней поверхности тонкостенных оболочечных конструкций. Результаты оценки потери устойчивости полученные по предлагаемой методике дают основание сделать вывод, что предложенная методика может быть использована для прогнозирования устойчивости тонкостенных оболочечных конструкций при силовом нагружении без разрушения оболочки.

В данной работе обоснована методика 100% активного неразрушающего контроля тонкостенных стеклопластиковых оболочек и установка для его реализации.

Суть метода заключается в регистрации поля нормальных перемещений наружной поверхности при силовом воздействии на нее импульсами давления (не более 50% от эксплуатационного) по всей стенке оболочки. Далее сравниваются максимальные пики перемещений с базовыми (расчетными) и принимается решение об отбраковке.

На рисунке 1 представлена схема экспериментальной установки для реализации методики испытаний на устойчивость тонкостенных оболочечных конструкций. Регистрация поля нормальных перемещений наружной поверхности производится при помощи тензодатчиков 4 [2], сигнал с которых обрабатывается информационно-вычислительным комплексом 7; силовое нагружение оболочки производится при помощи откачки воздуха из полости оболочки вакуумным насосом 8, вращение оболочки вокруг своей оси производится при помощи двигателя 9.

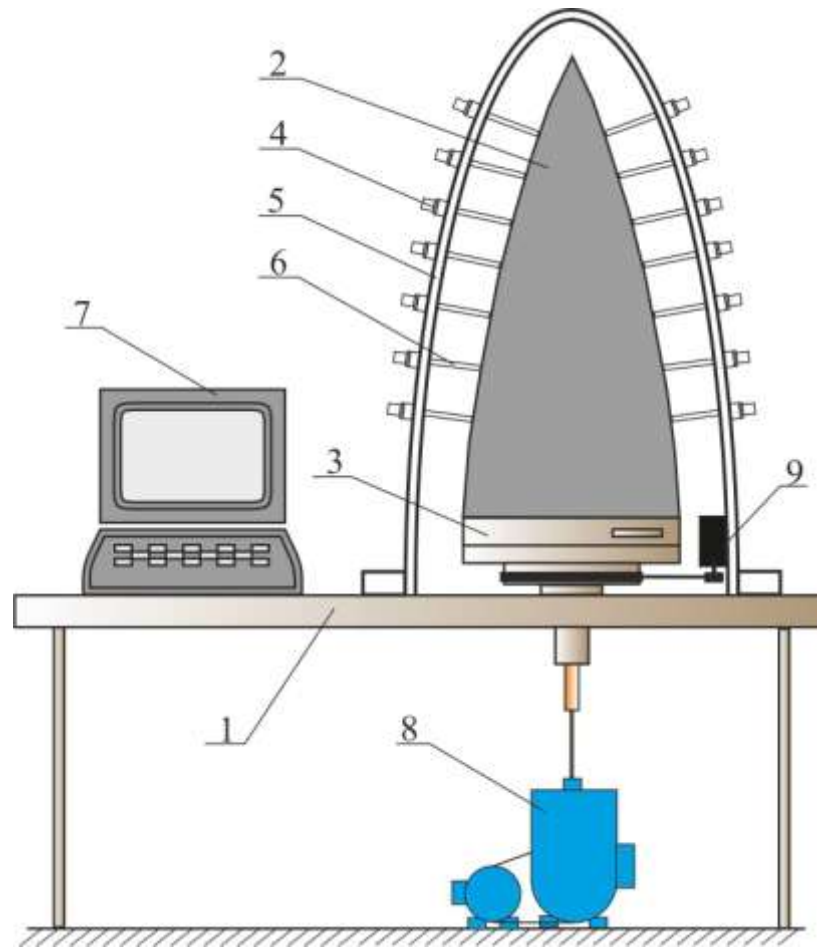


Рис. 1 – Схема установки для реализации методики испытаний на устойчивость тонкостенных оболочечных конструкций:

- 1 – основа установки, 2 – тонкостенный стеклопластиковый обтекатель, 3 – заглушка; 4 – пластина с тензодатчиками, 5 – опора для размещения шкивов и тензодатчиков, 6 – шкив для передачи перемещений к датчику, 7 – ИВК МИС-400, 8 – вакуумный насос, 9 – движок

На рисунке 2 приведены результаты испытаний партии из 5-ти тонкостенных изделий, у которых предварительно производилась регистрация поля нормальных перемещений по предложенной методике. После, эта партия была испытана на устойчивость до разрушения конструкции.

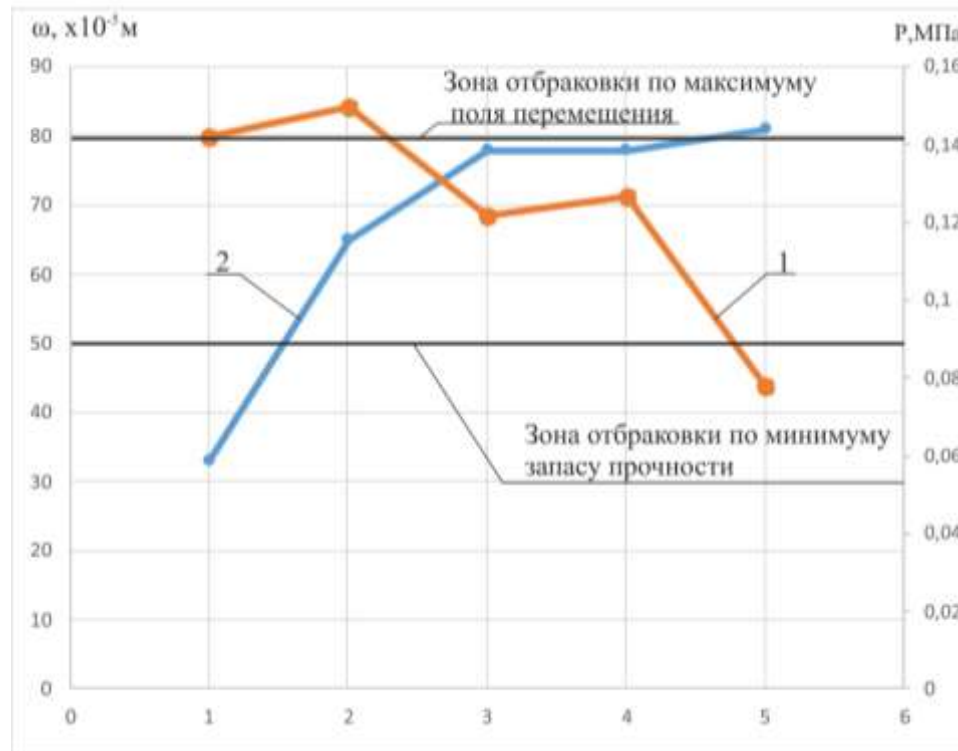


Рис. 2 – Диаграммы зависимости максимальных перемещений внешней поверхности стенок 5-ти обтекателей при их вакуумировании и давления при которых разрушились обтекатели: 1 – диаграмма максимальных значений давления при определении запаса прочности; 2 – диаграмма изменения максимума поля нормальных перемещений при 50 % нагрузке

Сравнение диаграмм максимумов поля перемещений при АНК с диаграммой изменения максимальных значений давления при определении запаса прочности позволяет сделать вывод, что предложенная методика АНК работоспособна и может быть использована для оценки потери устойчивости тонкостенных оболочечных конструкций [3].

Литература

1. Каневский И.Н. Неразрушающие методы контроля: учеб. пособие / И.Н. Каневский, Е.Н.Сальникова - Владивосток: Изд-во ДВГТУ, 2007. — 243 с.

2. Под редакцией канд. тех. наук Р.А.Макарова Тензометрия в машиностроении. Справочное пособие. «Машиностроение», 1975г.

3. Колкунов Н.В. Основы расчета упругих оболочек// Издательство «Высшая школа» -1987. С 41–43.

УДК 620.1

Анализ напряжений в ПКМ с концентратором

Бондарчук Д.А.¹; Федулов Б.Н.²

¹АО «Гражданские самолеты Сухого»

²ФГБОУ ВО «Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет)», г. Москва

Аннотация:

В настоящей работе исследовано влияние размеров образцов, укладки на остаточные напряжения, которые возникают в процессе полимеризации термореактивных многослойных композитов. Также в работе рассмотрено явление концентрации напряжений вблизи свободного края композитного образца с концентратором. В текущем исследовании поведение углерод-эпоксидных композитов в процессе производства изучалось с помощью конечно элементного моделирования в ABAQUS. Для описания процессов полимеризации, развития остаточных деформаций и напряжений в ПКМ была разработана пользовательская подпрограмма -UMAT. Модель материала была внедрена в ABAQUS, проведена ее валидация и верификация.

Полученные результаты исследования могут быть применены для прогнозирования остаточных напряжений в композитных изделиях посредством виртуального моделирования и дальнейшего понимания природы разрушения композитов.

Ключевые слова:

полимерные композиционные материалы, остаточные напряжения

Введение

В последние десятилетия повышенное внимание уделяется глубокому пониманию процессов, вызванных остаточными напряжениями в композитах, а именно эффекту искажения формы и разрушению ПКМ. Наличие остаточных напряжений может повлиять на возникновение таких дефектов, как деламинация, коробление и появление микротрещин [1,2].

В частности, для авиационных конструкций, остаточные напряжения должны приниматься во внимание еще на стадии проектирования и производства изделий из ПКМ в виду высоких требований к стоимости и высокой надежности конструкции, а также особенностям сборки. Влияние остаточных напряжений в металлах на прочность, в отличие от композитов, было установлено и подтверждено сравнительно давно. Для объяснения фактического снижения прочности металлов применяются коэффициенты концентрации напряжений (подход Нейбера). По аналогии с металлами, эффект снижения прочности в области концентратора в ПКМ известен как «эффект размера отверстия». Влияние концентратора на прочность композитов было изучено несколькими исследователями [3,4]. В работе [3] экспериментально показано, что механизм разрушения композита с круглым сквозным вырезом зависит от размеров образца, укладки и размера концентратора. Существует предположение, что внутренние / остаточные напряжения, образующиеся в процессе полимеризации, могут также оказывать влияние на характер разрушения изделий из ПКМ. С целью проверки гипотезы в настоящей работе было проведено исследование распределения напряжений в образцах из ПКМ по толщине в зоне выреза (свободного края) в зависимости от различных геометрических размеров, укладки и диаметра отверстия. Исследование проводился на примере образцов из углерод-эпоксидной смолы IM7 / 8552-1 с концентратором в виде сквозного круглого выреза с помощью пакета конечно-элементного

моделирования ABAQUS и разработанной модели материала, которая была реализована в пользовательской подпрограмме.

Модель материала

Одним из ключевых процессов при изготовлении изделий из ПКМ, в том числе и «узким местом», является процесс полимеризации. Остаточные напряжения, возникающие при изготовлении термореактивных композитов, оказывают прямое влияние на качество продукта и могут вызвать проблемы с процессом сборки в виду искажения формы. Основными факторами, ответственными за остаточные напряжения и искажения формы в ПКМ, являются: анизотропная термическая усадка, возникающая при охлаждении материала с температуры стеклования (T_g) до комнатной температуры, химическая усадка во время реакции полимеризации, неравномерность степени отверждения по толщине композита, а также взаимодействие между оснасткой и изготавливаемым изделием.

Для описания поведения углерод-эпоксидного композита IM7 / 8552-1 во время полимеризации использовалась линейная вязкоупругая модель [6]. Эффективные механические свойства, а также термические и химические усадочные деформации в ПКМ определялись с использованием микромеханических подходов [7] на основе данных материала, представленных в [5]. Уравнения были реализованы в разработанной пользовательской подпрограмме UMAT для пакета конечно-элементного моделирования ABAQUS. На рисунке 1 показано изменение с течением времени степени отверждения, температуры стеклования, модуля Юнга и объемных деформаций для смолы, полученных при моделировании и на основании литературных данных.

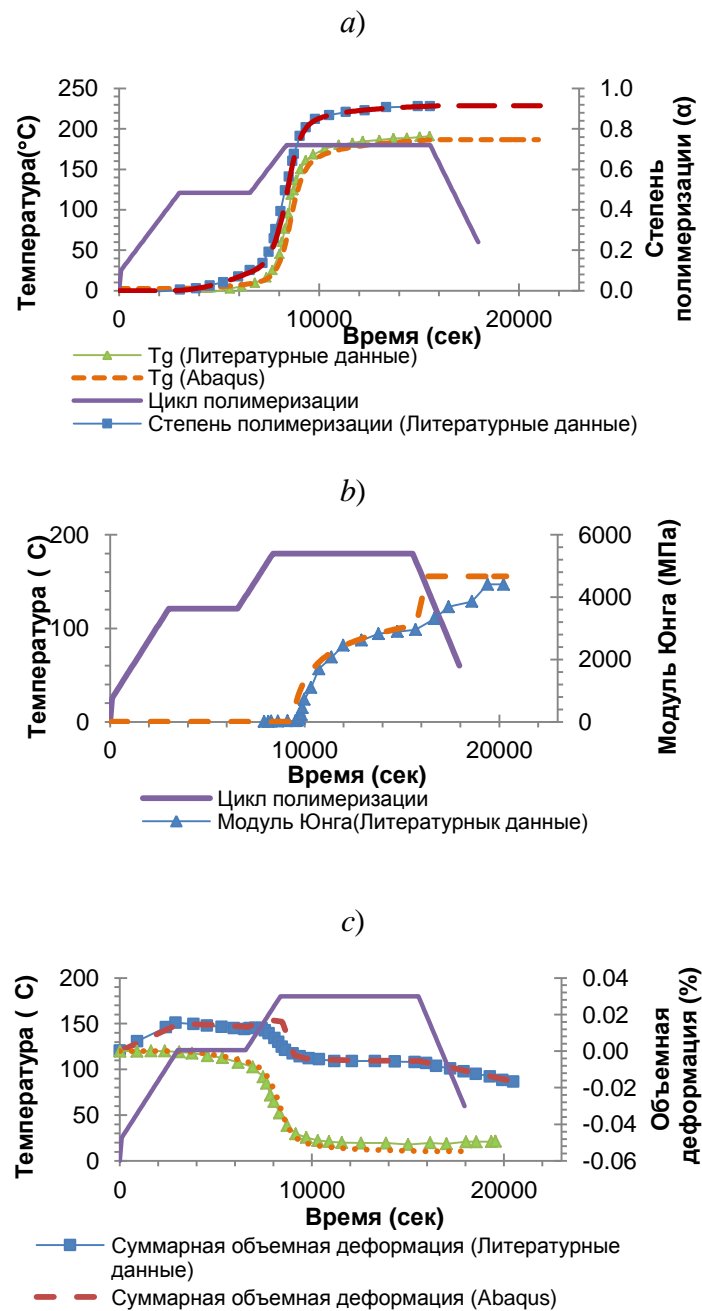


Рис. 1 – Изменение свойств смолы 8552 Nexcel в процессе полимеризации **а** Степень отверждения и температура стеклования **б** Модуль Юнга **с** Объемные деформации

Модель полимеризации материала была верифицирована на примере деформации пластины с укладкой [0/90]. Результаты моделирования представлены на рисунке 2.

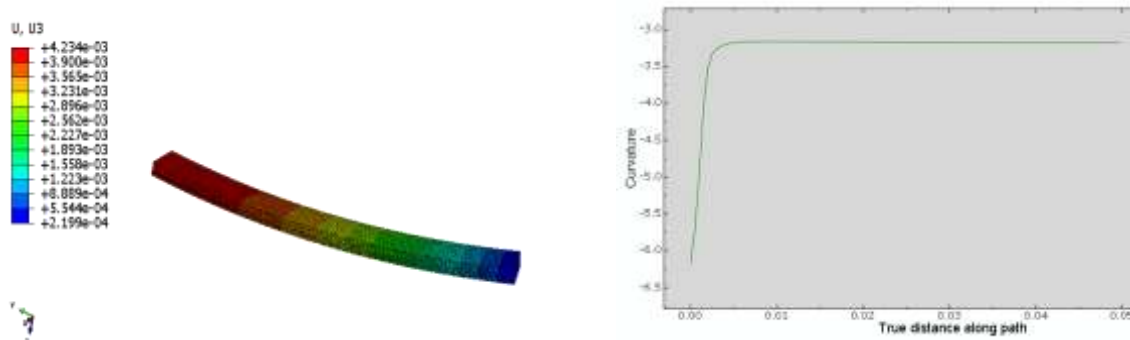


Рис. 2 – Верификация модели материала

Разница между кривизной пластины после полимеризации, полученной на основании проведенного расчета в ABAQUS, и данными, представленными в [8], составляет менее 3%. Таким образом модель показывает хорошую корреляцию с литературными источниками [6], [8] и может быть надежно использована для анализа полимеризации ПКМ.

Остаточные напряжения

В настоящей работе было проанализировано влияние геометрических размеров образцов, различных типов укладки на остаточные напряжения в терморезактивных композитах. Исследование было проведено в два этапа. На первом этапе анализировались остаточные напряжения в прямоугольных образцах без концентратора. На втором этапе оценивались напряжения в аналогичных образцах, но имеющих сквозное круглое отверстие. Размеры образцов подбирались следующим образом: ширина образца должна быть больше диаметра отверстия в 5 раз, а длина в 20. В данном исследовании рассматривались два диаметра отверстия – 3.175 мм и 12.7 мм. «Матрица моделирования» для различных конфигураций образцов без концентратора приведена в таблице 1. Таким образом, изучалось влияние эффектов 1D (толщина), 2D (геометрические размеры и укладка), 3D (геометрические

размеры, толщина и укладка) масштабирования на величину и характер распределения остаточных напряжений в образцах.

Таблица 1

Программа моделирования

t (мм)	Масштабирование на уровне ламината	Масштабирование на уровне слоя
1	l=63.5 мм w= 15.875 мм [45°/90°/-45°/0°] _S	l=63.5 мм w= 15.875 мм [45°/90°/-45°/0°] _S
4	l=63.5 мм w= 15.875 мм [45°/90°/-45°/0°] _S	l=63.5 мм w=15.875 мм [45° ₄ /90° ₄ /-45° ₄ /0° ₄] _S
	l=254 мм w= 63.5 мм [45°/90°/-45°/0°] _S	l=254 мм w=63.5 мм [45° ₄ /90° ₄ /-45° ₄ /0° ₄] _S

В процессе моделирования эффект влияния оснастки на образец в процессе полимеризации никак не учитывался. Стоит отметить, что образец оставался незакрепленным (свободным) на всех этапах расчета. Для решения связанной температурно-прочностной задачи при построении сетки были использованы элементы C3D8T. Зона «будущего концентратора» намеренно мельчилась, с целью «улавливания эффектов», а также для получения одинаковой сетки для первого и второго этапа анализа. Конечно-элементная модель для образца толщиной 1 мм и укладкой [45°/90°/-45°/0°]_S показана на рисунке 3.

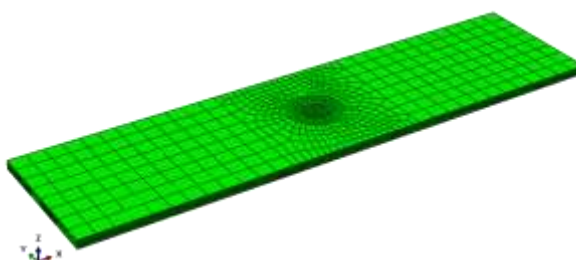


Рис. 3 – КЭ модель для образца толщиной 1 мм с отверстием d=3.175 мм и укладкой [45°/90°/-45°/0°]_S

В таблице 2 приведены данные по степени влияния различных параметров на остаточные напряжения, возникающие в образцах.

Степень влияния различных факторов на величину остаточных напряжений

Параметр	Степень влияния
Толщина образца	Слабая зависимость
Длина и ширина образца	Нет выраженной зависимости
Укладка	Слабая зависимость

Сравнение напряжений проводилось по следующей методике: сравнивались максимальные (по модулю) значения напряжений по толщине образца в каждом узле по окружности, как показано на рисунке 4.

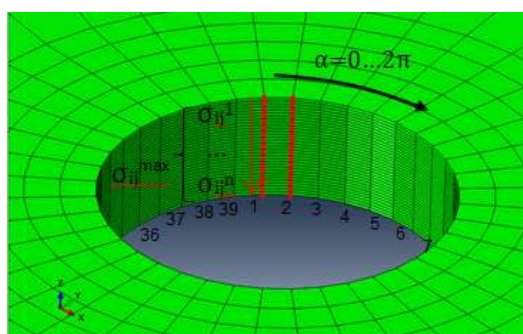
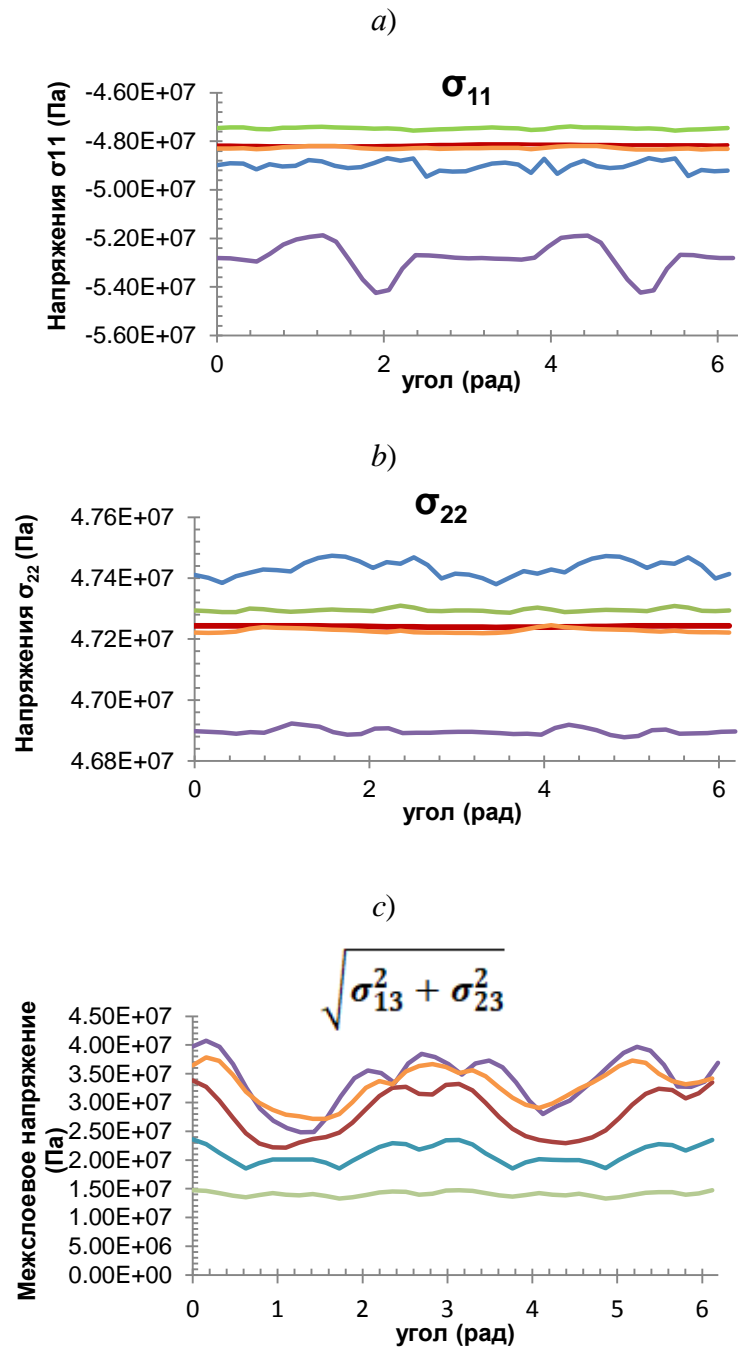


Рис. 4 – Схема определения напряжений в образцах.
Центральная часть для наглядности не показана

С увеличением толщины образца напряжение σ_{11} уменьшились примерно на 2%, σ_{22} остались идентичными, а межслоевое напряжение резко возросло. При изменении укладки, в частности при увеличении толщины слоя, напряжение σ_{11} увеличилось на 7% и σ_{22} - менее чем на 1%. С другой стороны, при увеличении длины и ширины образцов, наблюдалось лишь небольшое изменение напряжений σ_{11} и σ_{22} (менее 1%), в отличие от напряжения межслоевого – оно увеличилось на 75%. На рисунке 5 представлено распределение напряжений σ_{11} , σ_{22} и σ_{23} по толщине для образцов без концентратора.



- - Образец с толщиной 1 мм с $d=3.175$ мм и ориентацией $[45/90/-45/0]_S$
- - Образец с толщиной 4 мм с $d=3.175$ мм и ориентацией $[45/90/-45/0]_{8S}$
- - Образец с толщиной 4 мм с $d=3.175$ мм и ориентацией $[45_4/90_4/-45_4/0_4]_S$
- - Образец с толщиной 4 мм с $d=12.7$ мм и ориентацией $[45/90/-45/0]_{8S}$
- - Образец с толщиной 4 мм с $d=12.7$ мм и ориентацией $[45_4/90_4/-45_4/0_4]_S$

Рис. 5 – Напряжения σ_{11} , σ_{22} и напряжения межслоевого сдвига по толщине образцов без концентратора

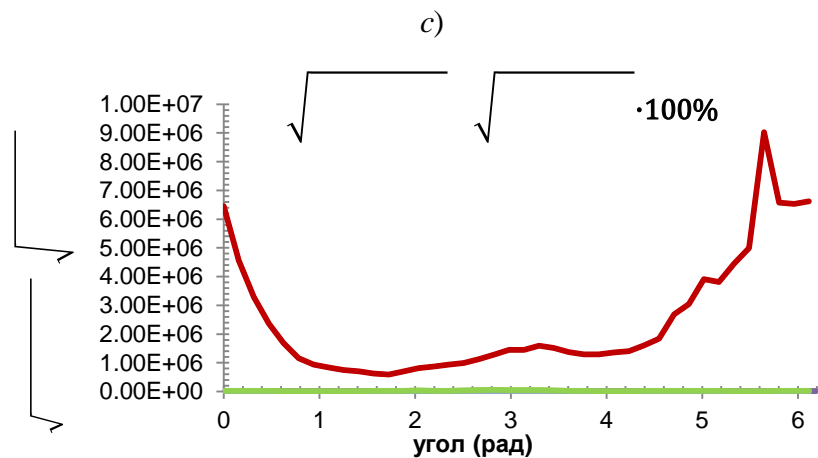
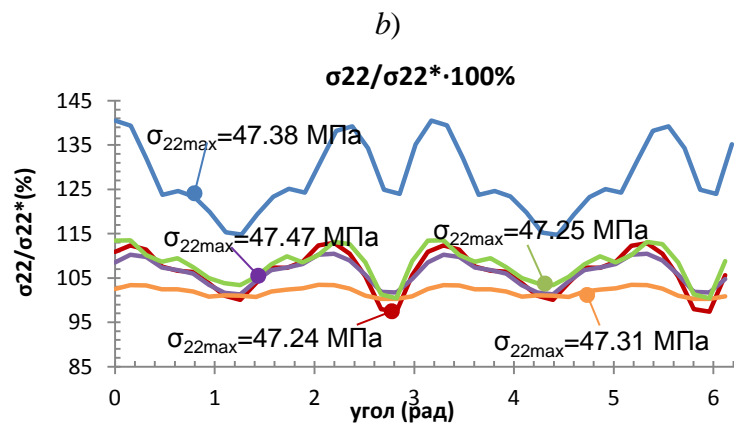
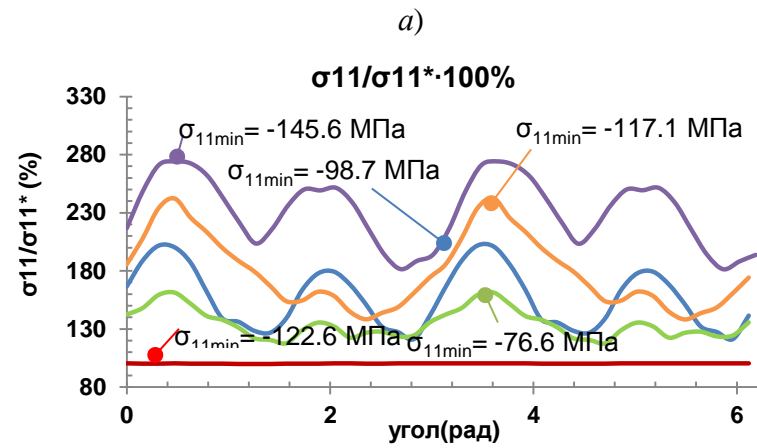
«Матрица моделирования» для второго этапа исследования приведена в таблице 2. На первом шаге анализа моделировалась полимеризация образца аналогично, как для случая описанного выше, на втором шаге имитировался сквозной круглый вырез посредством применения специальной методики удаления материала.

Таблица 3

Программа моделирования для образцов с концентратором

t (мм)	Масштабирование на уровне ламината Диаметр отверстия (мм)		Масштабирование на уровне слоя Диаметр отверстия (мм)	
	3.175	12.7	3.175	12.7
1	l=63.5мм w=15.875мм [45°/90°/- 45°/0°] _s		l=63.5 мм w=15.875мм [45°/90°/-45°/0°] _s	
4	l=63.5мм w=15.875мм [45°/90°/- 45°/0°] _s	l=254мм w=63.5мм [45°/90°/- 45°/0°] _s	l=63.5 мм w=15.875мм [45° ₄ /90° ₄ /-45° ₄ /0° ₄] _s	l=254 мм w=63.5мм [45° ₄ /90° ₄ /-45° ₄ /0° ₄] _s

Для анализа влияния концентратора на напряжения в образцах проводилась оценка отношения значения напряжения после выреза к значению напряжения до. На рисунке 6 показано отношение максимального значения напряжения (σ_{11} , σ_{22} и межслойного напряжения сдвига) по толщине образца, полученного после выреза отверстия к максимальному значению напряжения (σ_{11}^* , σ_{22}^* и межслойного напряжения сдвига*), полученного для идентичного образца до выреза. Анализ эффектов 1D масштабирования (масштабирование только толщины), 2D (масштабирование ширины, длины образца и диаметра отверстия) и 3D масштабирования (ширины, длины, толщины и диаметра отверстия) композитов с концентратором показал, что с увеличением толщины или диаметра значения напряжений уменьшается примерно на 20%. Наибольший эффект наблюдается для напряжений σ_{11} и межслоевого напряжения сдвига. С другой стороны, с увеличением толщины слоя σ_{11} и напряжения межслоевого сдвига увеличились почти на 25% (за исключением образца толщиной 1 мм) и напряжения σ_{22} на увеличилось на 15%.



- - Образец с толщиной 1 мм с $d=3.175$ мм и ориентацией $[45/90/-45/0]_S$
- - Образец с толщиной 4 мм с $d=3.175$ мм и ориентацией $[45/90/-45/0]_{8S}$
- - Образец с толщиной 4 мм с $d=3.175$ мм и ориентацией $[45_4/90_4/-45_4/0_4]_S$
- - Образец с толщиной 4 мм с $d=12.7$ мм и ориентацией $[45/90/-45/0]_{8S}$
- - Образец с толщиной 4 мм с $d=12.7$ мм и ориентацией $[45_4/90_4/-45_4/0_4]_S$

Рис. 6 – а – отношение σ_{11min} по толщине образца после выреза к σ_{11min}^* до выреза
 б – отношение σ_{22min} по толщине образца после выреза к σ_{22min}^* до выреза
 с – отношение максимального напряжения межслоевого сдвига по толщине образца после выреза к напряжению до

Распределение напряжения σ_{11} для образца толщиной 4 мм с отверстием $d = 3,175$ мм, укладкой $[45_4/90_4/-45_4/0_4]_S$ до и после выреза представлено на рисунке 7. Сердцевина материала умышленно не отображена с целью показать характер распределения напряжений в данной зоне по толщине. В зоне выреза отверстия, на свободном крае, мы имеем перераспределение напряжений в виду релаксации.

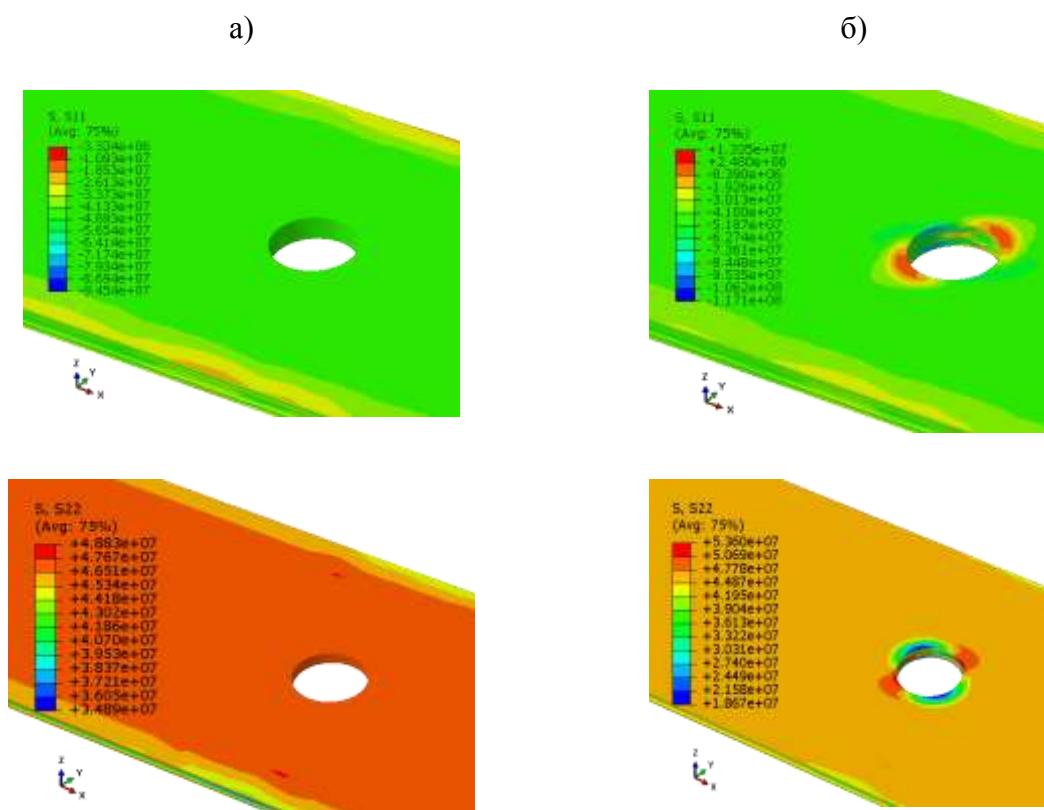


Рис. 7 – σ_{11} , σ_{22} (Па) для образца 4 мм толщиной с отверстием $d=12.7$ мм и укладкой $[45_4/90_4/-45_4/0_4]_S$ а-перед вырезом б- после выреза

Выводы

В настоящей работе проведено обширное исследование распределения напряжений в образцах из ПКМ с концентратором с помощью конечно-элементного моделирования. По результатам моделирования выявлено, что остаточные напряжения зависят от толщины детали, укладки и диаметра отверстия. Согласно данным, приведенным в техническом паспорте продукта для смолы HexPly 8552 [5], прочность на растяжение чистой смолы 8552

составляет 121 МПа и прочность в направлении 90^0 на разрыв для препрега ИМ7 / 8552 - 64 МПа. Напряжения, полученные при моделировании, для образцов после полимеризации без концентратора принимают значения от 77 МПа до 146 МПа, а для образцов с концентратором еще выше. Этот факт указывает на имеющиеся дефекты в композите. Таким образом, значения напряжений являются существенными и не могут быть проигнорированы. В работе [9] показано, что терморезактивные матрицы, которые в основном хрупкие по сравнению с термопластичными связующими [10], имеют поперечные трещины во время отверждения.

В [3] экспериментально показано, что образцы из ПКМ в зависимости от геометрических размеров, укладки и диаметра вреза демонстрируют следующие механизмы разрушения: хрупкое разрушение, «выпучивание» слоя и деламация. Причина различия в механизме разрушения однозначно не определена, и есть предположение, что на данный эффект влияют остаточные напряжения.

Разработанная модель (полимеризации) является универсальной и может быть использована для определения остаточных напряжений и деформаций в изделиях из ПКМ с терморезактивным связующим.

Литература

1. Fedulov B. N., Safonov A. A., Sergeichev I. V., Ushakov A. E., Klenin Y. G., & Makarenko I. V. (2016). Strength analysis and process simulation of subway contact rail support bracket of composite materials. *Applied Composite Materials*, 23(5), 999–1013.
2. Ushakov A. E., Safonov A. A., Sergeichev I. V., Fedulov B. N., Kornienko E. I., Timofeev M. A., Rozin N. V. (2015). Design and optimization of a vacuum infusion technological process for hopper car fabrication using polymeric composite materials. *Journal of Machinery Manufacture and Reliability*, 44(3), 276–282.

3. Green B.G., Wisnom M.R., Hallett S.R.. An experimental investigation into the tensile strength scaling of notched composites. In: Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, Vol. 38 (3), 03.2007, p. 867 - 878.
4. Harris C.E., Morris D.H.. Role of delamination and damage development on the strength of the thick notched laminates. In: Johnson, WS editor. Delamination and debonding of materials, ASTM STP 876, Philadelphia, 1985.
5. Hexply 8552, Epoxy Matrix Product Datasheet. Pdf downloaded from: http://www.hexcel.com/user_area/content_media/raw/HexPly_8552_eu_DataSheet.pdf. (Last viewed:12/04/18).
6. Baran Ismet, Çınar Kenan, Ersoy Nuri, Akkerman Remko, Hattel, J.H.. (2016). A Review on the Mechanical Modeling of Composite Manufacturing Processes. Archives of Computational Methods in Engineering. 24. 10.1007/s11831-016-9167-2.
7. Fedulov, B. N., Safonov, A. A., Kantor, M. M., & Lomov, S. V. (2017). Modelling of thermoplastic polymer failure in fiber reinforced composites. Composite Structures, 163, 293-301.
8. Wijskamp S., Akkerman R., Lamer E. A. D. (2003). Residual stresses in non-symmetrical carbon-epoxy laminates. In M. J. Martin, & H. T. Hahn (Eds.), Proceedings of the 14th International conference on Composite Materials, ICCM14 (pp. -). San Diego, USA.
9. Filiou C, Galiotis C. In situ monitoring of the fibre strain distribution in carbon-fibre thermoplastic composites. 1. Application of a tensile stress field. Compos Sci Technol 1999;59(14): 2149–61.
10. Parlevliet Patricia, Bersee Harald, Beukers Adriaan (2007). Residual stresses in thermoplastic composites – a study of the literature. Part III: Effects of thermal residual stresses. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing. 38. 1581-1596. 10.1016/j.compositesa.2006.12.005.

УДК 629.5.054

Армирование конструкции датчика индукционного лага

Аванесов Ю.Л.¹, к.т.н.; Воронов А.С.^{1,2}; Евстифеев М.И.^{1,2}, д.т.н.

al.s.voronov@yandex.ru

¹ АО «Концерн «ЦНИИ «Электроприбор», Санкт-Петербург

² Университет ИТМО, Санкт-Петербург

Аннотация:

Решается задача повышения прочности композиционного материала, изолирующего электрические элементы в датчике индукционного лага. Неразрушаемость материала обеспечивается перераспределением внутренних напряжений в конструкции с помощью армирующего элемента. Используя метод конечных элементов определены конструктивные параметры армирующего элемента при которых достигаются минимальные значения напряжений в изоляционном материале. Предложенные решения подтверждены результатами испытаний.

Ключевые слова:

армирующий элемент, индукционный лаг, прочность, компаунд.

Введение

Актуальные задачи исследований мирового океана непосредственно связаны с использованием современной аппаратуры, которая должна устойчиво работать в достаточно жестких условиях. В первую очередь это относится к забортной части аппаратуры, работающей при высоком уровне гидростатического давления. В частности, индукционные лаги, являются одними из наиболее широко распространённых судовых измерителей скорости. Обязательным элементом лагов являются датчики, которые всегда располагаются вне прочного корпуса и к которым предъявляются высокие требования по стойкости к гидростатическому давлению.

В большинстве случаев отказы датчика индукционного лага связаны с нарушением целостности в изоляционном композитном материале (КМ) – наименее прочном материале, применяемом в датчике и в наибольшей степени определяющим его прочность. В работе представлен один из возможных способов снижения механических напряжений в КМ и, как следствие, прочности датчика.

Проблема обеспечения прочности конструкции

В конструкции датчика для герметизации блока электроники и электродов, а также для создания электроизоляционного слоя между электродами, используется специальный заливочный КМ на основе эпоксидных смол с наполнителем из молотого кварца – компаунд, образующий внешний корпус датчика. Такая конструкция обеспечивает эксплуатацию датчика на глубинах 300–600 м, что соответствует давлению до 6 МПа.

В процессе испытаний установлено, что при давлении свыше 10 МПа, в компаунде появляются трещины (рисунок 1), влекущие за собой разгерметизацию датчика и, как следствие, выход его из строя из-за электрического замыкания электродов.

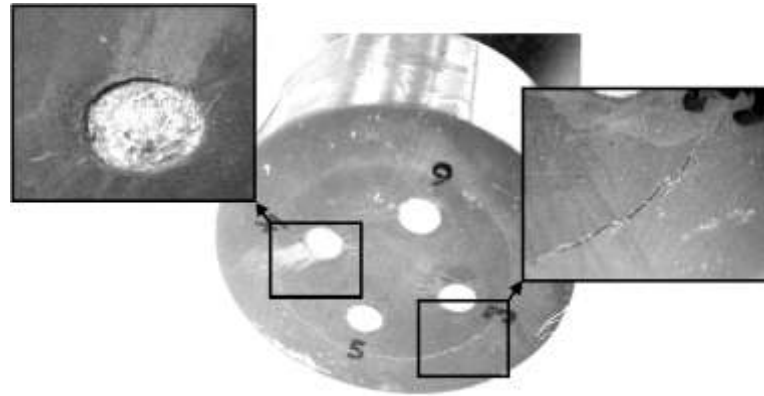


Рис. 1 – Трещины в компаунде

Очевидно, что недостаточная прочность конструкции датчика обуславливает невозможность применения датчика на больших глубинах. Смещение электродов относительно блока электроники влияет на функционирование прибора, так как приводит к изменению фиксируемой датчиком электродвижущей силы (ЭДС). В приборе возникает дополнительная инструментальная погрешность и происходит изменение показаний датчика [1].

Одним из возможных способов решения проблемы обеспечения прочности датчика является замена изоляционного материала. Наибольшую перспективу для подобных конструкций имеют современные наноструктурированные материалы, которые позволяют кардинально улучшить физико-механические характеристики компаундов. Разработка подобных материалов входит в приоритетные направления развития отечественной промышленности [2 – 4].

В случае замены компаунда для изоляции блока электроники в датчике, выбор материала должен быть обусловлен решением ряда проблем конструкторско-технологического характера.

Технология изготовления датчика предусматривает заливку жидкого изоляционного материала для обволакивания им блока электроники и электродов. Выбранный материал должен обладать необходимой вязкостью.

Обязательным требованием для изоляционного материала является наличие максимальной смачиваемости контактирующих с ним элементов, что позволит минимизировать возможность образование пустот и незаполненных зон, являющихся потенциальными концентраторами напряжений. Высокие значения усадки при застывании обуславливают наличие больших остаточных напряжений в конструкции, при которых возможно нарушение целостности изоляционного компаунда или поломка блока электроники уже на стадии изготовления датчика.

Для нормального функционирования датчика не допускается засорение торцевой поверхности, на которой находятся электроды тинной, планктоном и прочими организмами, которые активно обрастают на забортных приборах и корпусах аппаратов. В связи с этим изоляционный материал не должен содержать в своем составе биологических добавок.

Недостаточная адгезия изоляционного материала к элементам датчика может привести к отслаиванию и к разгерметизации датчика. Наконец изоляционные свойства материала не должны ухудшаться со временем, под действием температурных факторов или в связи с постоянным нахождением датчика в воде.

Так как, выбор нового изоляционного материала для датчика является существенной проблемой, предлагается использовать механические способы повышения прочности датчика, в частности применение защитного корпуса и армирующего элемента (АЭ).

Повышение прочности датчика

Введение различных АЭ для повышения механических свойств материалов широко используется во многих областях промышленности [5 – 8].

Для увеличения прочности датчика предложено использовать АЭ в виде перфорированной немагнитной металлической трубки, расположенной между блоком электроники и внешним металлическим корпусом. Вследствие

анизотропии свойств существующих композитов [9, 10], у которых допустимые напряжения при сжатии значительно превышают допустимые напряжения при растяжении, геометрия элементов датчика должна минимизировать зоны растяжения композита при его деформациях. Размещение АЭ способствует перераспределению механических напряжений в датчике и позволяет добиться равномерной нагрузки внутренней структуры композита. При повышении внешнего давления АЭ переходит в более нагруженное состояние, чем изоляционный композит, но из-за высокой прочности не разрушается.

Компьютерное моделирование

Моделирование воздействия давления на датчик выполнялось методом конечных элементов в пакете прикладных программ ANSYS с использованием модуля ANSYS Mechanical. Эквивалентные напряжения в композите, полученные в результате моделирования конструкции датчика под действием внешнего давления, представлены на рисунке 2.

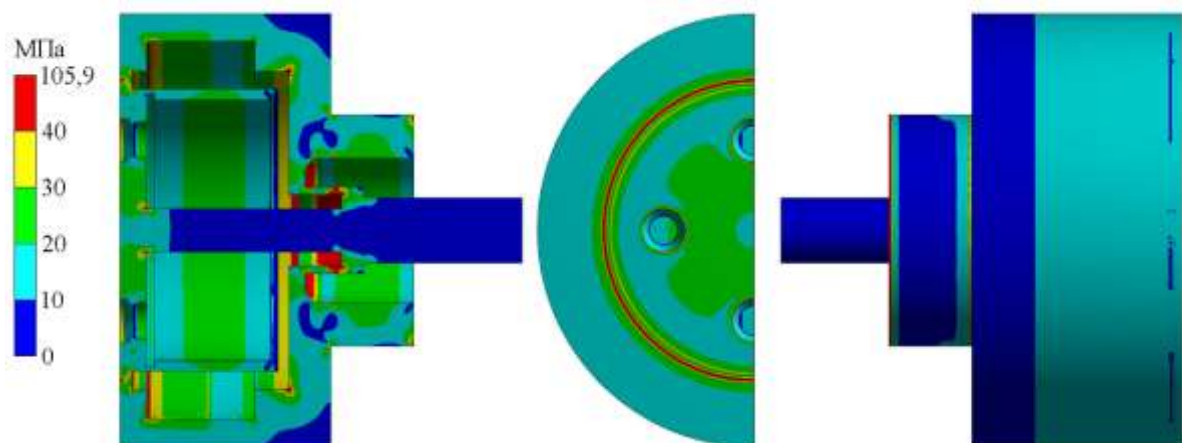


Рис. 2 – Распределение напряжений в композите

На наружной поверхности датчика наибольшие напряжения возникают в области электродов и вблизи блока электроники, что соответствует реальным областям образования трещин (см. рисунок 1). Полученные

расчетные значения превышают допустимые значения предела прочности компаунда более чем на 30%.

Для повышения прочности датчика предлагается использовать корпус и АЭ в виде перфорированной трубы (рисунок 3).

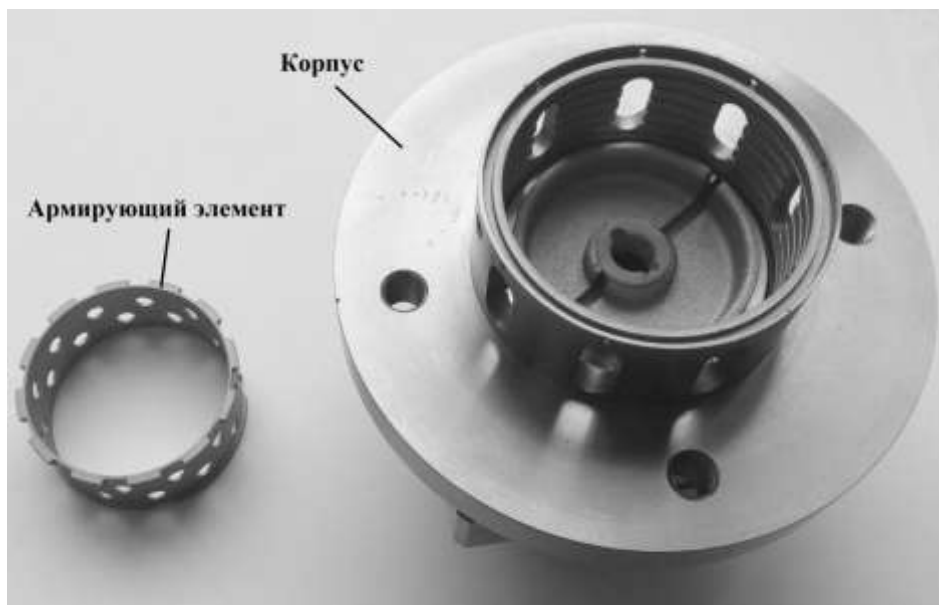


Рис. 3 – Корпус и армирующий элемент

Отверстия на цилиндрической поверхности АЭ необходимы для улучшения заполнения компаундом, а также для введения механической связи. Очевидно, что АЭ не должен вызывать отрицательного воздействия на работу блока электроники, поэтому АЭ следует изготавливать из немагнитного материала.

Результаты моделирования [11] свидетельствуют, что применение корпуса позволяет снизить максимальные эквивалентные механические напряжения в компаунде на 16 %.

Одновременное применение корпуса и АЭ позволило снизить максимальные напряжения на 37 %. Расчетные напряжения в компаунде датчика с примененным корпусом и АЭ представлено на рисунке 4.

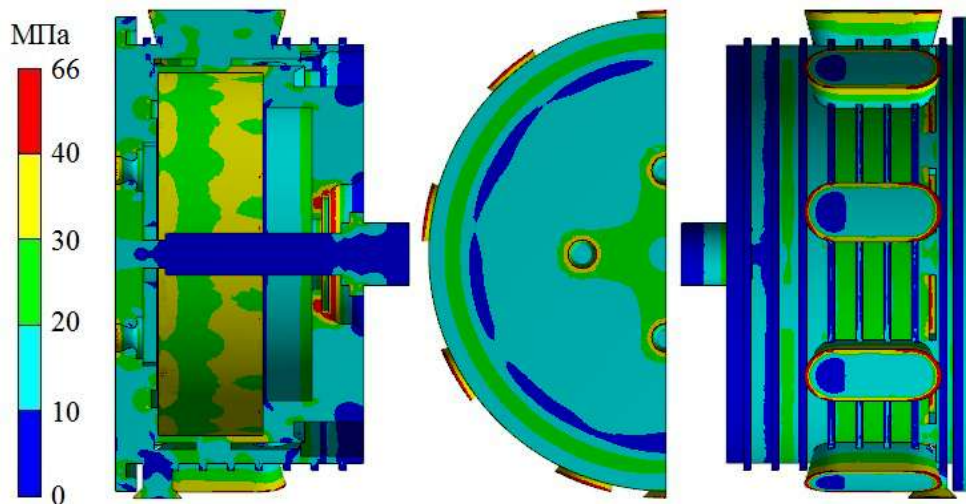


Рис. 4 – Напряжения в компаунде датчика с корпусом и АЭ

Описанная конструкция датчика обладает существенной новизной и защищена патентом РФ [12].

Оптимизация параметров армирующего элемента

Для определения оптимальных значений конструктивных параметров АЭ построена параметрическая компьютерная модель [13, 14].

В ходе итерационных расчетов варьировались толщина слоя компаунда над АЭ – $h_{АЭ}$ и радиус АЭ – $R_{АЭ}$ (см. рисунок 5).

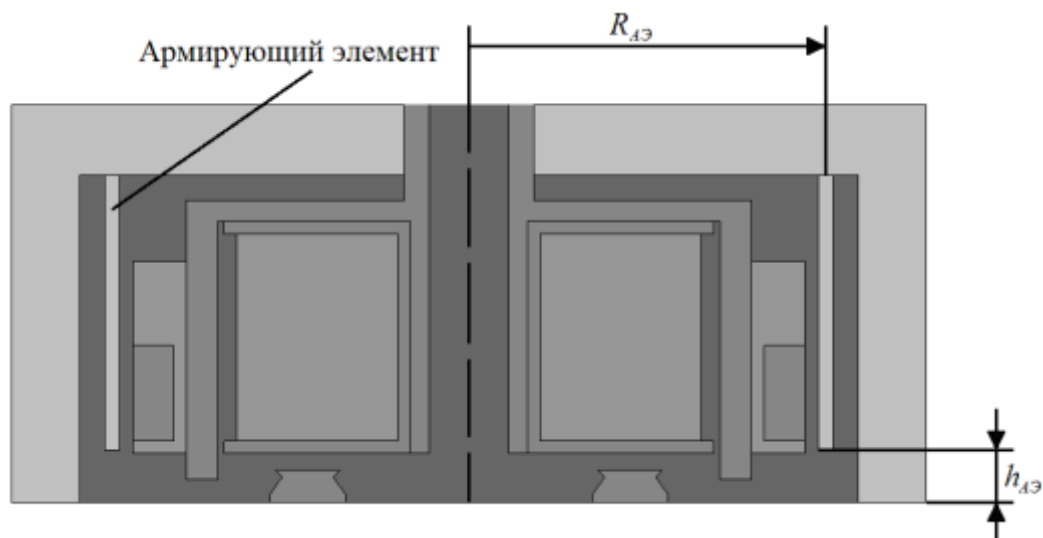


Рис. 5 – Параметры армирующего элемента для оптимизации
 $h_{АЭ}$ – толщина слоя компаунда над армирующим элементом;
 $R_{АЭ}$ – радиус армирующего элемента.

Оптимизация параметров АЭ по критерию минимизации механических напряжений в компаунде позволила снизить напряжения на 43 % [13].

Применение сквозных отверстий на цилиндрической поверхности АЭ позволяет увеличить прочность его соединения с компаундом и технологичность заполнения полости. В этом случае АЭ и компаунд соединены как адгезионной связью, так и механической. Компаунд, заполняя отверстия, препятствует проскальзыванию по АЭ.

Для обоснования выбора размеров и расположения отверстий на АЭ проведено исследование влияния КП на значения максимальных эквивалентных напряжений, возникающих в компаунде при его контакте с АЭ в отверстиях. В ходе анализа учитывался только один ряд отверстий и определялось их количество n_i , радиус r_i и отступ от торцевой поверхности h_i .

Результаты конечно-элементного анализа значений максимальных эквивалентных напряжений в компаунде, возникающие в отверстиях АЭ, при различных соотношениях размеров, количества и расположения отверстий на АЭ представлены на рисунке 6.

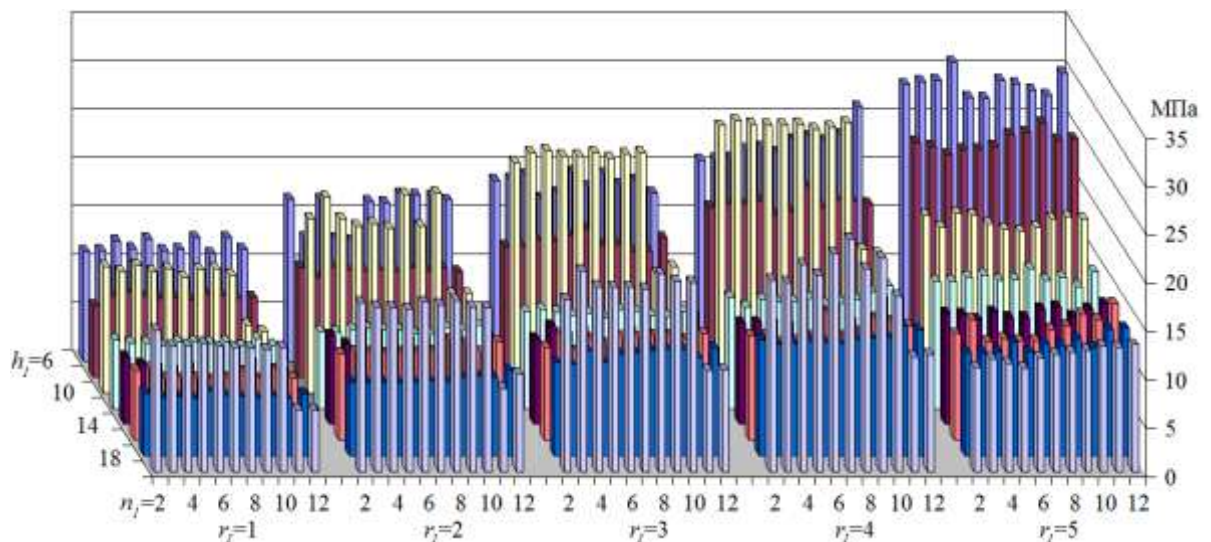


Рис. 6 – Максимальные напряжения в компаунде, возникающие в отверстиях АЭ

Количество отверстий в АЭ практически не влияет на напряженное состояние компаунда вблизи них. Напряжения уменьшаются при увеличении радиуса отверстий и увеличении их отступа от торцевой поверхности датчика до определенного уровня. Отсутствие явной корреляции максимальных эквивалентных напряжений от параметров r_1 и h_1 связано со сложноподвиженным состоянием, включающим в себя одновременное сжатие, растяжение и кручение.

Экспериментальные исследования опытного образца

В процессе испытаний воздействию давления подвергались два образца – с АЭ и без него [15].

После воздействия давления в образце без АЭ обнаружено нарушение целостности компаунда (рисунок 7). Трещина вызвала разгерметизацию датчика и падение сопротивления изоляции до нуля.

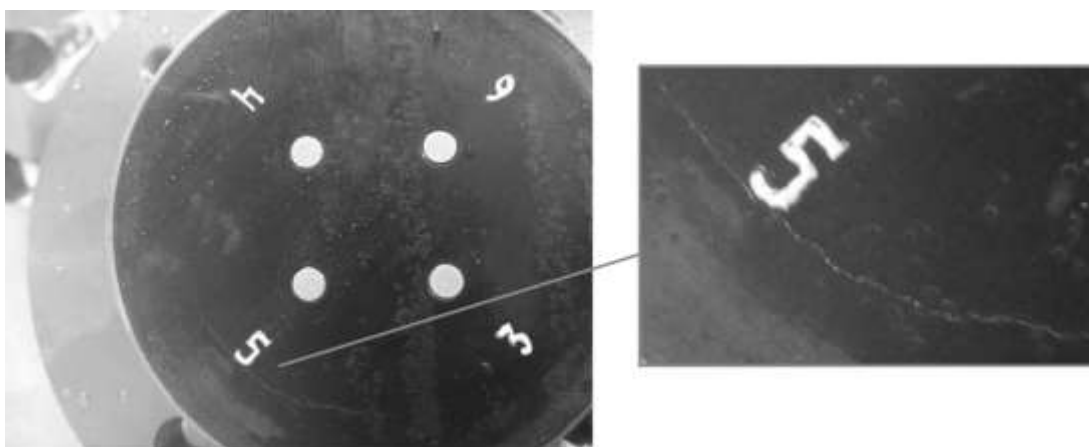


Рис. 7 – Трещина в компаунда после испытаний опытного образца без АЭ

При испытаниях опытного образца датчика с установленным АЭ после воздействия давления нарушения целостности в компаунде не обнаружено (см. рисунок 8).



Рис. 8 – Внешний вид опытного образца с АЭ после испытаний

Экспериментальные исследования показали, что компьютерная модель датчика адекватно описывает напряженно-деформированное состояние реальной конструкции, а предложенные технические решения позволяют создать работоспособную конструкцию датчика для глубоководной эксплуатации

Выводы

Решена задача снижения механических напряжений в изоляционном композитном материале, используемом для изоляции электроники в датчике индукционного лага. Показано, что повышение прочности достигается применением новых конструктивных элементов – корпуса и армирующего элемента. После оптимизации их конструктивных параметров получено снижение механических напряжений в изоляционном материале на 43%. Гидростатическими испытаниями опытных образцов доказана адекватность компьютерной модели и эффективность конструкторских решений.

Литература

1. Avanesov Yu.L., Evstifeev M.I., Voronov A.S. Estimating the instrumental error of electromagnetic log sensor in ultradeep water // International Workshop Navigation and Motion Control 2017: Proceedings – 2017. – pp. 62–67.
2. Дубровина Н.В. Приоритетные направления развития российского машиностроения в области импортозамещения / // Вестник Самарского государственного университета. Серия «Экономика и управление». – 2015. – № 9/1 (131). – С. 217–223.
3. Каблов Е.Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года /В сб.: Авиационные материалы и технологии: Юбилейный науч.-технич. сб. (приложение к журналу «Авиационные материалы и технологии»). М.: ВИАМ. – 2012. – С. 7–17.
4. Фролов И.А. Приоритетные направления развития отечественной судостроительной промышленности // Вестник Нижегородского университета им. Н.И. Лобачевского. экономические науки. – 2011. – №5 (2). – С. 244–249.
5. Foster S.J. The application of steel-fibres as concrete reinforcement in Australia: from material to structure // Materials and Structures. – 2009. – vol. 42. – № 9. – pp. 1209–1220.
6. Kute S.Y., Wakchaure M.R. Performance evaluation for enhancement of some of the engineering properties of bamboo as reinforcement in concrete // Journal of The Institution of Engineers (India): Series A. – 2013. – vol. 94. – № 4. – pp. 235–242.
7. Коломейченко А.В., Коренев В.Н., Порздняков Д.Л. Восстановление герметичности радиаторов сельскохозяйственной техники газодинамическим напылением с использованием армирующего элемента // Агротехника и энергообеспечение. – 2014. - №1 (1), - С. 380–383.

8. Башкова Ю.Б., Новоселов К.К., Максимова А.Е. Оценка изгибной прочности композитной арматуры с металлическим упрочняющим элементом // Инновация в науке – 2016. – 10 (59). – С. 154–158.

9. Зайцев А.В., Фукалов А.А., Соколкин Ю.В. Эффективные модули объемного сжатия композитов, армированных сплошными и полыми анизотропными волокнами или сферическими включениями // Математическое моделирование в естественных науках. – 2015. – т. 1. – С. 145–148.

10. Радченко А.В., Радченко П.А., Батуев С.П. Численное исследование влияния анизотропии физико-механических свойств на разрушения ортотропных композитов при ударе // Известия высших учебных заведений. Физика. – 2015. – т. 58. – № 3. – С. 31–40.

11. Аванесов Ю.Л., Воронов А.С., Евстифеев М.И. Компьютерное моделирование прочностных характеристик датчика индукционного лага // Научно-технический вестник информационных технологий, механики и оптики – 2016. – т. 16. – № 4. – С. 738–744.

12. Патент RU 2637377 Аванесов Ю.Л., Воронов А.С., Евстифеев М.И., Каретин В.Г., Короленко И.В. Датчик индукционного лага повышенной прочности. Опубликовано 10.12.2017 в бюл. №34.

13. Буканова А.Н., Воронов А.С., Евстифеев М.И. Оптимизация конструктивных параметров глубоководного индукционного датчика скорости // Научно-технический вестник информационных технологий, механики и оптики. – 2018, – т. 18, – № 1, – С. 140–146.

14. Буканова А.Н., Воронов А.С., Евстифеев М.И. Оптимизация конструкции датчика скорости глубоководного аппарата с использованием компьютерного моделирования // Сборник тезисов докладов конгресса молодых ученых. Электронное издание [Электронный ресурс]. – СПб: Университет ИТМО, 2017.

15. Аванесов Ю.Л., Воронов А.С., Евстифеев М.И. Проблемы проектирования глубоководного датчика индукционного лага // Гироскопия и навигация. – 2018. – т. 26. – № 2 (101). – С. 77–87.

УДК 620.17:621.8:623.4

**Исследование физико-механических характеристик материалов
при типовых испытаниях объемных силовых деталей
специальных гусеничных машин**

Гавзе А.Л.¹, к.т.н.

n42@niistali.ru

¹АО «НИИ стали», г. Москва,

Аннотация:

Предложен перечень методов исследований для определения физико-механических характеристик материала объемных силовых деталей гусеничных машин при типовых испытаниях, проводимых с целью оценки целесообразности введения изменений применяемого материала или технологии объемного упрочнения деталей.

Ключевые слова:

Методы исследований, физико-механические характеристики, объемные силовые детали, типовые испытания.

Объемные силовые детали гусеничных машин это ответственные детали ходовых систем (балансиры и рычаги подвески, кривошипы механизма натяжения гусениц, кронштейны поддерживающих роликов, корпуса пневморессор и т.п.), работающие в условиях сложно-напряженного состояния, циклического нагружения и ударных воздействий. Заготовками для этих деталей, как правило, являются штамповки из улучшаемых среднелегированных сталей. Для некоторых авиатранспортируемых и десантируемых машин используются штампованные заготовки из двухфазных ($\alpha+\beta$)-титановых сплавов.

В ряде случаев возникает необходимость изменения материалов указанных деталей, или технологии их объемного либо поверхностного упрочнения. Такие изменения связаны или с повышением требований по надежности и долговечности деталей из-за увеличения нагрузки на ходовые системы машин или с появлением предложений по использованию более экономичных материалов и технологий.

При обоснованном предположении о возможности влияния предлагаемых изменений на тактико-технические характеристики изделий в соответствии с нормативно-технической документацией [1] необходимо проведение «Типовых испытаний» с целью оценки эффективности тех или иных изменений и целесообразности их внесения в конструкторскую или технологическую документацию узлов и деталей.

В настоящей работе на основании отраслевого опыта предлагается состав (перечень) необходимых испытаний для включения его в Программу типовых испытаний объемных силовых деталей специальных гусеничных машин при оценке эффективности замены материала или технологии объемного упрочнения деталей.

Состав испытаний материала деталей из улучшаемых сталей и отожженных титановых сплавов:

1. Испытание на растяжение гладких образцов по ГОСТ 1497-84 «Металлы. Методы испытаний на растяжение».

Определяют: Временное сопротивление (σ_B); условный предел текучести ($\sigma_{0,2}$); относительное удлинение после разрыва (δ_5); относительное сужение поперечного сечения после разрыва (Ψ) на образцах Тип II №6 (№7),

2. Испытание на ударный изгиб по ГОСТ 9454-78 «Металлы. Метод испытания на ударный изгиб при пониженной, комнатной и повышенной температуре».

Определяют: Ударную вязкость при температурах: плюс 20°C (КСУ) и минус 50°C (КСУ⁻⁵⁰) на образцах Тип 1 с концентратором вида U

3. Измерение твердости по Бринеллю по ГОСТ 9012-59* «Металлы и сплавы. Метод измерения твердости по Бринеллю».

На образцах по п.2 после испытаний на ударную вязкость.

Определяют: Твердость по Бринеллю при вдавливании стального шарика диаметром 10 мм при испытательной нагрузке 29430Н (НВ).

4. Испытание цилиндрических образцов с кольцевым надрезом на осевое растяжение и растяжение с перекосом по ОСТ 1 90052-72. «Оценка чувствительности материала к надрезу и перекосу при статической нагрузке» [2].

Определяют: Максимальную нагрузку при растяжении без перекоса образцов с надрезом (P_0); максимальную нагрузку при растяжении с перекосом образцов с надрезом (P_α^H); пределы прочности образцов с надрезом при растяжении без перекоса (σ_H^0); пределы прочности образцов с надрезом при растяжении с заданным углом перекоса (σ_H^α);

коэффициент чувствительности к надрезу: $n = \frac{\sigma_H^0}{\sigma_B}$, где: σ_B -временное сопротивление (см.п.1.);

коэффициент чувствительности к перекоосу: $\eta = \frac{\sigma_H^0 - \sigma_H^\alpha}{\sigma_H^0}$ или: $\eta = \frac{P_H^0 - P_H^\alpha}{P_H^0}$;

пластичность в надрезе при осевом растяжении: $\psi_H = \frac{F_0 - F_H}{F_0} \times 100\%$, где:

F_0 и F_H – площадь сечения в надрезе до и после испытаний.

5. Испытание на усталость гладких и надрезанных образцов круглого сечения по ГОСТ 25.502-79 «Методы механических испытаний металлов. Методы испытаний на усталость».

Испытания проводят при изгибе с вращением на гладких образцах типа I или II и образцах типа VIII с концентратором напряжений с теоретическим коэффициентом концентрации при изгибе $\alpha_6=1,89$. Испытания проводят с построением кривой усталости и определением пределов выносливости при симметричном цикле σ_{-1} и σ_{-1}^H , соответствующих вероятности разрушения 50%.

По результатам испытаний производится оценка коэффициента чувствительности материала к концентраторам напряжений при циклическом нагружении: $q = \frac{K_\sigma - 1}{\alpha_\sigma - 1}$,

где: α_6 - теоретический коэффициент концентрации при изгибе $\alpha_6=1,89$,

K_6 – эффективный коэффициент концентрации: $K_\sigma = \frac{\sigma_{-1}}{\sigma_{-1}^H}$.

Все испытания проводят на образцах, вырезанных из штамповок после окончательной термической обработки. по схеме согласованной с Отделом главного конструктора (КБ),

Данные полученные в результате проведенных испытаний на образцах, вырезанных из опытных деталей, сравниваются с аналогичными данными, полученными на образцах из серийных деталей. Объем испытаний по каждому виду определяется совместным решением представителей разработчика опытного варианта материала или технологии, изготовителя деталей и заказчика изделия.

В случае замены материала деталей в число испытываемых вариантов для конструкционной стали должны входить составы с минимальным и максимальным углеродным эквивалентом. Для титановых сплавов достаточно исследование четырех плавок с комбинацией составов на верхнем и нижнем значениях алюминиевого и молибденового эквивалентов.

Использование предлагаемого перечня (состава) сравнительных испытаний позволит существенно уменьшить объем натурных ходовых испытаний или обойтись без их проведения для принятия решения о реализации новых технических решений.

Литература

1. ГОСТ 15. 309-98 (СРПП) Испытания и приемка выпускаемой продукции. Приложение А.
2. Методы испытания. контроля и исследования машиностроительных материалов. Справочное пособие. М., Машиностроение, том 2, С. 91–92.

УДК 669.245:620.178.322.2

Влияние температуры испытания и асимметрии цикла на МЦУ при заданной деформации жаропрочного сплава ВЖ175

Горбовец М.А.¹, к.т.н.; Ходинев И.А.¹;

Беляев М.С.¹, к.т.н.; Летников М.Н.¹

bms-oti@mail.ru

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский институт авиационных материалов», Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»)

Аннотация:

Малоцикловая усталость (МЦУ) жаропрочного никелевого сплава ВЖ175 исследована при симметричном и асимметричном деформировании при комнатной и высоких температурах. При температурах 650°C и 750°C нет значительных различий между пределами МЦУ в зависимости от коэффициента асимметрии $R=-1$ и $R=0$, несколько более высокие значения пределов МЦУ наблюдаются при симметричном цикле деформирования $R=-1$. При асимметричном цикле большое влияние на предел МЦУ оказывает выбор параметра, описывающего заданную деформацию. Переход от размаха деформации $\Delta\varepsilon$ к максимальной деформации цикла ε_{\max} находит выражение в значительном возрастании предела МЦУ.

Ключевые слова:

симметричный и асимметричный цикл деформации, предел МЦУ, параметр описания деформации, влияние температуры испытания.

Введение

При эксплуатации во многих деталях конструкций эксплуатируемых в условиях циклического нагружения часто реализуется асимметричный цикл усталостного нагружения. Такое нагружение наблюдается, например, в деталях вращения авиационных ГТД и асимметрия проявляется в воздействии напряжений и деформаций растяжения. Асимметричное нагружение оказывает существенное влияние на характеристики малоциклового усталости при комнатной и высоких температурах [1, 2]. В последнем случае при испытаниях жаропрочных сплавов влияние асимметрии становится более значительным, поскольку проявляется воздействие процессов ползучести и нестабильности структуры [3–5].

МЦУ является одной из основных характеристик прочности жаропрочных сплавов. Характеристики МЦУ используют при расчетах деталей конструкции на прочность и ресурс. В связи с этим востребовано определение характеристик МЦУ в условиях заданной деформации [6–10]. Испытания на МЦУ при асимметричном цикле деформирования позволяют приблизить условия механических испытаний материала к условиям его эксплуатации в конструкции. При асимметричном деформировании и нагружении большое влияние на результаты оказывает уровень статической составляющей, измеряемый при помощи коэффициента асимметрии R [2]. Воздействие этого фактора отсутствует при испытаниях на МЦУ в условиях симметричного цикла нагружения. Для современных жаропрочных сплавов влияние асимметричного нагружения на характеристики МЦУ изучено недостаточно.

В настоящей работе предпринята попытка восполнить существующий пробел. Приведены результаты исследования и сопоставлены характеристики МЦУ современного жаропрочного никелевого сплава ВЖ175 при симметричном и асимметричном деформировании. Исследование выполнено при комнатной и эксплуатационных температурах.

Работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления 2.2. «Квалификация и исследования материалов» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года»)[11].

Материалы и методы

Высокопрочный жаропрочный сплав на никелевой основе ВЖ175-ИД предназначен для эксплуатации при высоких температурах и значительных механических нагрузках в качестве дисков турбины и компрессора авиационных ГТД. ВЖ175-ИД является сложнолегированным, дисперсионно-твердеющим сплавом, который упрочняется интерметаллидной γ' -фазой, карбидной и боридной фазами различной морфологии. Количество упрочняющей γ' -фазы достигает 53% [12–16].

Промышленная технология производства заготовок дисков из сплава ВЖ175-ИД, включающая выплавку, многостадийную деформацию и термическую обработку, обеспечивает формирование равномерной мелкозернистой структуры размером 20-25 мкм (рис. 1а) и упрочняющих частиц γ' -фазы размером $\sim 0,2$ мкм в γ – твердом растворе (рис. 1б).

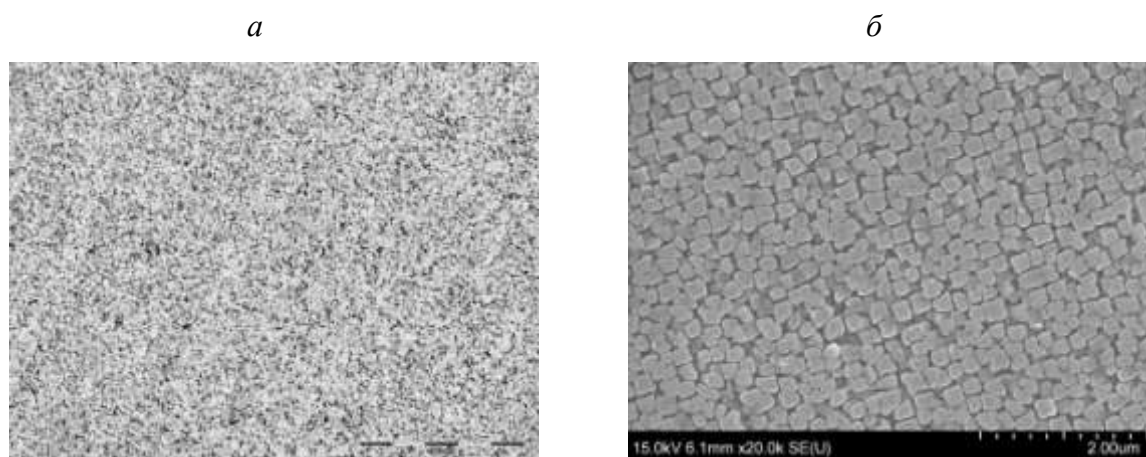


Рис.1 – Микроструктура сплава ВЖ175
а – зерна γ -матрицы ($\times 100$); б – упрочняющая γ' -фаза ($\times 20000$)

Сплав характеризуется высокими прочностными характеристиками и достаточной пластичностью при комнатной и эксплуатационной температурах (табл. 1).

Таблица 1

Механические свойства сплава ВЖ175

Сплав ВЖ175	Температура испытания, °С	Предел прочности σ_B , МПа	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Удлинение δ , %
	20	1600	1190	14
	650	1530	1080	12

Испытания на МЦУ проведены на сервогидравлической машине Lfv-100 при контроле полной (упругой и пластической) деформации ϵ . Были испытаны гладкие цилиндрические образцы с диаметром 5,0 мм при растяжении-сжатии или циклическом растяжении и частоте деформирования 1 Гц. Испытания проведены при значениях коэффициента асимметрии $R = -1, 0, 0,5$ и температурах 20°, 650°, 750°С. Всего испытано 9 партий образцов. Объём каждой отдельной выборки составлял 13 образцов или более.

При обработке результатов испытаний применены процедуры линейного регрессионного анализа. В качестве независимой величины рассматривалась заданная деформация ϵ , в качестве зависимой случайной величины – логарифм числа циклов до разрушения $\lg N_p$. Уравнение линии усталости задано в форме $\epsilon^m N = C$. После логарифмирования оно принимает вид

$$\lg N = a + b \lg \epsilon \quad (1)$$

и в системе логарифмических координат графически изображается прямой линией. Коэффициенты уравнения a и b определены методом наименьших квадратов [17]. В статье все приведенные линии МЦУ и величины пределов МЦУ получены описанным способом и представляют собой средние значения.

Результаты и их обсуждение

Сопротивление МЦУ различных сплавов наиболее часто исследуют при значениях коэффициента асимметрии $R=-1$ и $R=0$, т.е. при симметричном и отнулевом циклах нагружения. Это довольно близкие условия испытаний, однако, циклы нагружения $R=-1$ и $R=0$ имеют также известные различия. Наиболее значительное из них состоит в том, что максимальные значения деформации ε_{\max} , воздействующие на образец, всегда будут больше при значении $R=0$ (рис. 2), если испытания проведены при одинаковых значениях размаха $\Delta\varepsilon$. Несмотря на это при проведении испытаний на МЦУ, а также при обработке и представлении результатов в качестве параметра независимой величины широко применяется размах заданной деформации $\Delta\varepsilon$ [6–10].

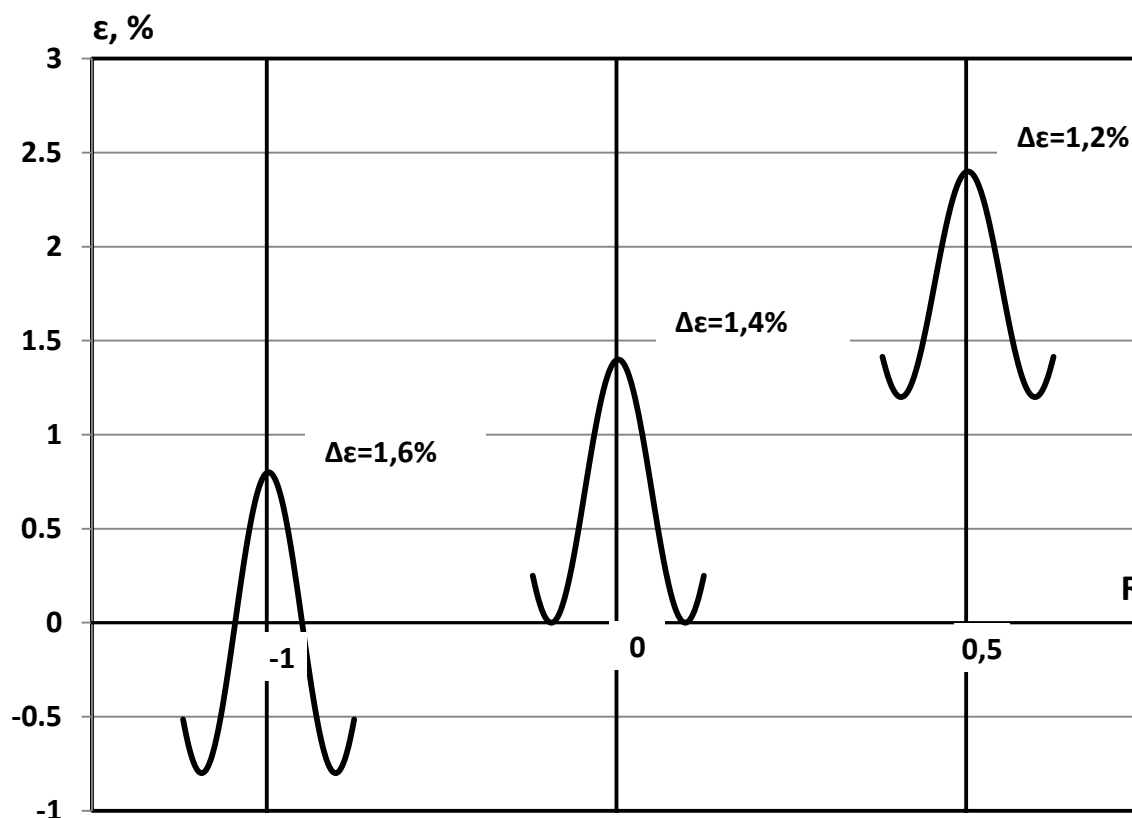


Рис. 2 – Значения коэффициента асимметрии цикла деформаций R и действительные величины параметров деформации $\Delta\varepsilon$ и ε_{\max} при $T = 20^\circ\text{C}$

В настоящей статье на примере жаропрочного никелевого сплава ВЖ175 проведено сопоставление характеристик МЦУ, полученных в условиях циклического деформирования при двух указанных коэффициентах асимметрии. Исследовано также влияние температуры испытания на характеристики МЦУ жаропрочного никелевого сплава ВЖ175. При проведении испытаний и обработке результатов в качестве независимой величины применен параметр размах деформации $\Delta\varepsilon$.

Образцы сплава ВЖ175 испытаны на МЦУ при коэффициентах асимметрии $R=-1$ и $R=0$ и температурах 20°C , 650°C и 750°C . Результаты испытаний шести выборок образцов (более 100 шт.) реализованы в узком интервале деформаций и долговечностей, средние линии МЦУ приведены на рис. 3. При всех температурах испытания более высокие значения пределов МЦУ наблюдаются в случае испытаний при симметричном цикле деформирования $R=-1$ по сравнению с циклом деформирования $R=0$. При высоких температурах 650°C и 750°C различие между пределами МЦУ невелико и не превышает 0,2%. Также нет существенных отличий по углу наклона средних линий МЦУ к оси циклов.

При температуре 20°C различие между значениями пределов МЦУ, соответствующими коэффициентам асимметрии $R=-1$ и $R=0$, имеет несколько более высокие значения. Наблюдается более высокий угол наклона средних линий МЦУ к оси циклов.

Отметим, что при коэффициенте асимметрии $R=0$ на базе испытания 10^4 циклов пределы МЦУ имеют очень близкие значения $\Delta\varepsilon=0,85\div 0,87\%$ при всех температурах испытания (рис. 3, табл. 2). Также близкие значения предела МЦУ наблюдаются при высоких температурах в области долговечностей $10^4\div 10^5$ циклов. Полученные результаты не являются отражением какой-либо конкретной зависимости МЦУ от температуры испытания. Их следует оценивать в статистическом аспекте, полагая, что в

ином исследовании столь близкого совпадения значений пределов МЦУ с высокой вероятностью не случится. Вместе с тем, это достаточно надежные результаты, т.к. в каждой выборке испытано от 17 до 29 образцов и только в одной выборке (750°C, R=0) испытано 13 образцов. Проведенный анализ показывает, что при планировании испытаний или сопоставлении результатов испытаний на МЦУ деформированных никелевых сплавов в области указанных температур не следует ожидать значительных различий между пределами МЦУ, полученными при значениях коэффициента асимметрии R=-1 и R=0.

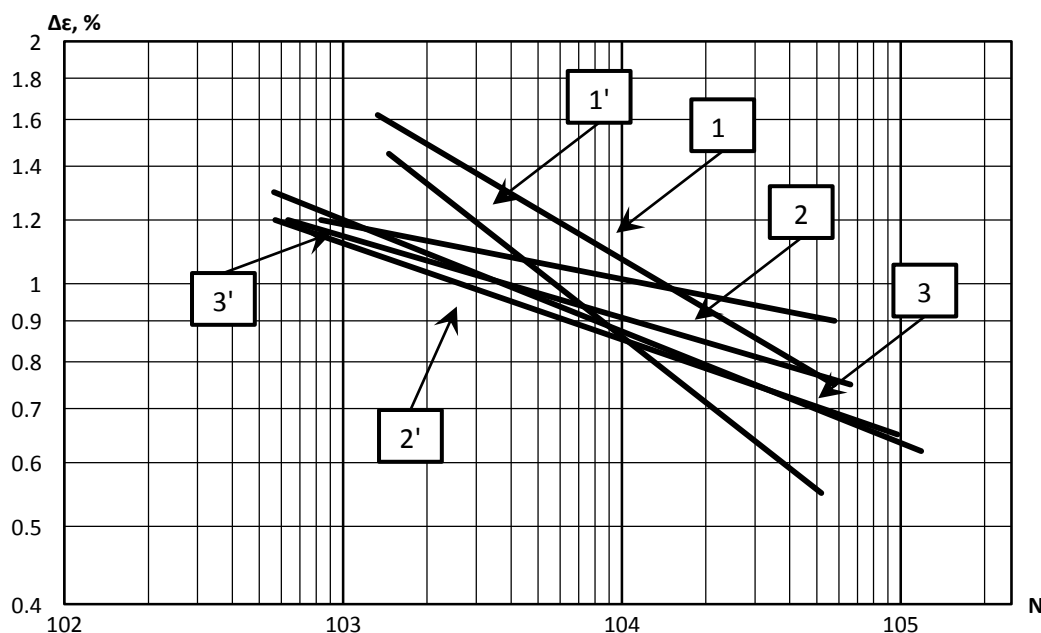


Рис. 3 – МЦУ сплава ВЖ175 в зависимости коэффициента асимметрии R и температуры испытания

Температура испытания 1, 1' – 20°C, 2, 2' – 650°C, 3, 3' – 750°C

Значения коэффициента асимметрии R=-1 №№ 1, 2, 3; R=0 №№ 1', 2', 3'

Таблица 2

Пределы МЦУ сплава ВЖ175 при значении коэффициента асимметрии R=0
 параметр заданной деформации Δε

Температура испытаний, °C	Предел МЦУ на базе испытания (Δε %)		
	10 ⁴	5×10 ⁴	10 ⁵
20°	0,86	0,55	–
650°	0,85	0,70	0,65
750°	0,87	0,70	0,64

Во всем интервале температур 20°C, 650°C, 750°C в условиях воздействия симметричного и асимметричного деформирования при значениях коэффициента асимметрии $R=-1, 0$. отсутствует однозначная зависимость предела МЦУ от температуры испытания. Вместе с тем, анализ экспериментальных результатов позволяет отметить, что в области высоких температур более низкие значения пределов МЦУ наблюдаются при температуре 750°C или же значения пределов МЦУ при температурах 650°C и 750°C достаточно близки между собой (рис. 3, 4). При температуре 20°C средние линии МЦУ имеют существенно более крутой наклон к оси циклов, чем при высоких температурах, вследствие чего при долговечностях, превышающих 10^4 циклов, более низкие значения пределов МЦУ наблюдаются при температуре 20°C (рис. 3, 4).

В условиях испытаний на малоцикловую усталость при всех температурах в сплаве активно развивается процесс микропластического деформирования. Он воздействует на микроструктуру сплавов и постепенно создает различные дефекты в структуре и микротрещины. В условиях асимметричного деформирования, т.е. постоянного воздействия статической деформации, реализуется и развивается повреждение от ползучести. Совместное действие усталостного и статического нагружения определяет более быстрое формирование очага трещины, её развитие и окончательное разрушение, чем это происходит в случае только усталостного деформирования. По этим причинам переход от симметричного к асимметричному деформированию приводит к значительному понижению пределов МЦУ определяемых как переменные напряжения.

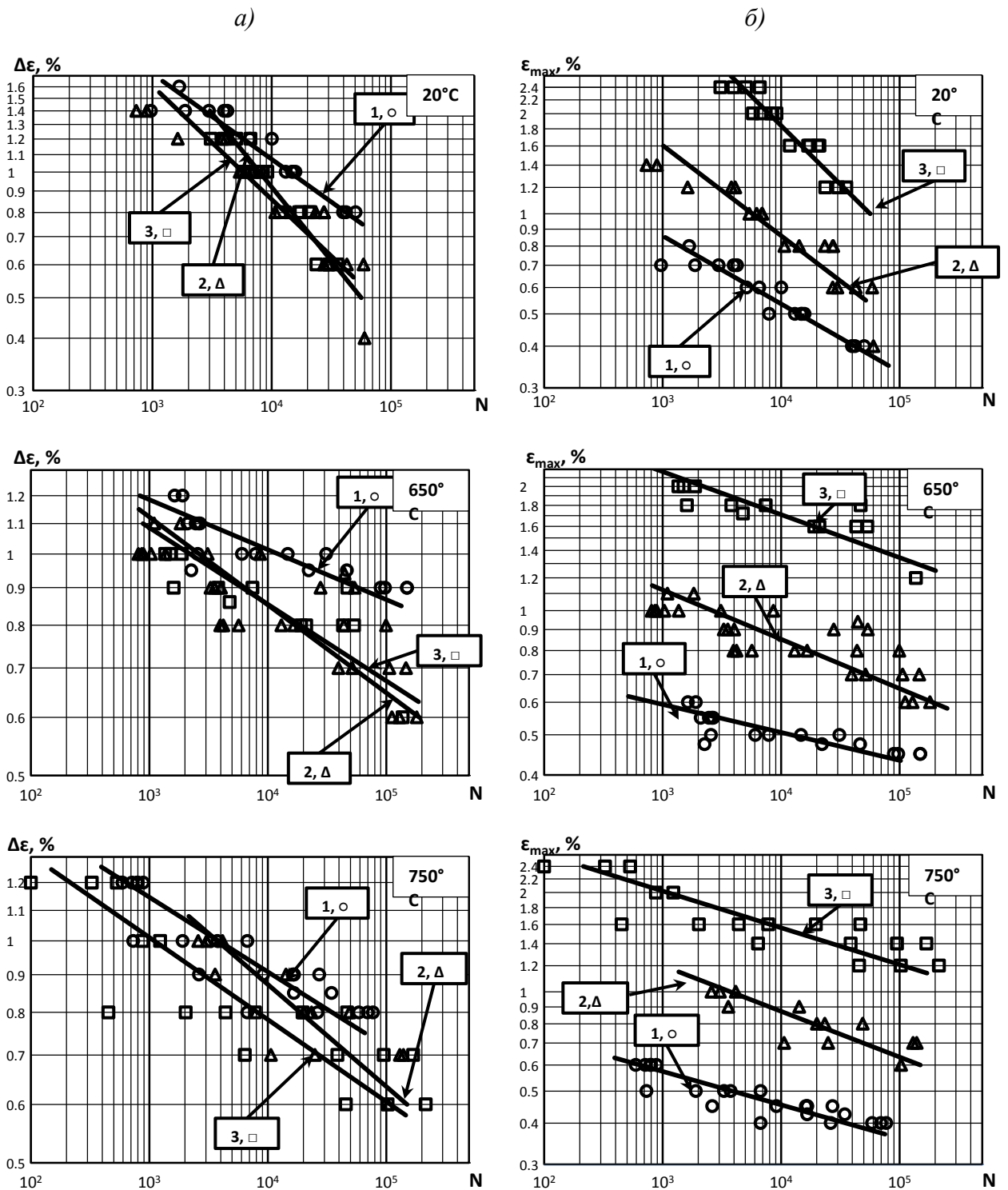


Рис. 4 – МЦУ сплава ВЖ175 в зависимости от параметра заданной деформации
 а – размах деформации $\Delta\varepsilon$, б – максимальная деформация цикла ε_{\max}
 Значения коэффициента асимметрии 1 – $R=-1$ (\circ), 2 – $R=0$ (Δ), 3 – $R=0,5$ (\square)

В развитии процесса микропластического деформирования никелевых сплавов при комнатной и высоких эксплуатационных температурах имеются существенные различия. В ряде работ показано [18, 19], что при повышении температуры испытания от комнатной до высоких в никелевых сплавах изменяется механизм разрушения при испытаниях на усталость. При комнатной и средних температурах разрушение осуществляется движением дислокаций по плоскостям скольжения с образованием и последующим распространением микротрещин. При высоких температурах доминирующее значение в развитии разрушения приобретают диффузионные процессы. Это явление наблюдается в сплавах с равноосной структурой, а также в монокристаллах. Взаимодействие термически активируемых процессов и механического напряжения последовательно разупрочняет структуру и формирует процесс усталостного разрушения. Можно предположить, что различия в процессах микропластического деформирования оказывают большое влияние на формирование очага усталостного разрушения и в конечном счете приводят к различной скорости макроразрушения при комнатной и высоких температурах. По этой причине средние линии МЦУ при комнатной и высоких температурах характеризуются различными углами наклона к оси циклов.

Высказанное предположение подтверждается тем, что при фрактографическом исследовании найдены определенные различия в характере разрушения образцов сплава ВЖ175, испытанных на МЦУ при заданной деформации при комнатной и высоких температурах [8].

При проведении испытаний на усталость в условиях асимметричного деформирования (нагружения) в качестве основной характеристики асимметрии используют коэффициент асимметрии цикла R . Отметим, что коэффициент R является относительной величиной и не содержит информации о численных значениях деформации, заданных при испытаниях. Одно и то же значение коэффициента R_e может соответствовать различным

величинам деформации, приложенной к образцу. Это показывает, что коэффициент асимметрии цикла R не может служить единственной характеристикой условий испытаний на МЦУ при асимметричном деформировании. Чтобы в полном объеме определить условия испытаний на МЦУ при асимметричном деформировании, информация о значениях коэффициента R должна быть дополнена информацией о значениях заданной деформации.

При обработке результатов испытаний на МЦУ сплава ВЖ175, полученных при значениях коэффициента асимметрии $R=-1, 0, 0,5$ независимо применены два различных параметра заданной деформации – размах общей деформации $\Delta\varepsilon$ и максимальная общая деформация цикла $\varepsilon_{\text{макс}}$. Отметим, что параметр $\varepsilon_{\text{макс}}$ прямо соответствует максимальной деформации, заданной образцу. Рис. 2 показывает, что по мере возрастания коэффициента асимметрии от $R=-1$ до $R=0,5$ происходит изменение каждого параметра. При этом параметр $\Delta\varepsilon$ убывает, а параметр $\varepsilon_{\text{макс}}$ возрастает.

Применение того или иного параметра приводит к большим различиям во взаимном расположении средних линий МЦУ, а также в значениях предела МЦУ на принятых базах испытаний при обработке результатов испытаний одной выборки (рис. 4).

При использовании в качестве параметра размаха общей деформации $\Delta\varepsilon$ в интервале долговечностей 10^3-10^5 циклов при всех трёх температурах испытания максимальный предел МЦУ наблюдается при значении коэффициента асимметрии цикла $R=-1$. При значениях коэффициента асимметрии $R=0$ и $R=0,5$ предел МЦУ несколько меньше, различия в значениях пределов МЦУ невелики. При температурах 650°C и 750°C они не превышают $0,1\%$ (табл. 2). Линии средних значений МЦУ располагаются достаточно близко друг к другу. При $R=0$ и $R=0,5$ выраженная зависимость МЦУ от температуры испытания отсутствует (рис. 3, 4).

При использовании в качестве критерия максимальной общей деформация цикла $\varepsilon_{\text{макс}}$ в интервале долговечностей 10^3 – 10^5 циклов при всех трёх температурах испытания максимальный предел МЦУ наблюдается при значении коэффициента асимметрии цикла $R = 0,5$. Минимальные значения предела МЦУ соответствуют коэффициенту асимметрии $R = -1$. При указанных значениях коэффициента асимметрии R имеется большое расхождение в величинах предела МЦУ, которое превышает имеющееся, при применении параметра $\Delta\varepsilon$. Соотношение пределов МЦУ на базе испытания 10^4 циклов при всех температурах испытания превышает трёхкратное. На базе испытания 5×10^4 циклов это соотношения реализуется при высоких температурах. При любой температуре промежуточное значение предела МЦУ обеспечивает коэффициент асимметрии $R=0$ (рис. 4, табл. 3).

Таблица 3

Пределы МЦУ сплава ВЖ175 параметр заданной деформации $\varepsilon_{\text{макс}}$

Температура испытания, °С	Коэффициент асимметрии R	Предел МЦУ на базе испытания ($\varepsilon_{\text{макс}}$ %)		
		10^4	5×10^4	10^5
20°	R=0,5	1,82	1,05	-
	R=-1	0,54	0,39	-
650°	0,5	1,72	1,44	
	-1	0,51	0,46	0,44
750°	0,5	1,56	1,30	1,20
	-1	0,45	0,38	

Во всем интервале температур 20°С, 650°С и 750°С однозначная зависимость предела МЦУ от температуры отсутствует. Вместе с тем, повышение температуры испытания от 650°С до 750°С вызывает устойчивое понижение пределов МЦУ при значениях коэффициента асимметрии цикла $R=-1$ и $R=0,5$ (рис. 4, табл. 3).

Представляет интерес сравнение максимальных значений пределов МЦУ, полученных при применении различных параметров заданной деформации – максимальная общая деформация цикла $\varepsilon_{\text{макс}}$ и размах общей деформации $\Delta\varepsilon$. Для сравнения применен коэффициент K_{ε}^R равный

отношению пределов МЦУ, полученных при использовании параметров максимальной деформации $\varepsilon_{\text{макс}}$ и размаха деформации $\Delta\varepsilon$, $K_{\varepsilon}^R = \varepsilon_{\text{макс}}$ (при $R=0,5$)/ $\Delta\varepsilon$ (при $R=-1$). При этом соблюдалось соответствие других условий испытаний. Значения коэффициента K_{ε}^R в зависимости от температуры и базы испытания приведены в табл. 4.

Приведенные значения показывают, что переход от параметра размах заданной деформации $\Delta\varepsilon$ к параметру максимальная деформация $\varepsilon_{\text{макс}}$ приводит к значительному повышению максимальных значений пределов МЦУ, которое составляет, в основном, 60÷70%. Это обстоятельство необходимо учитывать при оценке результатов испытаний на МЦУ, проведенных в области значений коэффициента асимметрии $R=0,5$ и более высоких.

Таблица 4

Соотношение максимальных значений пределов МЦУ
Значения коэффициента $K_{\varepsilon}^R = \varepsilon_{\text{макс}}$ (при $R=0,5$)/ $\Delta\varepsilon$ (при $R=-1$)

Т _{исп} , °С	Значения коэффициента K_{ε}^R на базе испытания N _ц	
	10 ⁴	5×10 ⁴
20°	1,68	1,34
650°	1,69	1,56
750°	1,71	1,69

При определении предела МЦУ и аппроксимации результатов испытаний выбор того или иного параметра заданной деформации, из числа рассмотренных, оказывает большое влияние на результаты испытаний, проведенных при достаточно высоких положительных значениях коэффициента асимметрии R. Выбор параметра заданной деформации в отечественном стандарте для испытаний на усталость не регламентирован. При выборе параметра заданной деформации необходимо обеспечить

правильную оценку характеристик МЦУ при асимметричном деформировании материала.

Выводы

1. Характеристики МЦУ, полученные при значениях коэффициентов асимметрии $R=-1$ и $R=0$ и использовании параметра размах заданной деформации $\Delta\varepsilon$, обладают следующими основными особенностями в зависимости от температуры испытания

– при температурах 650°C и 750°C в области долговечностей до 5×10^4 циклов нет значительных различий между пределами МЦУ в зависимости от коэффициента асимметрии $R=-1$ и $R=0$, несколько более высокие значения пределов МЦУ наблюдаются при симметричном цикле деформирования $R=-1$;

– при температуре 20°C различия между пределами МЦУ несколько больше, отмечается более высокий угол наклона средних линий МЦУ при условии асимметричного деформирования $R=0$ и $R=0,5$ к оси циклов.

2. При асимметричном деформировании значения пределов, а также взаимное расположение средних линий МЦУ в системе координат $\lg\varepsilon - \lg N$ зависят от выбора параметра, описывающего заданную деформацию. Показано, что изменение параметра заданной деформации, т.е. переход от размаха деформации $\Delta\varepsilon$ к максимальной деформации цикла $\varepsilon_{\text{макс}}$, находит выражение в значительном возрастании предела МЦУ. Повышение предела МЦУ на базах испытания 10^4 и 5×10^4 составляет, в среднем, 60% (рис. 4, табл. 4).

3. Применение в качестве параметра испытаний максимальной заданной деформации цикла $\varepsilon_{\text{макс}}$ приводит к получению максимальных значений предела МЦУ при $R=0,5$ и минимальных значений при $R=-1$ в границах рассмотренных значений коэффициента асимметрии R .

4. Коэффициент асимметрии цикла R является относительной величиной и не может служить единственной характеристикой условий испытаний на МЦУ при асимметричном деформировании. Полное описание условий испытаний на МЦУ должно включать информацию о значениях заданной деформации.

Литература

1. Терентьев В.Ф., Петухов А.Н. Усталость высокопрочных металлических материалов. М.: ИМЕТ РАН-ЦИАМ. 2013. 515 с.
2. Горбовец М.А., Беляев М.С., Ходинев И.А., Лукьянова М.И. Исследование МЦУ жаропрочных сплавов при «жестком» цикле нагружения // Цветные металлы. 2017. № 2. С. 91–95.
3. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Светлов И.Л., Демонис И.М. Никелевые литейные жаропрочные сплавы нового поколения // Авиационные материалы и технологии. 2012. №5. С. 36–52.
4. Петрушин Н.В., Висик Е.М., Горбовец М.А., Назаркин Р.М. Структурно-фазовые характеристики и механические свойства монокристаллов жаропрочных никелевых ренийсодержащих сплавов с интерметаллидно-карбидным упрочнением // Металлы. 2016. №4. С. 57–70.
5. Kearsey R.M., Tsang J., Oppenheimer S., Mcdevitt E. Microstructural Effects on the Mechanical Properties of ATI 718Plus Alloy // JOM. 2012. Vol. 64. № 2. p.p. 241–251.
6. Wright J.K., Carroll L.J., J.A. Simpson J.A. et al. Low cycle fatigue of alloy 617 at 850 °C and 950 °C // J. Eng. Mat. Tech. 2013. V. 135. N 7. P. 0310051–0310058.
7. Maier G., Riedel H., Somsen C. Cyclic deformation and lifetime of Alloy 617B during isothermal low cycle fatigue // Int. J. Fatigue. 2013. V. 55. P. 126–135.

8. Беляев М.С., Терентьев В.Ф., Горбовец М.А., Бакрадзе М.М., Антонова О.С. Малоцикловая усталость при заданной деформации и разрушение жаропрочного сплава ВЖ175 // *Материаловедение*. 2017. № 3. С. 18–24.

9. G. Gao, S. Duan, W. Zhang A study of high temperature low cycle fatigue life prediction for two superalloys *Journal of Engineering Research*. 2015. Vol. 3. № 1. P.p. 114–126.

10. Беляев М.С., Горбовец М.А., Бакрадзе М.М. Изменение параметров упруго-пластического деформирования в процессе испытаний на МЦУ при жестком нагружении жаропрочного сплава ВЖ175 // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн.*, 2015. № 12. Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 11.12.2017). DOI: [doi.org/ 10.18577/2307-6046-2015-0-12-5-5](https://doi.org/10.18577/2307-6046-2015-0-12-5-5).

11. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // *Авиационные материалы и технологии*. 2015. № 1 (34). С. 3–33. DOI: [10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33](https://doi.org/10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33).

12. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Ломберг Б.С. Комплексная инновационная технология изотермической штамповки на воздухе в режиме сверхпластичности дисков из супержаропрочных сплавов // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. №5. С. 129–141.

13. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Ломберг Б.С., Сидоров В.В. Приоритетные направления развития технологий производства жаропрочных материалов для авиационного двигателестроения // *Проблемы черной металлургии и материаловедения*. 2013. №3. С.47-54.

14. Бакрадзе М.М., Овсепян С.В., Шугаев С.А., Летников М.Н. Влияние закалки на структуру и свойства поковок никелевого жаропрочного сплава ЭК151-ИД // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн.*, 2013. №9. Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 12.02.2015).

15. Ломберг Б.С., Овсепян С.В., Бакрадзе М.М., Летников М.Н., Мазалов И.С. Применение новых деформируемых никелевых сплавов для перспективных газотурбинных двигателей // Авиационные материалы и технологии, 2017. №S. С. 116–129. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-116-129.

16. Каблов Е.Н., Сидоров В.В., Ригин В.Е. Металлургия литейных жаропрочных сплавов // 75 лет. Авиационные материалы. М.: ВИАМ. 2007. С.125-132.

17. Степнов М.Н., Шаврин А.В. Статистические методы обработки результатов механических испытаний: справочник. М.: Машиностроение, 2005. 400 с.

18. Тайра С., Отани Р. Теория высокотемпературной прочности материалов. Пер. с японского М.: Metallurgy. 1986. 280 с.

19. Под ред. Р.П. Скелтона. Усталость материалов при высокой температуре Пер. а англ. М.: Metallurgy. 1988. 343 с.

УДК 539.3-620.1

**Особенности моделирования и испытания ячеистых структур,
синтезированных по технологии селективного лазерного сплавления**

Яковлев Н.О.¹, к.т.н.; Гриневич Д.В.¹, к.т.н.; Мазалов П.Б.¹

lab30@viam.ru, viam.lab6@mail.ru

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский институт авиационных материалов», Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»)

Аннотация:

В работе рассмотрены особенности, возникающие при моделировании и испытании ячеистых структур, синтезированных по технологии селективного лазерного сплавления. Рассмотрены испытания на сжатие и растяжение конструкций ячеистой структуры на примерах образцов с элементарной ячейкой периодичности «звездчатый октаэдр» («octet-truss») и гранецентрированной дублированной с вертикальными стержнями (f2ccz), синтезированных методом селективного лазерного сплавления порошка нержавеющей стали и сплава ВЖ159. Проведено моделирование элементарных ячеек с применением объемной и балочной моделей.

Ключевые слова:

ячеистые конструкции, аддитивное производство, моделирование, метод конечных элементов.

Введение

Идея ячеистых структур взята из природы, когда в объекте вещество распределяется ячейками с некой периодичностью, стороны этих ячеек образуют несущий силовой каркас. Это встречается и у растений, и у животных, в том числе у человека. Самый яркий пример — это костная ткань. Костная структура великолепно оптимизирована для восприятия силовой нагрузки и при этом достаточно легка, что особенно важно для птиц. Аналогичный способ можно использовать при создании технических конструкций. И если традиционными способами изготовления деталей это было бы или невозможно, или практически невозможно. То в настоящее время, например, с помощью технологии селективного лазерного сплавления возможно создание подобных силовых конструкций, с помощью аддитивных технологий, применяя последовательное послойное наплавление порошка исходного материала. Форма ячейки подобных структур может иметь произвольную форму. Наиболее простыми являются ячейки, полученные по кристаллографической аналогии, имеющие достаточно простую форму построения и при этом оптимизированные к вертикальному послойному синтезированию. Это кубические секции с различным сочетанием вертикальных, центральных и диагональных стержней, соединяющие противоположные углы. В данной работе рассматривались образцы с формой ячейки – звездчатый октаэдр и один вариант формы ячейки гранецентрированной дублированной с вертикальными стержнями.

Поверхность стержней представляет собой довольно неровную поверхность, с дефектами и кавернами. Из-за неравномерности спекания верхних слоев при анализе стержней вынуждено рассматривают эффективный диаметр вместо фактического, который зависит от совершенствования технологии изготовления.

Для использования сетчатых структур в проектировании необходима их расчетно-экспериментальная отработка, позволяющая получить

подтвержденные данные об особенностях деформирования конструкции [1–4].

Расчетно-экспериментальная отработка включает в себя построение верифицированной математической модели. Подобную модель можно построить на основе результатов испытаний элементов конструкций или элементарных образцов, состоящих из ограниченного количества ячеек периодичности. Далее модель элементарного образца может быть расширена на модель реальных элементов конструкций и деталей. С её помощью оптимизируется форма элементарной ячейки периодичности (ЭЯП) и заполняемость деталей конструкции. Для проектирования важна размерность получаемой задачи. Размноженная элементарная ячейка многократно увеличивает размерность будущих задач расчета прочности сетчатых конструкций, поэтому приоритет для дальнейшего использования стоит перед моделями меньшей размерности, например, состоящих из балочных элементов или представляющих аппроксимацию в виде сплошной среды [5–6]. В данной работе рассматривается применимость балочной модели для оценки напряженно-деформированного состояния сетчатой конструкции в форме призматического образца при сжатии для расчетного построения диаграммы деформирования.

Материалы и методы

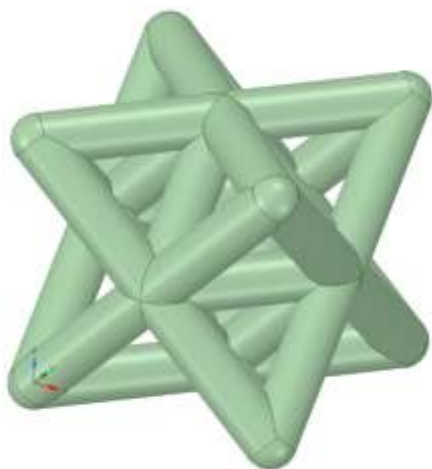
В качестве объекта исследования в данной работе рассматривается призматические образцы ячеистой конструкции с различной формой ЭЯП, синтезированные методом селективного лазерного сплавления, из порошка нержавеющей стали CL20ES и сплава ВЖ159. Модуль упругости данной стали, полученной по традиционной технологии, составляет ~ 200 ГПа, плотность – $7\,900$ кг/м³, предел прочности при растяжении – 570 МПа, предел текучести – 470 МПа. Характеристики ВЖ159 следующие: модуль упругости составляет ~ 200 ГПа, плотность – $7\,900$ кг/м³, предел прочности при растяжении – 1200 МПа, предел текучести – 740 МПа.

Сечение ячеистой части образцов составляло $20 \times 20 \text{ мм}^2$, высота – 60 мм. Для равномерного приложения нагрузки торцы образцов на сжатие изготавливались монолитными, толщиной по 2 мм. Образцы на растяжение имели захватные части.

В качестве формы ЭЯП были выбраны звездчатый октаэдр «звездчатый октаэдр» («octet-truss») и гранецентрированной дублированной с вертикальными стержнями (f2ccz) (рис. 1), как одни из наиболее универсальных к воспринимаемой внешней нагрузке [3] и достаточно широко используемых. Размер ячейки периодичности составлял $5 \times 5 \times 5 \text{ мм}$, диаметр стержня ячейки ~ 1 мм.

В связи с отсутствием в настоящее время стандартов в области механических испытаний изделий, полученных методами аддитивного производства, испытания на сжатие образца сетчатой конструкции проводили по методике из ГОСТ 25.503 для сжатия и ГОСТ 1497 для растяжения. Моделирование напряженно-деформированного состояния элементарной ячейки периодичности и образца сетчатой конструкции проводили с помощью метода конечных элементов (МКЭ).

а)



б)

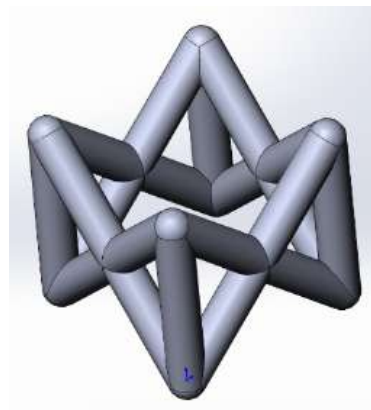


Рис. 1 – Формы элементарной ячейки периодичности:
«octet-truss» - звездчатый октаэдр (а) и «f2ccz» гранецентрированная дублированная с
вертикальными стержнями (б)

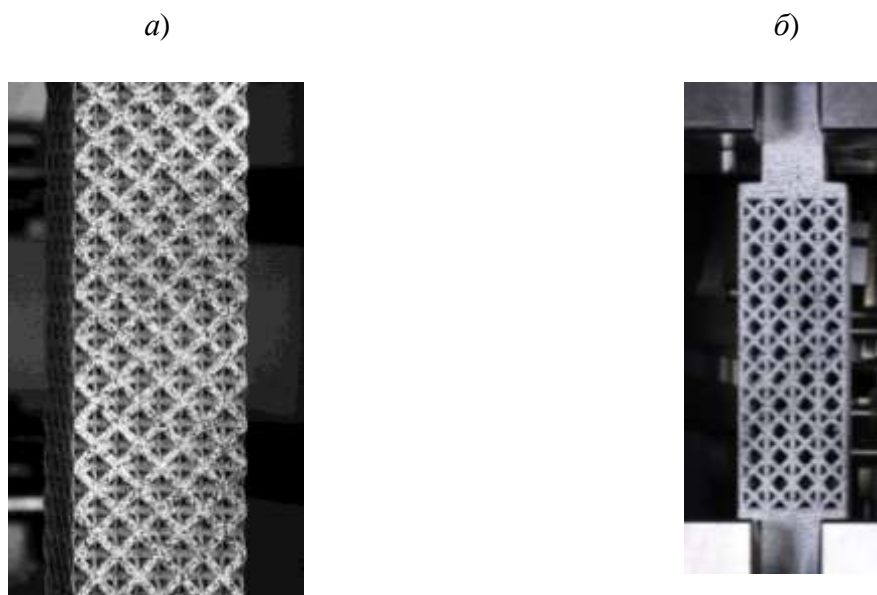


Рис. 2 – Образцы сетчатых конструкций с ЭЯП:
«octet-truss» - звездчатый октаэдр (а) и «f2ccz» (б)

Поверхность стержней представляет собой довольно неровную поверхность, с дефектами и кавернами (рисунок 3). Из-за неравномерности спекания верхних слоев при анализе стержней вынуждено рассматривают эффективный диаметр вместо фактического, который зависит от совершенствования технологии изготовления.



Рис. 3 – Поверхность элементарной ячейки периодичности образца сетчатой конструкции

Моделирование элементарной ячейки периодичности

Наиболее точно форму конструкции может описать объемная модель. Ее основной недостаток – это размерность получаемой задачи. Вычислительные возможности позволяют комфортно работать только с моделью нескольких элементарных ячеек периодичности. В то же время фермообразную структуру можно описать балочными элементами, существенно снижающими размерность задачи. Для оценки двух вариантов был проведен сравнительный анализ балочной и объемной модели одной элементарной ячейки периодичности.

На рисунке 4 приведена конечно-элементная (КЭ) объемная модель одной четверти элементарной ячейки периодичности. В силу симметрии рассчитывалась четверть ячейки. Модель состояла из 30 000 тетраэдральных элементов второго порядка. Нижняя грань была закреплена жестко, к верхней приложена сила. Критическая сила, при которой наблюдается потеря устойчивости модели элементарной ячейки периодичности при распространении в ней пластики, составила 3 440 Н.

Балочная модель элементарной ячейки периодичности показана на рисунке 5. Звездчатый октаэдр содержит 36 граней, при разбивке по 10 элементов на грань с общим количеством балочных элементов в 360. С точки зрения количества уравнений, размерность такой балочной модели будет приблизительно в 40 раз меньше размерности модели полной объемной ячейки. При расчетной схеме аналогичной объемной модели была получена критическая сила потери устойчивости ячейки в 3 240 Н, что на ~ 6 % меньше результата для объемной модели.

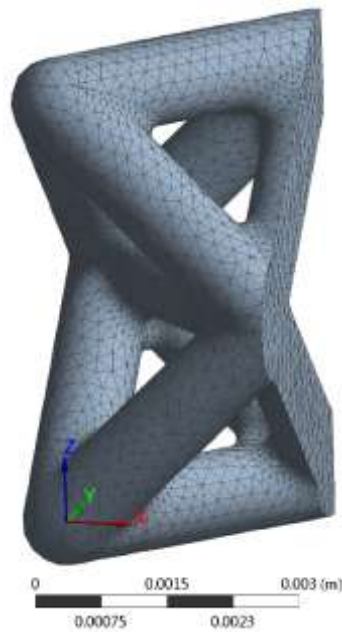


Рис. 4 – КЭ объемная модель одной четверти элементарной ячейки периодичности

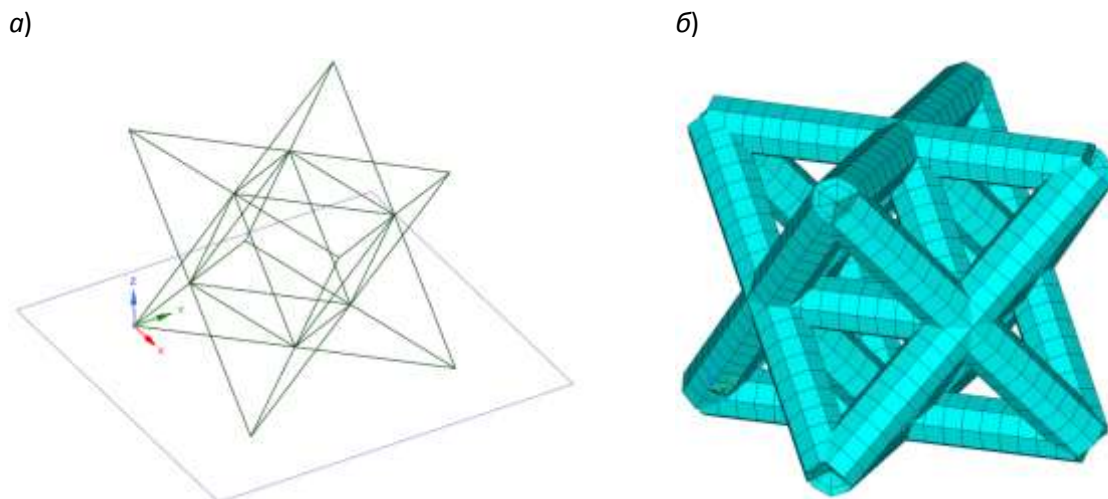


Рис. 5 – Балочная КЭ модель элементарной ячейки периодичности без отображения сечения (а) и с объемной визуализацией стержней (б)

Рассматривая элементарную ячейку периодичности как упругий элемент получим следующие коэффициенты упругости:

- для объемной модели $C_{3D,0} = 174$ Н/м,
- для балочной модели $C_{1D,0} = 106$ Н/м.

Как видно, объемная модель получилась в $\sim 1,6$ раза жёстче балочной. При этом выше не только коэффициент упругости модели элементарной

ячейки периодичности, но и на $\sim 6\%$ больше значение критической силы. Столь существенное различие по жесткости объясняется соединением стержней ячейки в узловых точках – стержни октаэдра, пересекаясь в узлах, создают жесткую конструкцию, в то время как в балочной модели пересечение происходит только в самом узле. Аналогично в реальном образце соединение с утолщением в узлах может существенно повлиять на конечный результат (рис. 6). Причем итоговый результат может отличаться и от объемной модели, учитывая особенности аддитивного технологического процесса [8]. В связи с этим, необходима корректировка балочной модели, причем универсальная, позволяющая верифицировать модель по результатам испытаний с учетом особенностей аддитивного технологического процесса.



Рис. 6 – Узел элементарной ячейки периодичности:
пунктирные линии – контуры стержней, сплошная линия – контур узла

В качестве корректировки жесткости балочной модели возможно использовать несколько вариантов:

– жесткие связи в угловых точках, повторяющие соединение объемных стержней (рис. 7а);

- балочные элементы, аналогичные стержням модели (рис. 7б);
- равномерное распределение жесткость по модели за счет изменения модуля упругости материала модели.

Результаты расчета коэффициентов упругости с использованием различного типа корректировки жесткости балочной модели приведены в таблицах 1 – 2.

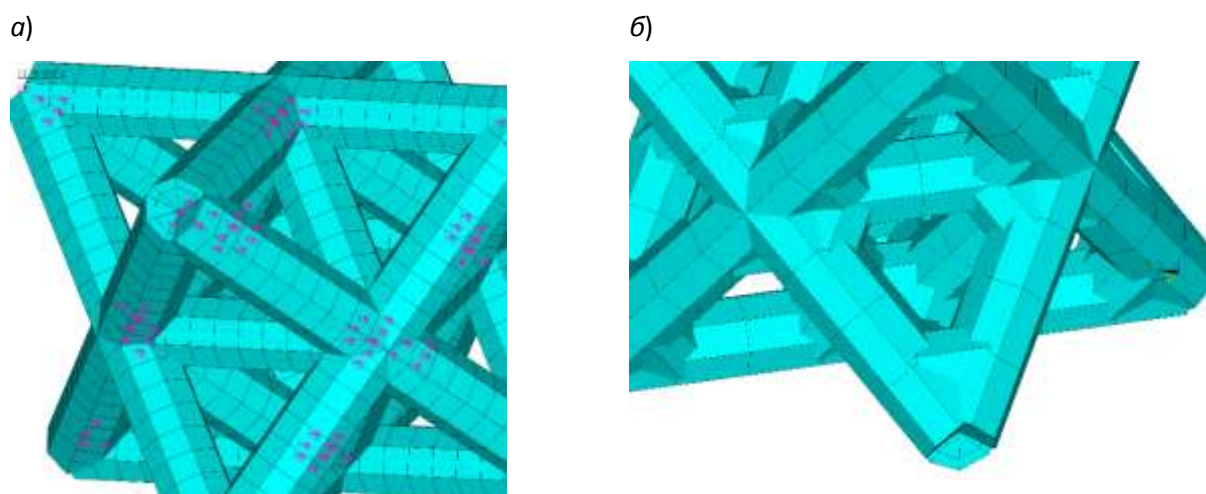


Рис. 7 – Балочная КЭ модель элементарной ячейки периодичности с дополнительными узловыми связями (а) и с дополнительными узловыми элементами (б)

Таблица 1

Коэффициенты упругости балочных моделей элементарной ячейки периодичности с жесткими элементами различного радиуса

№	Радиус дополнительного узлового элемента		Коэффициент упругости ячейки, Н/м	
	часть длины грани октаэдра	мм	жесткие связи	дополнительные элементы
1	1/4	0,88	268	160
2	1/6	0,59	184	140
3	1/10	0,35	147	128
4	1/20	0,18	128	113

Коэффициенты упругости балочных моделей элементарной ячейки периодичности с равномерно распределенной дополнительной жесткостью

№	Модуль упругости, ГПа	Коэффициент упругости, Н/м
1	500	280
2	400	224
3	300	168
4	200	112

Видно, что наиболее близкий результат к жесткости объемной модели элементарной ячейки периодичности равной 174 Н/м дает балочная модель с корректировкой жесткости за счет использования жесткой связи. Для жесткого элемента с радиусом $1/6$ длины грани октаэдра жесткость получается равной 184 Н/м. Во всех случаях окончательную корректировку моделей следует проводить по результатам натурных испытаний образцов. Следует также отметить, что жесткость модели одной ячейки будет выше по сравнению с жесткостью образца из-за влияния краевого эффекта, при этом на масштабной модели влияние граничных условий будет меньше.

Сжатие образцов

Натурные испытания на сжатие проводились на образцах сетчатой конструкции, состоящих из $4 \times 4 \times 12$ ячеек. Образец и визуализация его математической модели приведены на рисунке 8. При испытании записывалась диаграмма сжатия в координатах «нагрузка-перемещение».

На рисунке 9 приведено распределение эквивалентных напряжений по Мизесу в КЭ модели образца в момент начала потери устойчивости, когда внешняя сила равна критическому значению. Место с наибольшим значением напряжения находится в центральной точке образца. А на рисунке 10 показан образец после натурных испытаний на сжатие, а также модели образцов при проведении вычислительного эксперимента с различным типом корректировки жесткости модели. Деформированные модели даны в

масштабе реального образца, но демонстрируют начало потери устойчивости модели, в то время как реальный образец показан уже после завершения испытаний.

В вычислительном эксперименте для модели с равномерно распределенными свойствами места с наибольшими возникающими напряжениями находятся в центре образца и вблизи от его монолитных торцов, что соответствует натурному эксперименту. Однако, следует отметить, что у образцов при натуральных испытаниях начало потери устойчивости наблюдалось и в нецентральных ячейках, в зависимости от случайных несовершенств конструкции.

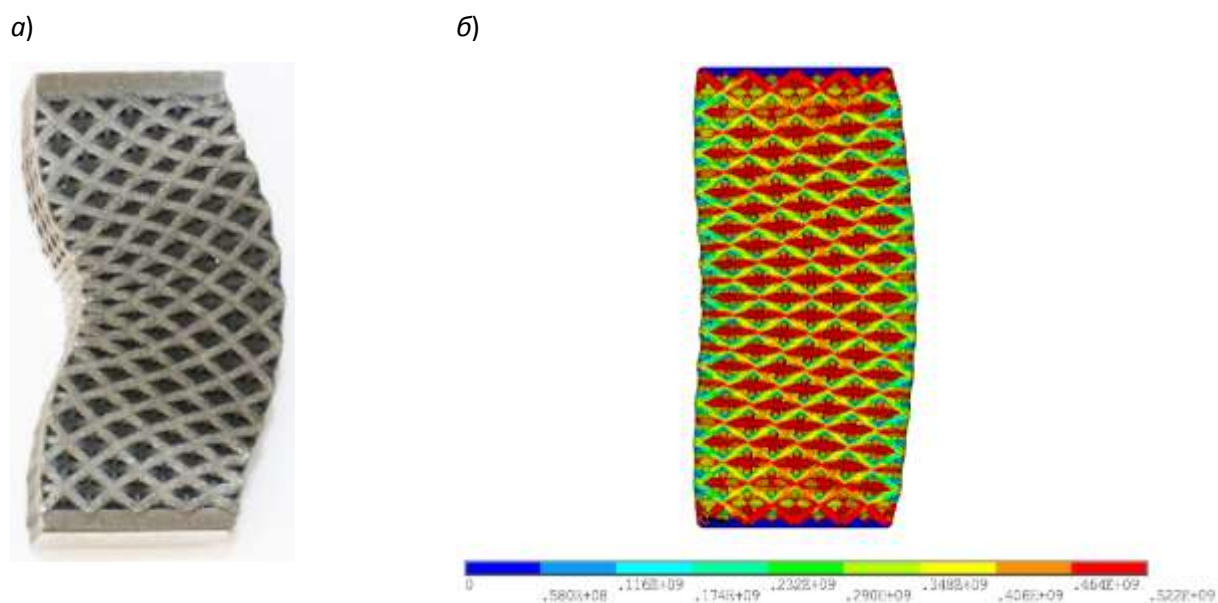


Рис. 8 – Вид продеформированного образца после испытания на сжатие (а), модель образца с эквивалентными напряжениями по Мизесу в момент потери устойчивости (б)

На рисунке 9 приведены диаграммы деформирования, полученные по модели образца с дополнительными узловыми жесткими связями радиуса 0,88 мм (1/4 длины грани октаэдра). Результаты представлены для разного значения диаметра стержней, составляющих конструкцию сетчатого образца. Видно, что данная модель получается перезакрепленной, а значению критической силы соответствует результат для стержня меньшего диаметра,

чем в натурном образце. Кроме того, на реальном образце со стержнями диаметром ~ 1 мм, но с концентраторами напряжений в виде поверхностных дефектов (рис. 5) может быть получен такой же результат, что и на математической модели с идеальным сечением, но меньшего диаметра. Подобная задача рассматривается в работе [9], где авторы проводят подробный сравнительный анализ аналитических и численных моделей с испытаниями образцов, изготовленных методами аддитивного производства (с решеткой типа «алмаз», для различного размера ячейки периодичности из полимерного материала). В исследовании авторы вводят понятие эффективной (фактической) толщины стержня, которая воспринимает нагрузку в образце и получается меньше проектной в силу дефектов и неоднородности верхних слоев стержней, получаемых в процессе изготовления. Разница между данными толщинами в зависимости от размеров достигала 15–40% (чем тоньше стержни, тем разница была выше, чем толще – ниже). В среднем для толщин размером 1 мм расхождение составляло 20%. В нашей работе получен схожий результат. Данный вопрос в дальнейшем требует более подробного исследования.

На рисунке 9 приведены диаграммы деформирования, полученные с применением исходной балочной модели и рассмотренных вариантов корректировки ее жесткости. Как видно наиболее точно диаграмму деформирования, полученную при натуральных испытаниях на сжатие образца сетчатой конструкции, воспроизводит балочная модель с жесткими связями в угловых точках. На основе полученных результатов можно сделать вывод о возможности использования балочных моделей для оценки механических свойств конструкций с деталями сетчатого строения. Полученные скорректированные балочные модели позволяют получить вполне удовлетворительный оценочный результат несущей способности сетчатой конструкции. Так же они обладают достаточной размерностью, что позволяет решать задачи по моделированию сетчатых конструкций.

От типа ячейки зависит и характер разрушения ячеистой конструкции. Если для образца с ячейкой в форме октаэдра, относительно равномерно воспринимающего нагрузку, происходит равномерное сжатие и деформация образца, то для данной ячейки уже наблюдается срез по вертикальным балкам под 45° в проекции на боковые стороны образца.

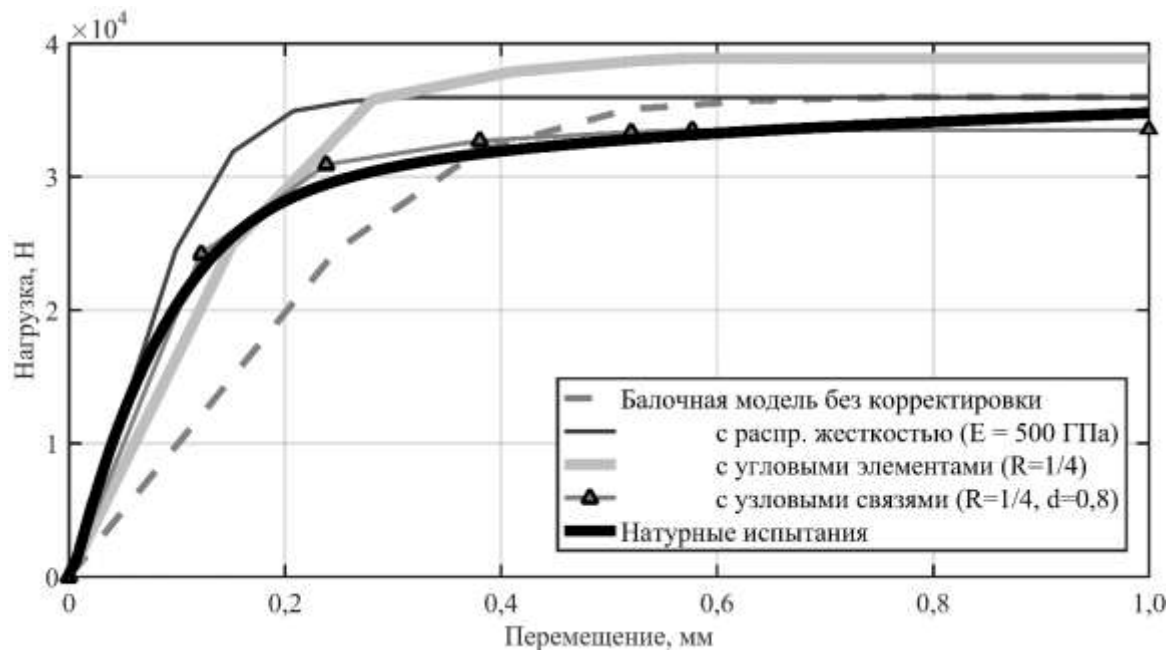


Рис. 9 – График деформации образца при испытаниях и моделей, скорректированных различными методами

На рисунке 10 представлена последовательность деформирования при сжатии образца с гранецентрированной элементарной ячейкой $f2ccz$, а на рисунке 11 изображена диаграмма деформирования, на которой представлено перемещение верхнего торца образца в зависимости от прикладываемой нагрузки.

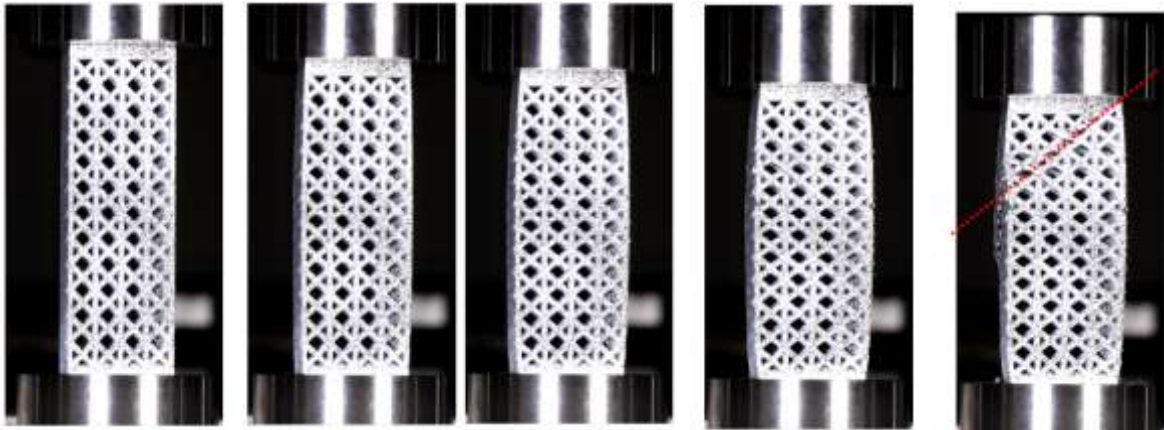


Рис. 10 – Последовательная деформация образца с ЭЯП формы f2ccz при сжатии

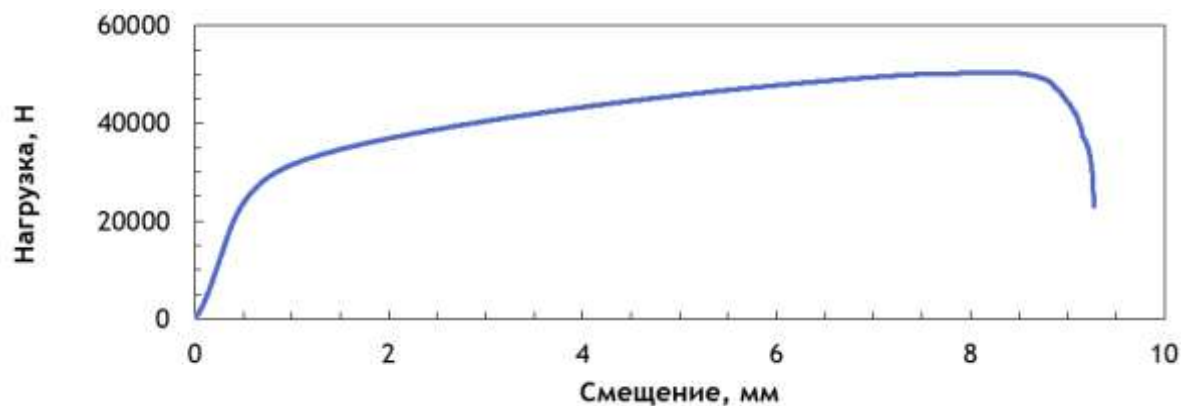


Рис. 11 – Кривая деформирования образца с ЭЯП формы f2ccz при сжатии

Согласно расчету, максимальные деформации при сжатии образца с данным типом ячейки возникают в крайних стержнях рядом с основаниями (рисунок 12а), из-за краевого эффекта, следующие критические стержни расположены как раз под 45° в проекции на боковые стороны образца, что приводит к срезу структуры. Разрушенный образец представлен на рисунке 12б.

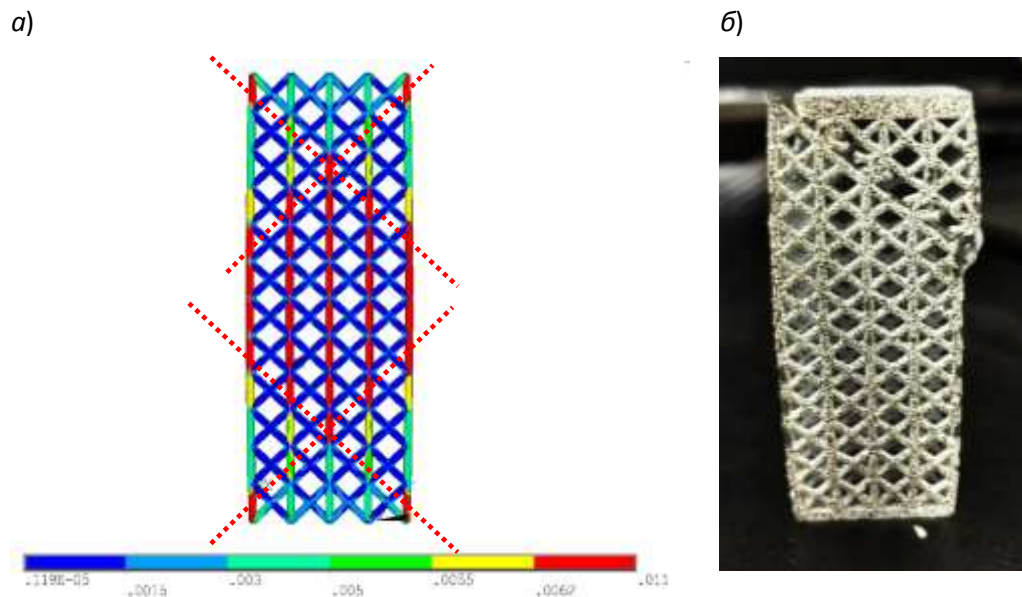


Рис. 12 – Деформация образца с ЭЯП f2scz: рассчитанные эквивалентные по Мизесу деформации(а), продеформированный образец(б)

Исследование полей перемещения и деформации в сетчатом образце возможно с помощью метода Корреляции Цифровых Изображений (КЦИ). Но его использование затруднено из-за малых размеров исследуемых внешних поверхностей, на которую наносят спеклы. Форма стержней также неравномерна и объемна. В результате затруднительно получить четкую картину полей деформации по всем участкам образцов. Пример снятия информации о деформировании образца приведен на рисунке 13а, там приведены перемещение точек образца в горизонтальном, сравнительные рассчитанные поля горизонтальных перемещений приведены на рисунке 13б.

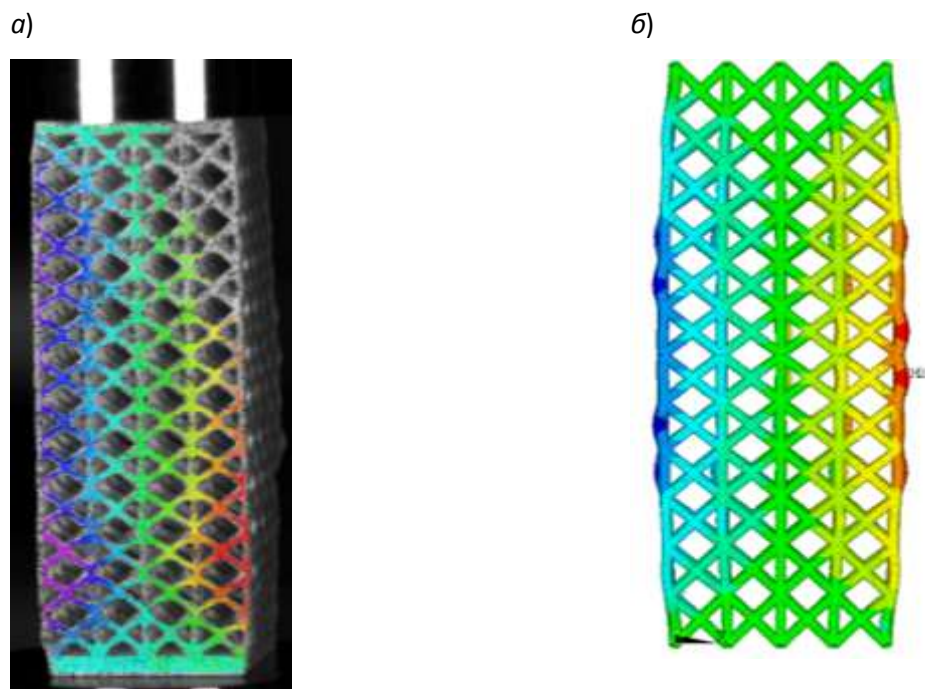


Рис. 13 – Перемещение точек образца в горизонтальном направлении
образца с ЭЯП f2ссz: полученные методом КЦИ(а), рассчитанные методом МКЭ(б)

Было получено достаточно точное соответствие между ними. Максимальные перемещения образца, полученные с помощью метода КЦИ, составляют 0,86 мм, а рассчитанное значение 0,835 мм. Но стоит отметить сложные условия работы анализирующей системы с подобной ячеистой структурой, многие участки образца остались не проанализированными, особенно в местах наибольших деформаций в краевых стержнях.

Растяжение образцов

Растяжение проводилось на образцах с захватными частями по методике из ГОСТ 1497. Анализ деформаций точек проводился методом КЦИ. Напряжения при растяжении распределяются равномерно по образцу, с максимумами в вертикальных стержнях и в узлах ячеек. Разрушение происходит в наименьшем сечении – в данном случае это место стыковки законченных рядов ячеек

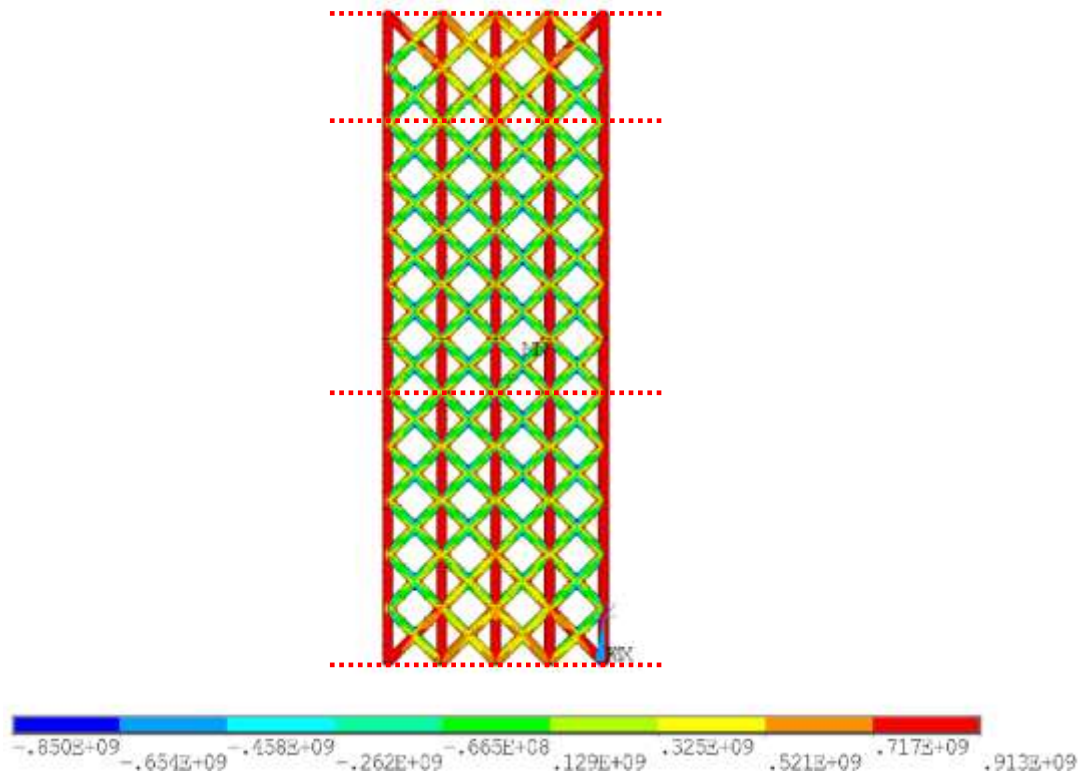


Рис 14 – Расчетные продольные напряжения в образце из ВЖ159 с ЭЯП f2ccz

Как видно из рисунка 15 поперечное сечение образца с ЭЯП f2ccz в месте стыковки рядов ячеек составляет $31,3 \text{ мм}^2$, в то время как, например, в центре ряда ячеек - $64,1 \text{ мм}^2$.

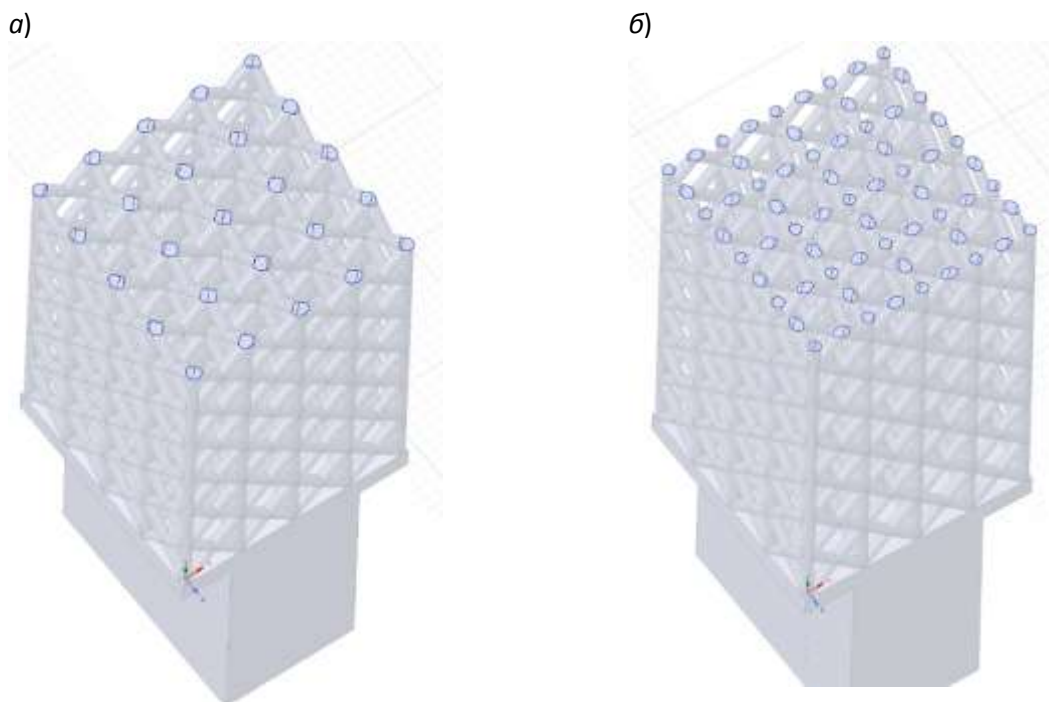


Рис. 15 – Поперечные сечение образца с ЭЯП f2ccz: между рядами ячеек (а),
в центре ряда ячеек (б)

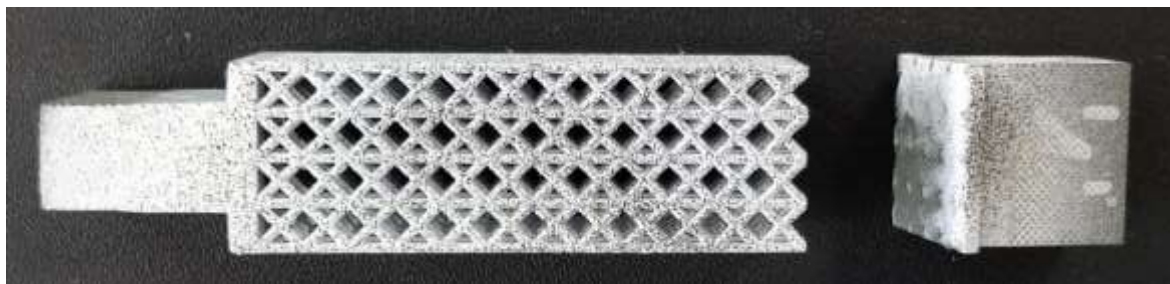


Рис. 16 – Разрушенный образец с ЭЯП f2ccz

На рисунке 16 приведен разрушенный при растяжении образец с ячейкой f2ccz. Разрушение произошло в менее прочном соединении ячеистой структуры с захватной частью

Результаты и заключения

По результатам моделирования сетчатых конструкций, полученных методом селективного лазерного сплавления, можно сделать вывод о возможности использования балочной модели для получения диаграмм деформирования при сжатии и оценки физико-механических свойств образцов сетчатой конструкции.

Объемные модели имеют существенную размерность (модель испытываемого образца с грубой сеткой уже будет содержать порядка миллиона элементов) и их использование крайне затруднительно на моделях деталей со значительным объемом сетчатых частей. Таким образом, для инженерных приложений возникает необходимость применения упрощенных моделей с меньшей размерностью. Такой моделью является балочная модель образца сетчатого конструкции с дополнительными узловыми жесткими связями, которая позволяет с высокой точностью получать расчетным путем диаграммы деформирования при сжатии.

Использование метода корреляции цифровых изображений позволяет более подробно верифицировать математическую модель, так как мы

получаем поля (хоть частично и неполные) распределения деформаций, а не только данные от экстензометра в виде кривой деформирования.

Литература

1. Ashby M., Evans A., Fleck N., Gibson L., Hutchinson J., Wadley H., and Delale F., Metal Foams: A Design Guide // Applied Mechanics Reviews. 2001. Vol. 54. No. 6. P. B105.
2. Сухов Д.И., Мазалов П.Б., Неруш С.В., Ходырев Н.А. Влияние параметров селективного лазерного сплавления на образование пористости в синтезированном материале коррозионностойкой стали // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2017. № 8 (56). С. 4.
3. Ashby M. F. The properties of foams and lattices // Philosophical Transactions. Series A: Mathematical, Physical, and Engineering Sciences. 2006. Vol. 364. No. 1838. PP. 15–30.
4. Зленко М.А., Попович А.А., Мутылина И.Н. Аддитивные технологии в машиностроении. СПб.: Изд-во политехнического ун-та, 2013. 222 с.
5. Deshpande V.S., Fleck N.A., Ashby M.F., Effective properties of the octet-truss lattice material // Journal of the Mechanics and Physics of Solids. 2001. Vol. 49. No. 8. PP. 1747–1769.
6. Dakshnamoorthy V., Taylor R. M. Automated lattice optimization of hinge fitting with displacement constraint // Solid Freeform Fabrication 2016: Proceedings of the 26th Annual International Solid Freeform Fabrication Symposium – An Additive Manufacturing Conference. 2016. PP. 2123–2138.
7. Nguyen1 D.S., Vignat F. A Method to Generate Lattice Structure for Additive Manufacturing // International Conference on Industrial Engineering and Engineering Management (IEEM): Conference IEEE–2016, Bali, 2016. PP. 966–970. doi: 10.1109/IEEM.2016.7798021.
8. Сухов Д.И., Неруш С.В., Беляков С.В., Мазалов П.Б. Исследование параметров шероховатости поверхностного слоя и точности изготовления

изделий аддитивного производства // Известия высших учебных заведений.
Сер.: Машиностроение. 2017. №9 (690). С. 73-84.

9. Neff C., Hopkinson N., Crane N.B. Selective Laser Sintering of Diamond Lattice Structures: Experimental Results and FEA Model Comparison // Solid Freeform Fabrication 2015: Proceedings of the 25th Annual International Solid Freeform Fabrication Symposium – An Additive Manufacturing Conference. 2015. PP. 1104–1117.

УДК 629.7.023.224

**Исследование структуры жаростойкого реакционно отверждаемого
покрытия для жаропрочных никелевых сплавов в зависимости
от условий термообработки**

Дворецков Р.М.¹; Денисова В.С.¹; Малинина Г.А.¹

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский институт авиационных материалов», Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»)

Аннотация:

Получены реакционно отверждаемые покрытия с добавками тетраборида кремния SiB_4 для обеспечения защиты жаропрочного никелевого сплава ВЖ171 при температурах до 1200°C. Исследовано влияние количества тетраборида кремния на температуру обжига покрытий. Изучена структура покрытия и зоны «металл-покрытие».

Ключевые слова:

жаростойкие покрытия, никелевые сплавы, стекло, тетраборид кремния, растровая электронная микроскопия, микроанализ

Введение

Жаростойкие стеклокерамические эмали и покрытия на основе тугоплавких стёкол и различных модифицирующих добавок широко внедрены в различные области промышленности, в том числе авиационное двигателестроение. Преимущества применения жаростойких стеклокерамических покрытий обуславливают их широкое внедрение: относительная простота технологии получения покрытий, возможность нанесения покрытий на крупногабаритные изделия (ограничение только по размерам внутреннего пространства печи для обжига), ремонтоспособность за счет применения специальных покрытий холодного отверждения, экологичность и др.

Разработаны и опробованы в конструкциях современных газотурбинных двигателей (ГТД) новые жаропрочные никелевые сплавы типа ВЖ171, работоспособные при температурах до 1250°C. Для защиты данного класса материалов в конструкциях большинства отечественных ГТД серийно применяется жаростойкая эмаль ЭВК-103, работоспособная при температурах до 1000°C длительно. На рабочую температуру до 1100°C длительно разработано новое жаростойкое стеклокерамическое покрытие ВЭС-104М, опробованное в том числе в условиях АО «ОДК-Климов» применительно к жаровой трубе из сплава ВЖ171 в конструкции двигателя ВК-2500М. Однако жаростойкие силикатные покрытия, способные обеспечить защиту при температурах выше 1100°C и вплоть до 1250°C до настоящего времени не разработаны.

Необходимо отметить, что высокотемпературный обжиг (формирование) эмалей проводят в окислительной среде при температурах на 200–300°C превышающих рабочую температуру. При температурах обжига формируется сплошное защитное покрытие, обладающее при таких температурах достаточно низкой вязкостью, что способствует получению сплошного слоя эмали, имеющей достаточное сцепление с защищаемой

подложкой. Таким образом, обжиг тугоплавких составов, работоспособных при 1200–1250°C, необходимо будет проводить при температурах вплоть до 1500°C, что приведет к короблению тонкостенных изделий, потере механических свойств и разупрочнению защищаемого материала. В связи с этим актуальным является вопрос создания жаростойких покрытий, имеющих пониженную температуру формирования, при этом обладающие достаточной температуроустойчивостью.

Наиболее перспективным направлением исследований являются реакционно отверждаемые покрытия, содержащие в своём составе активные модифицирующие добавки, способствующие расширению температурного интервала формирования. В частности, тетраборид кремния (SiB_4) применяется в качестве модифицирующей добавки, способствующей снижению температуры обжига за счёт окисления с образованием легкоплавкого боросиликатного стекла. При этом введение SiB_4 способствует повышению температуроустойчивости, так как температура плавления данного материала превышает 1300°C.

Разработка технологии получения бездефектных реакционно отверждаемых покрытий для сплава ВЖ171, включает подбор оптимальной длительности размола, параметров нанесения покрытия, а также исследование особенностей формирования покрытий в зависимости от состава и изучение дальнейшего поведения при температурах близких к эксплуатационным.

Цели работы – выявления влияния количества от 0 до 5 масс. % тетраборида кремния на температуру обжига реакционно отверждаемых покрытий сплава ВЖ171, а также сравнительные исследования структуры поверхности и приповерхностных слоев образцов сплава ВЖ171 без покрытия и с реакционно-отверждаемым покрытием сразу после обжига и после высокотемпературной обработки.

Материалы и методы исследования

Объектом исследования являются многокомпонентные реакционно отверждаемые покрытия на основе матричной барий-алюмо-силикатной фритты, применяемой в составе серийных жаростойких эмалей, модифицирующей фритты стехиометрического состава $BaO-Al_2O_3-2SiO_2$, а также тетраборида кремния SiB_4 в количестве от 0 до 5% масс. В качестве подложки применяли высокожаропрочный свариваемый никелевый сплав ВЖ171.

Температуру формирования покрытий определяли с учетом требований ГОСТ 23479-79 при визуально-оптическом контроле состояния поверхности на предмет отсутствия сколов, трещин, прогаров, рябизны и других дефектов реакционно отверждаемых покрытий. За оптимальную температуру формирования покрытия принимали температуру, при которой обеспечивается получение бездефектного плотного сплошного глянцевого слоя покрытия.

Пробоподготовка поверхности образцов сплава ВЖ171 с покрытием после обжига, осуществлялась напылением тонкого слоя золота, чтобы избежать накопления заряда в результате электронного облучения. Пробоподготовка шлифов для исследования зоны «металл-покрытие», содержала этапы: запрессовки в феноло-альдегидную углеродсодержащую смолу; шлифования и полирования с использованием алмазных суспензий с размером зерна абразива 9 и 3 мкм соответственно.

Исследование микроструктуры проводили на растровом электронном микроскопе Hitachi SU8010. Для электронно-зондового микроанализа (ЭЗМА) использовали встроенный энергодисперсионный спектрометр (ЭДС) с твердотельным кремниевым детектором X-max N80 с предварительно откалиброванной энергетической шкалой. ЭЗМА образцов проводили с учетом рекомендаций ГОСТ Р ИСО 22309-2015. Построение карт распределения элементов и расчеты локального состава выполняли с

использованием программных модулей AzТес. Результаты количественного микроанализа нормировались на 100 %.

Результаты и их обсуждение

Тетраборид кремния, содержащийся в составе исследуемых покрытий, обладает высокой химической активностью, низкой теплопроводностью, окисляется при температуре до 850–900°C с образованием боросиликатного стекла. Введение его в состав жаростойких покрытий способствует улучшению эксплуатационных свойств, и, прежде всего, снижению температуры формирования покрытий.

Для выявления влияния тетраборида кремния на температуру обжига покрытий вводили от 1 до 5% масс. SiB_4 , также исследовали шликер, не содержащий SiB_4 . На рисунке 1 представлены результаты определения влияния содержания SiB_4 на температуру обжига покрытий.

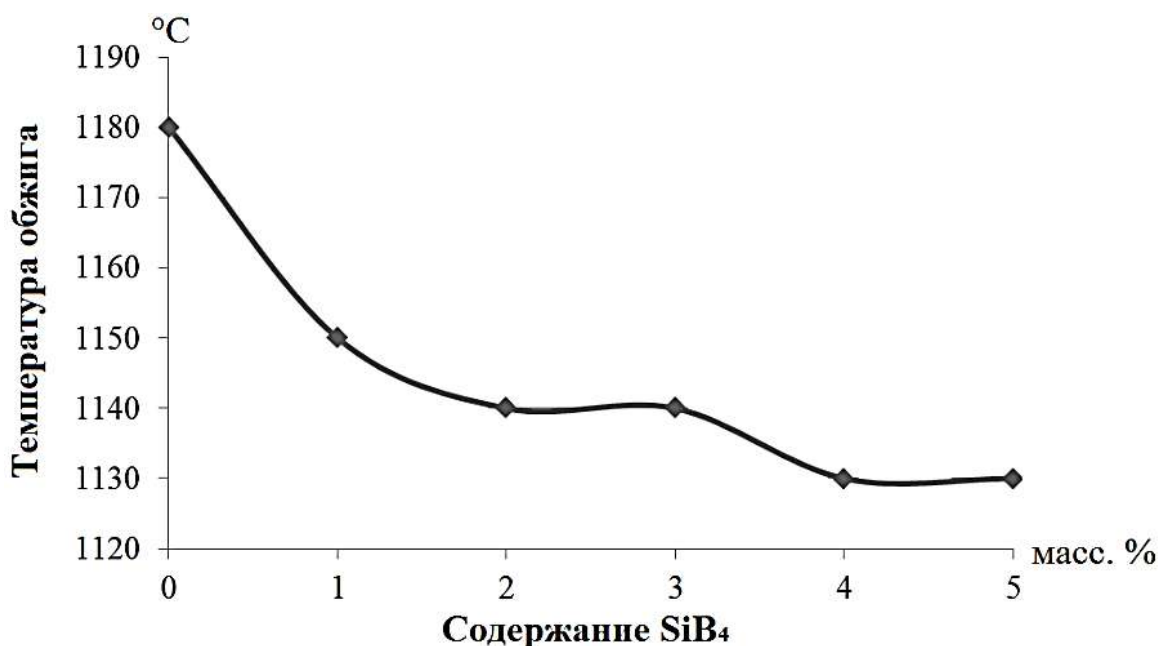
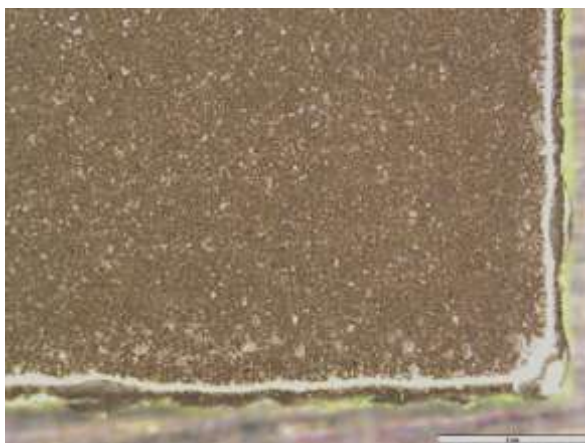


Рис. 1 – Влияние SiB_4 на температуру обжига покрытий

Установлено, что температура обжига покрытий с увеличением содержания SiB_4 снижается на 30–50°C относительно температуры обжига состава, не содержащего SiB_4 .

Полученные при указанных температурах покрытия с SiB_4 без видимых дефектов, равномерно распределены по всей поверхности сплава. Вид поверхности сплава с нанесенным покрытием с 2% SiB_4 представлен на рис. 2 (а, б).

а)



б)

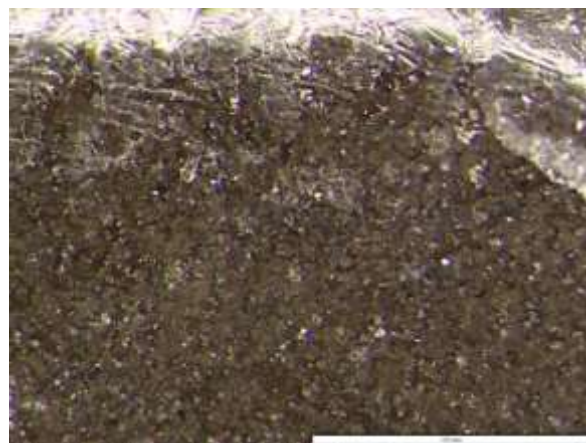
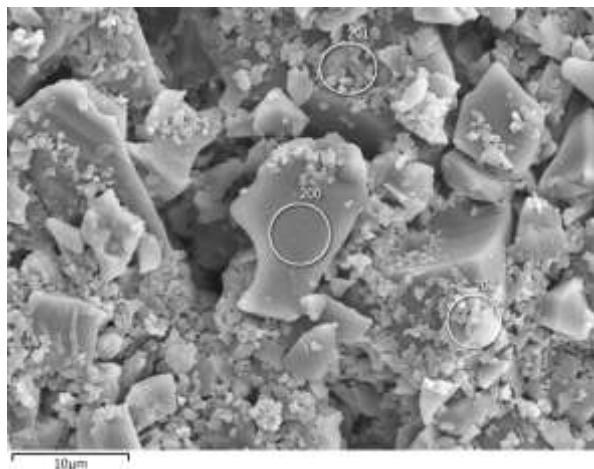


Рис. 2 – Фотография поверхности покрытия после обжига,
оптический микроскоп увеличение: а – $\times 16$, б – $\times 115$

Как видно из рисунка 3 (а) и таблицы 1 в результате обжига формируется многофазное композиционное покрытие, сохраняющее в структуре недоокисленные частицы SiB_4 (спектры 201 и 202), при этом матрицей является тугоплавкая смесь фритт (спектр 200). Положение частиц тетраборида кремния в структуре покрытия оказывает влияние на процессы, протекающие при обжиге покрытий. Быстрому оплавлению покрытия и формированию сплошного защитного слоя в большей степени способствуют частицы, расположенные на поверхности покрытия и в слоях, расположенных ближе к внешней границе покрытий.

а)



б)

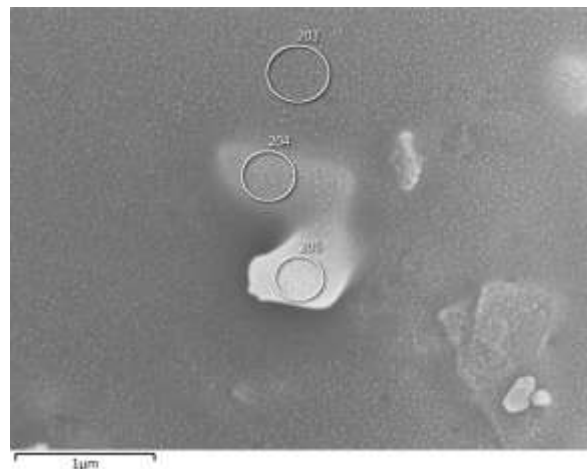


Рис. 3 – Микрофотографии во вторичных электронах покрытия после обжига, напыленного тонким слоем золота, увеличение: а – 2500 раз; б – 30000 раз

Таблица 1

Содержание элементов в разных структурных составляющих покрытия.

Название спектра	Содержание элементов, атомные %						
	B	O	Mg	Al	Si	Ca	Ba
Спектр 200	0,0	58,6	1,2	10,8	24,2	3,1	2,1
Спектр 201	47,1	34,3	0,4	4,0	12,0	1,3	0,9
Спектр 202	42,0	37,9	0,4	5,0	12,7	1,2	0,8
Спектр 203	0,0	38,0	1,4	14,8	36,0	6,0	3,8
Спектр 204	26,5	41,9	0,7	7,8	18,4	2,6	2,0
Спектр 205	35,2	42,4	0,5	5,6	13,2	1,8	1,2

На рисунке 3 (б) изображен увеличенный фрагмент структуры реакционноотверждаемого покрытия, содержащий включение размером около 1 мкм. Результаты ЭЗМА, представленные в таблице 1, показывают изменяющееся содержание B, O и Si (спектры 203, 204, 205), что свидетельствует о наличии недоокисленной частицы SiB_4 . Основным преимуществом таких покрытий становится пониженная температура обжига.

Необходимо учитывать, что поверхность защищаемого субстрата является фактором, оказывающим влияние на состав и свойства покрытия при температурах эксплуатации. Процессы, которые протекают при обжиге

покрытий на границе «металл-покрытие», определяют эффективность защитного действия покрытия, в том числе прочность сцепления покрытия и его термостойкость. Проведены исследования границы раздела «металл-покрытие» и структуры прилегающих слоев защищаемого субстрата после обжига образцов сплава ВЖ171 с покрытием. Толщина покрытия 50 мкм, без видимых дефектов (рис. 4). В структуре сплава хорошо видны равномерно распределенные по всему объему нитриды (рис. 5).

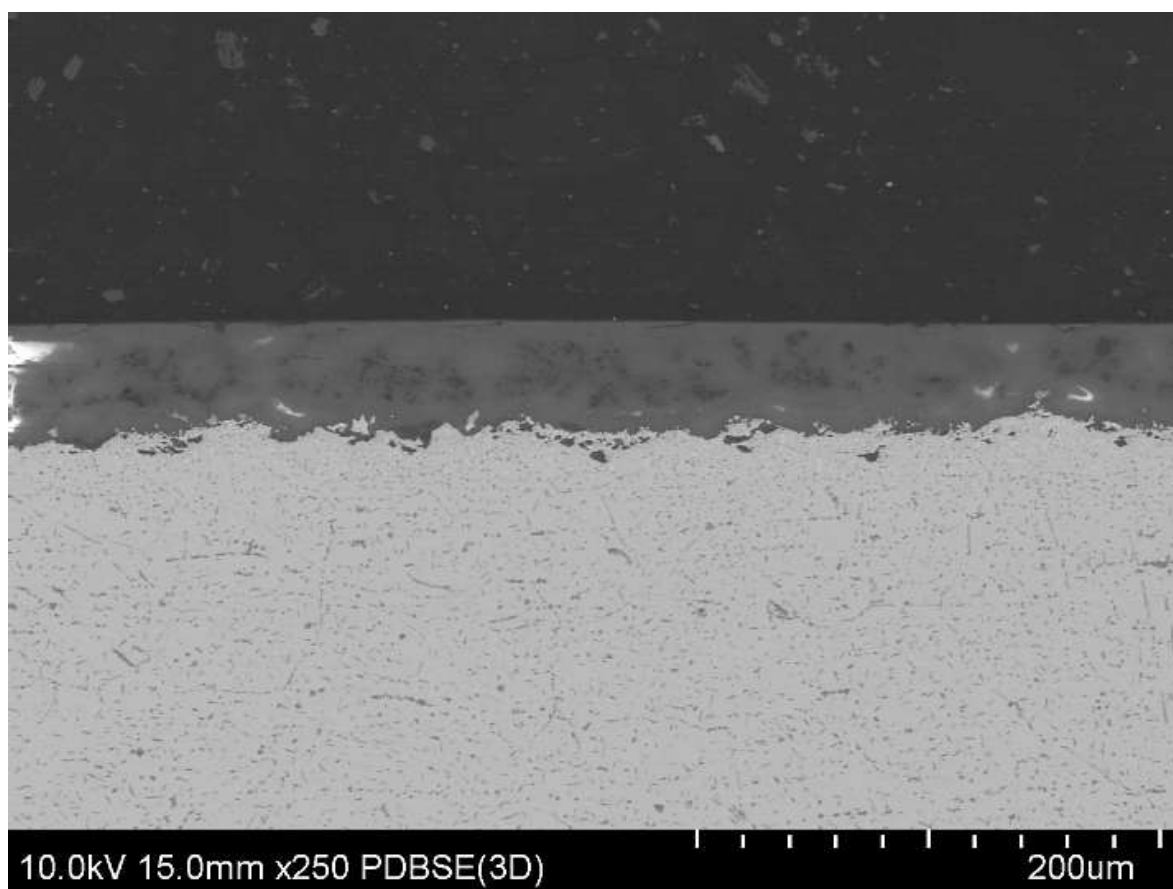
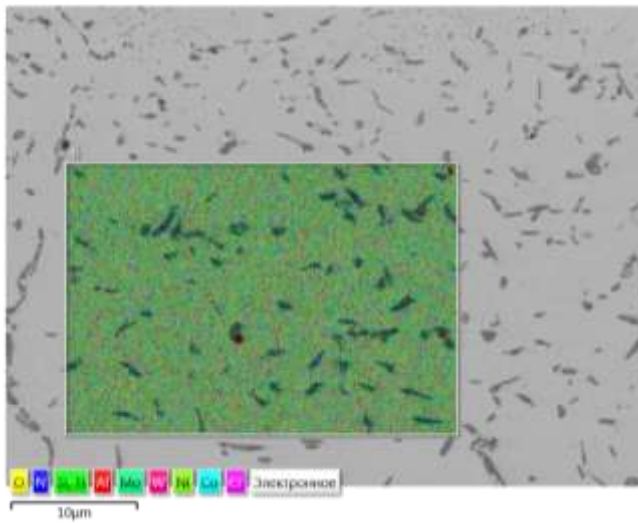
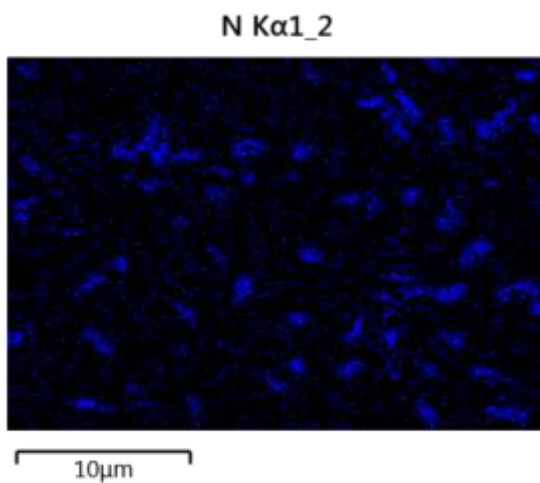


Рис. 4 – Микрофотография в обратно-рассеянных электронах структуры покрытия и приповерхностного слоя, увеличение $\times 250$

а)



б)



в)

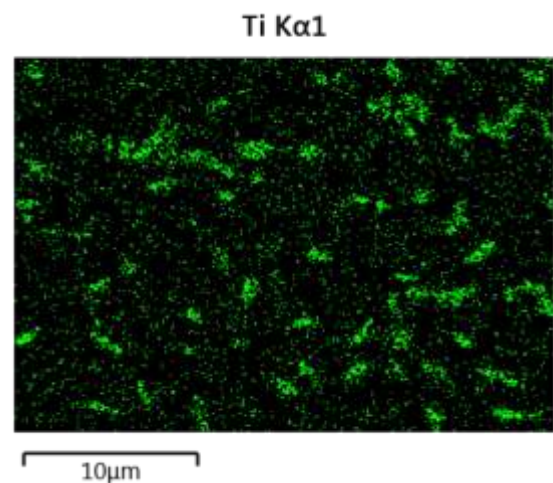
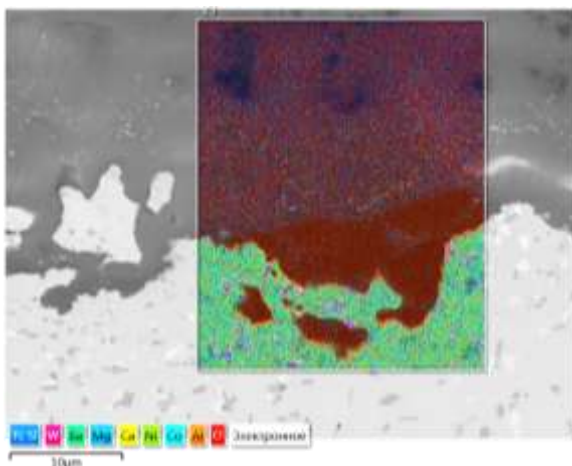
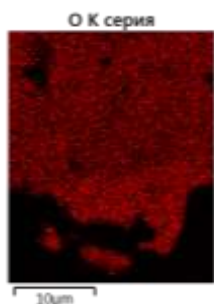


Рис. 5 – Микрофотография (а) в обратно-рассеянных электронах структуры сплава ВЖ171 после азотирования, увеличение x2500; карты распределения N (б) и Ti (в)

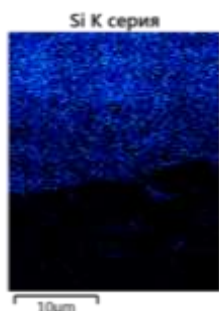
а)



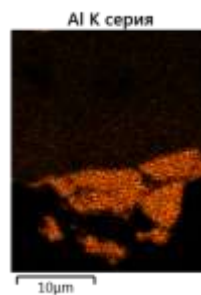
б)



в)



г)



д)

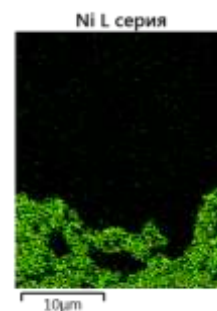


Рис. 6 – Структура образца после обжига вблизи границы «металл-покрытие», увеличение $\times 2500$ (а); карты распределения некоторых элементов:
б – O, в – Si, г – Al, д – Ni

Как видно из рис. 6 многокомпонентное реакционно отверждаемое покрытие содержит, как минимум три слоя с незначительно отличной концентрацией Al, Si, O, при этом четко видна граница «металл-покрытие», которая совпадает с границей распределения элементов сплава.

Проведены исследования границы раздела «металл-покрытие» и структуры прилегающих слоев защищаемого субстрата после высокотемпературной обработки при температуре 1200°C в течение 100 ч образцов сплава ВЖ171 с покрытием и без покрытия.

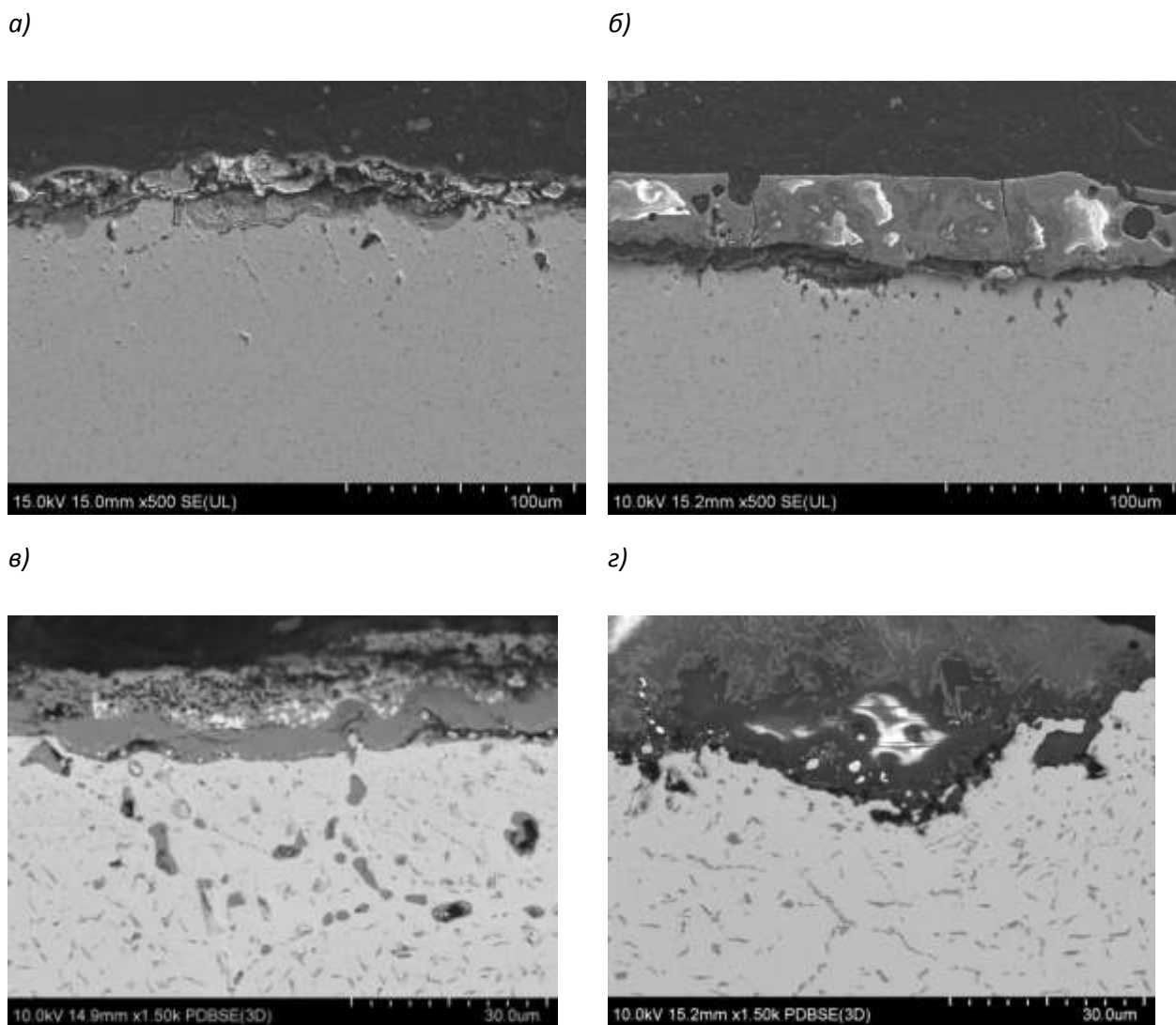


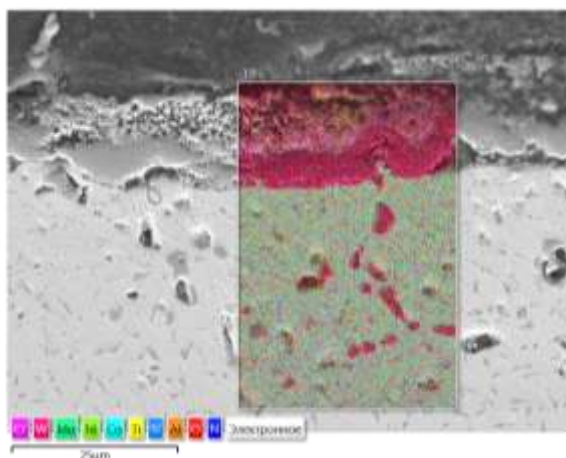
Рис. 7 – Микрофотографии образцов сплава ВЖ171 после термообработки по режиму 1200°C – 100 ч: а, в – без покрытия; б, г – с покрытием

После термической обработки толщина покрытия (около 50 мкм) мало изменяется. При термообработке происходит частичное окисление сплава с образованием рыхлого слоя, обедненного легирующими элементами, а также зон внутреннего окисления (рис. 7а, 7в). Для образца с покрытием, прошедшего аналогичную термообработку, характерно равномерное распределение упрочняющей фазы нитридов по всему объему материала, что свидетельствует об исключении диффузии кислорода и окисления сплава за счёт применения покрытия. Между покрытием и сплавом присутствует

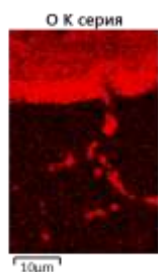
промежуточный слой толщиной около 2-3 мкм, состоящий из продуктов реакций компонентов покрытия, окалины и компонентов сплава. Наличие промежуточного слоя способствует увеличению адгезии покрытия к сплаву и улучшению эксплуатационных свойств покрытия.

Образцы, представленные на рис. 7, также исследовали методом ЭЗМА с построением карт распределения элементов (рис. 8, 9). Результаты ЭДС-картирования позволяют идентифицировать кислород в зонах внутреннего окисления образца сплава без покрытия и окалином слое, обедненных частицами никеля, основного компонента исследуемого жаропрочного сплава.

а)



б)



в)



г)

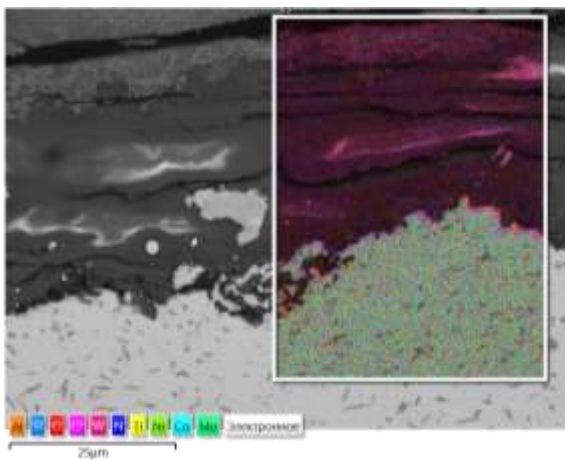


д)

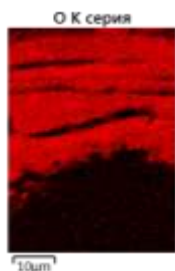


Рис. 8 – Структура образца без покрытия после термообработки вблизи поверхности, увеличение $\times 1500$ (а); карты распределения некоторых элементов: б – O, в - Si, г - Al, д - Ni

а)



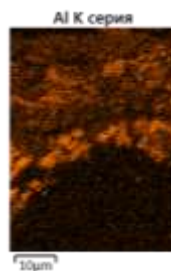
б)



в)



г)



д)



Рис. 9 – Структура образца после термообработки вблизи границы «металл-покрытие»,
увеличение $\times 1500$ (а); карты распределения некоторых элементов:

б – O, в – Si, г – Al, д – Ni

На рисунке 9 данные карт распределения элементов позволяют идентифицировать покрытие (высокая концентрация кислорода и кремния в верхних частях карт и их отсутствие в нижних частях) и защищаемый сплав (высокая концентрация никеля в нижней части карты). Поля на картах распределения элементов имеют границу раздела, совпадающую с промежуточным слоем покрытия и сплава.

Выводы

В результате проведенных работ установлено, что: введение тетраборида кремния в количестве от 1 до 5% масс. способствует снижению температуры обжига покрытий на 30–50°C; применение реакционно

отверждаемых покрытий позволяет обеспечить эффективную защиту жаропрочного никелевого сплава ВЖ171 при температуре 1200°C.

Микроструктурные исследования покрытия после обжига и высокотемпературной термообработки позволяют изучить физико-химические процессы, способствующие снижению температуры формирования реакционно отверждаемых покрытий и подтвердить повышение их температуростойчивости, что не свойственно традиционным жаростойким эмалевым покрытиям.

Авторы выражают глубокую признательность научному руководителю д.т.н. Солнцеву С.С., а также за помощь в обработке результатов коллегам к.х.н. Г.А. Малининой, Е.В. Куршеву, С.Л. Лонскому.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта №18-33-00207 мол_а.

Литература

1. Каблов Е.Н., Солнцев С.С. Окситермосинтез – новый шаг к материалам для перспективной авиакосмической техники. // Авиационные материалы. Избранные труды ВИАМ 1932- 2002. М.: ВИАМ, 2002. С. 131–137.
2. Каблов Е.Н., Солнцев С.С., Розененкова В.А., Миронова Н.А. Современные полифункциональные высокотемпературные покрытия для никелевых сплавов, уплотнительных металлических материалов и бериллиевых сплавов //Новости материаловедения. Наука и техника. 2013. № 1. Ст. 5. URL: <http://www.materialsnews.ru> (дата обращения 03.10.2018).
3. Каблов Е.Н. Материалы для изделия «Буран» - инновационные решения формирования шестого технологического уклада //Авиационные материалы и технологии. 2013. № S1. С. 3–10.

4. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» //Авиационные материалы и технологии. 2015. №1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.

5. Minghui Chen, Shenglong Zhu, Fuhui Wang/ High temperature oxidation of NiCrAlY, nanocrystalline and enamel-metal nano-composite coatings under thermal shock // Corrosion Science. 2015. №100. P. 556-565.

6. He Meng Wang, Xiaolei Li, Dong Su, Huiming Ji, Huijie Tang, Zhihao Zhao, Jian. Effect of glass phase content on structure and properties of gradient MoSi₂-BaO-Al₂O₃-SiO₂ coating for porous fibrous insulations // Journal of Alloys and Compounds. 2016. V. 657. P. 684-690.

7. Денисова В.С., Соловьёва Г.А. Жаростойкое стеклокерамическое покрытие для защиты деталей камер сгорания газотурбинных двигателей // Авиационные материалы и технологии. 2016. №4 (45). Стр. 18–22. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-4-18-22.

8. Овсепян С.В., Лукина Е.А., Филонова Е.В., Мазалов И.С. Формирование упрочняющей фазы в процессе высокотемпературного азотирования свариваемого жаропрочного деформируемого сплава на Ni–Co–Cr основе // Авиационные материалы и технологии. 2013. №1. С. 3–8. DOI:

9. Ахмедзянов М.В., Скугорев А.В., Овсепян С.В., Мазалов И.С. Разработка ресурсосберегающей технологии получения холоднокатанного листа из высокожаропрочного свариваемого сплава ВЖ171 // Производство проката. 2015. №1. С.14–17.

10. Баньковская И.Б., Коловертнов Д.В., Сазонова М.В. Влияние природы связующих на температуру формирования стеклокерамических покрытий на основе Si-B-ZrB₂ для защиты графита // Физика и химия стекла. 2018. Т. 44. №1. С. 70–74.

11. Шелби Дж. Структура, свойства и технология стекла. Перевод с английского Е. Ф. Медведева. - М.: Мир, 2006. - 288 с.

12. Рябова А.В., Яценко Е.А., Климова Л.В., Филатова Е.В., Величко А.Ю., Хорошавина В.В. Влияние структуры и фазового состава стеклоэмалевых покрытий для защиты стальных изделий от коррозии на их свойства // Известия высших учебных заведений. Северо-Кавказский регион. Серия: Технические науки. 2017. №1 (193) С. 93–99.

13. Солнцев С.С., Денисова В.С., Розененкова В.А. Реакционное отверждение – новое направление в технологии высокотемпературных композиционных покрытий и материалов // Авиационные материалы и технологии. 2017. №S. С. 329–343. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-329-343.

14. Гращенков Д.В. Стратегия развития неметаллических материалов, металлических композиционных материалов и теплозащиты // Авиационные материалы и технологии. 2017. №S. С. 264–271. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-264-271.

15. Goldstein H.B. et al. Reaction cured borosilicate glass coating for low-density fibrous insulation // Borate glasses. Structure, properties, application: plenum press. New York, 1978. P. 623–634.

УДК 539.4;620.22

Анализ нелинейного деформирования однонаправленного углепластика при квазистатическом нагружении

Думанский А.М.¹; Лю Хао²; Алимов М.А.¹

aldumans@mail.ru

¹ФГБУН Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва

²МГТУ им. Баумана, Москва

Аннотация:

Широкое использование композитных материалов на полимерной основе и, в частности, углепластиков, в элементах самых разнообразных конструкций вызывает необходимость всестороннего анализа их механических свойств. Основой для выполнения расчета и прогнозирования сопротивления деформированию и разрушению элементов конструкций, как правило, являются механические свойства однонаправленного слоя. Созданию и разработке моделей, связанных с исследованием анизотропии механических свойств углепластиков, посвящено много работ, в частности, [1-4]. В начале 90-х годов двадцатого столетия был инициирован конкурс (WWFE-World-Wide Failure Exercise) целью которого была попытка упорядочить и разработать наиболее подходящие критерии предельного состояния композитных материалов при квазистатическом нагружении [1]. В рекомендациях для проектировщиков и исследователей предлагались следующие условия предельного состояния: недопустимый уровень повреждений, разрыв, недопустимые уровни деформации, прогиба или коробления, нарушение герметичности [2]. Основная часть моделей,

рассматриваемых в [1], основывается на свойствах однонаправленного слоя как базовой структурной единицы слоистого материала. В качестве начальной оценки свойств слоистого разнонаправленного композита используются соотношения теории слоистых пластин. Такой подход оправдан, поскольку в области упругих деформаций имеет место вполне удовлетворительное согласие расчетных и экспериментальных данных. При этом следует отметить, что наряду с физически нелинейным деформированием как однонаправленных, так и слоистых композитных материалов имеет место проявление реологических эффектов, таких как ползучесть и релаксация, чувствительность к скорости нагружения и др. Очевидно, что нелинейные и реологические свойства однонаправленного материала также обладают существенной анизотропией свойств, которые заметно влияют на механические свойства пакета. В данной работе акцент сделан на анализ деформирования однонаправленного углепластика AS4/3501-6, одного из материалов, указанных в качестве объекта исследования в [1, 4]. Квазистатическое нагружение рассматривалось как нагружение при постоянном и малом значении скорости деформации. Опытные данные при квазистатическом нагружении брались из работы [1], а также оцифрованы из рисунков работы [4], в которой, как указывают авторы, квазистатическое нагружение соответствовало скорости деформации равной 10^{-4} сек⁻¹.

Ключевые слова:

однонаправленный углепластик, внутрислойный сдвиг, анизотропия механических свойств.

Введение

В большинстве публикаций для однонаправленного углепластика в направлении армирования предполагается линейное деформирование и отсутствие реологических эффектов. Для изучения нелинейных свойств обычно проводятся испытания как однонаправленных образцов под углом к направлению армирования, так и образцов с косоугольной укладкой. Безусловный акцент делается на свойствах, которые относят к недостаткам, а именно малые величины жесткости и прочности при сдвиге, которые являются источником физически нелинейного деформирования и временных свойств. Особый интерес представляют результаты испытаний при сжатии. Существенное различие в механических свойствах имеет место для тканых материалов. Для волокнистых материалов также имеет место заметное различие в механических свойствах слоя при сжатии в поперечном направлении.

В нашей работе на основе выявленных закономерностей выполняется разработка методов построения определяющих соотношений. Во многих работах зарубежных авторов на основе однопараметрической модели анизотропной пластичности [5] проводится анализ физически нелинейного поведения однонаправленного материала. С помощью потенциала теории анизотропной пластичности, зависящего от сдвиговых напряжений, и напряжений перпендикулярных направлению армирования, выполняется построение единой кривой деформирования степенного типа, по параметру степени которой осуществляется расчет анизотропии пластических свойств однонаправленного материала. Имеются работы, в которых делаются попытки приспособить данный подход для описания реологических свойств однонаправленных композитов. По нашему мнению, закономерности механического поведения однонаправленных композитов и, в частности, углепластиков более сложны и основаны на построении определяющих соотношений более общего типа и требуют проведения комплексных

экспериментальных исследований. Одной из работ такого рода является работа [6], посвященная изучению вязкоупругих свойств полимерной матрицы для высокотемпературных композитов. Столь пристальное внимание к матрице вполне объяснимо, поскольку она не только обеспечивает связность материала и конструкции, но и ответственна за сопротивление трещинообразованию материала и элемента конструкции. Поскольку при нагружении под разными углами к направлению армирования существенно задействованы свойства полимерной матрицы и ее адгезии к волокну, становится очевидным наличие реологических свойств слоя, и отсюда следует необходимость использования элементов механики полимерных материалов, таких как теория вязкоупругости и механики наследственных сред. При разработке подходов, основанных на соотношениях теории вязкоупругости или наследственной механики задача исследования может сводиться к построению ряда взаимосвязанных функций, в числе которых имеются характеристики, связанные с энергопоглощением, которое может быть связано обратимыми процессами деформирования, а также вызванным трещинообразованием в матрице и расслоением по границе раздела составляющих. В ряде работ, проводятся исследования закономерностей реологического поведения при других режимах нагружения, например, ползучести. Несмотря на кажущуюся простоту, имеют место трудности обработки опытных данных на начальном участке приложения нагрузки. В [6] выполнено исследование вязкоупругих свойств полимерной матрицы, включая особенности процесса полимеризации.

В данной работе предлагается метод оценки нелинейного деформирования однонаправленного углепластика AS4-3501/6, нагружаемого сжатием под разными углами к направлению армирования [4]. В ряде работ отмечается, что главной составляющей в неупругом поведении однонаправленных и слоистых углепластиков является нелинейная

деформация внутрислойного сдвига. Результаты испытаний при сдвиге углепластика AS4-3501/6 при квазистатическом нагружении представлены на рис. 1.

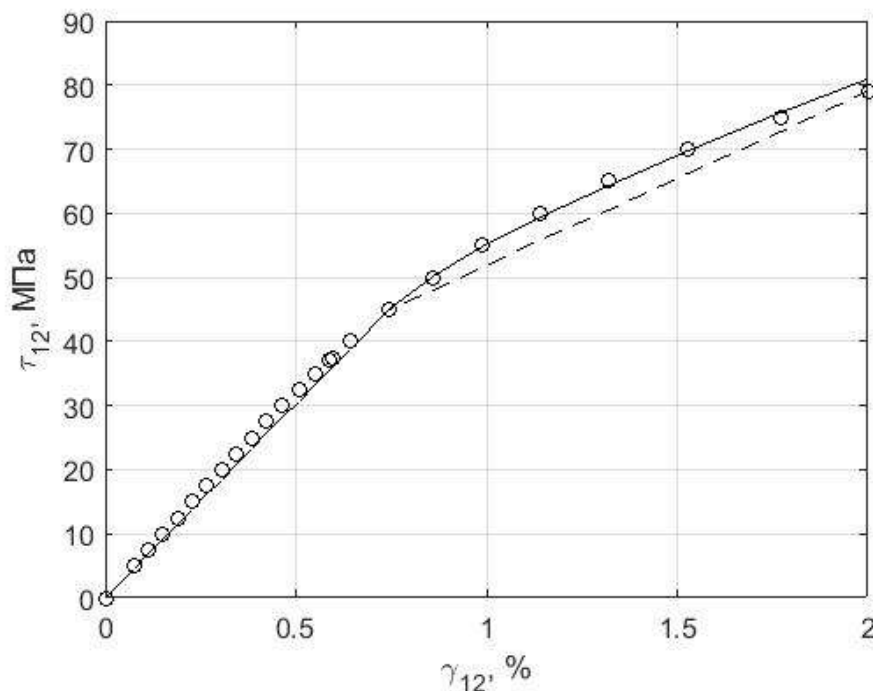


Рис. 1 – Кривая деформирования углепластика AS4-3501/6 при внутрислойном сдвиге, кружки – эксперимент, сплошная линия – степенная аппроксимация, штриховая – линейная

Важным аспектом в данном подходе является наличие линейного участка кривой, что подтверждается опытными данными. По результатам испытаний определено пороговое значение деформации сдвига $\gamma_* = 0,745\%$ и соответствующее ему напряжение $\tau_* = 45$ МПа.

Аппроксимация неупругого участка может быть произведена любым образом, главное условие - необходимая близость кривой экспериментальным значениям. В данной работе для аппроксимации были использованы кусочно-линейная и степенная функции:

$$\begin{aligned} \tau &= G_0 \gamma - G_0 - \Delta G_0 \quad \gamma - \gamma_* \quad \text{и} \quad \gamma - \gamma_* ; \\ \tau &= G_0 \gamma - G_0 \quad \gamma - \gamma_* - a \quad \gamma - \gamma_*^n \quad \text{и} \quad \gamma - \gamma_* , \end{aligned} \quad (1)$$

где G_0 – модуль сдвига на линейном участке, равный 6,0 ГПа, $\Delta G_0 = 2,7$ ГПа определяет деградацию модуля сдвига на нелинейном участке, степенная аппроксимация нелинейного участка производилась с помощью кривой $a \gamma - \gamma_*^n$, $a = 3$ ГПа, $n = 0,8$, H – функция Хевисайда соответствующего аргумента. Соответствие расчетных и экспериментальных данных показано на рис. 1.

Кривые деформирования при сжатии образцов из углепластика AS4-3501/6 под разными углами к направлению армирования представлены на рис. 2. Поскольку в [4] были представлены результаты испытаний образцов при разных значениях скорости деформации, на рис. 2 были выбраны кривые, соответствующие квазистатическому нагружению, которое соответствует скорости деформации, равной 10^{-4} сек.

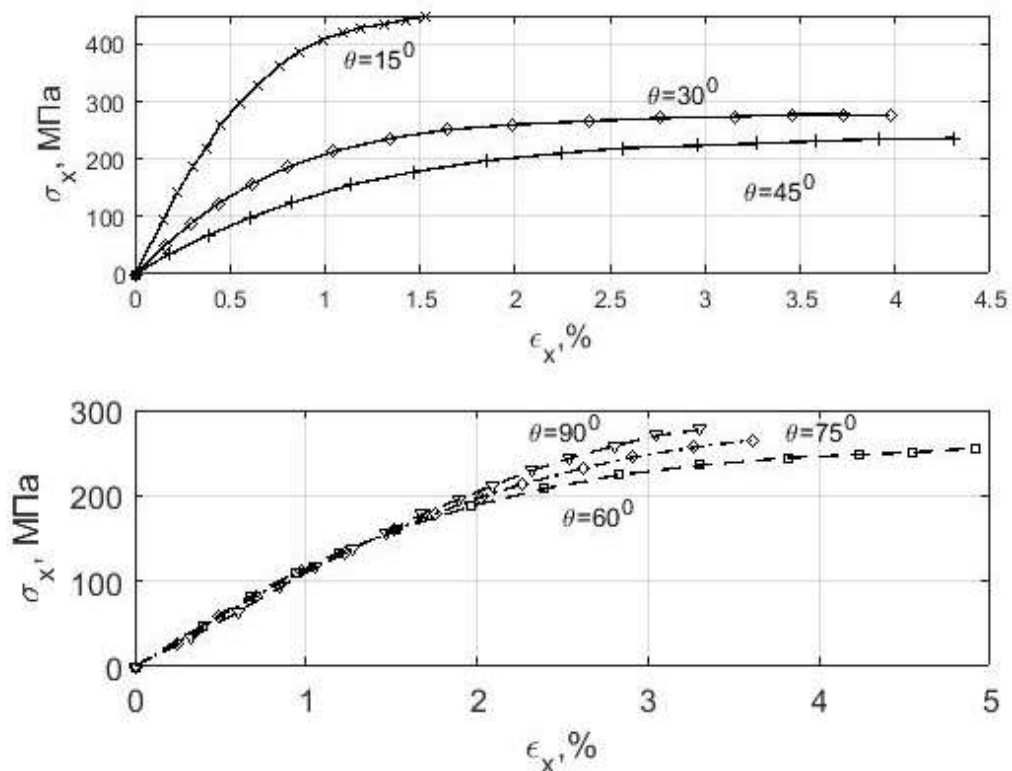


Рис. 2 – Кривые деформирования однонаправленного углепластика AS4-3501/6 под разными углами

Анализ кривых деформирования показывает, что наряду с чувствительностью к скорости деформации также наблюдаются участки физической нелинейности кривых деформирования. Наибольшие значения предельной деформации возникают при нагружении под углами 60 и 45°, наименьшая степень нелинейности у образцов 90°. Если предположить, что на рис. 2 представлены кривые деформирования до момента разрушения, можно отметить, что предельная деформация при сдвиге, равная 2%, и соответствующие значения напряжений, равные 79 МПа, превышены. Это свидетельствует о том, что материал продолжает сопротивление деформированию при нарушении сплошности, вызванной сдвигом. Сравнительные диаграммы деформирования, подтверждающие вышеописанный факт приведены на рис. 3.

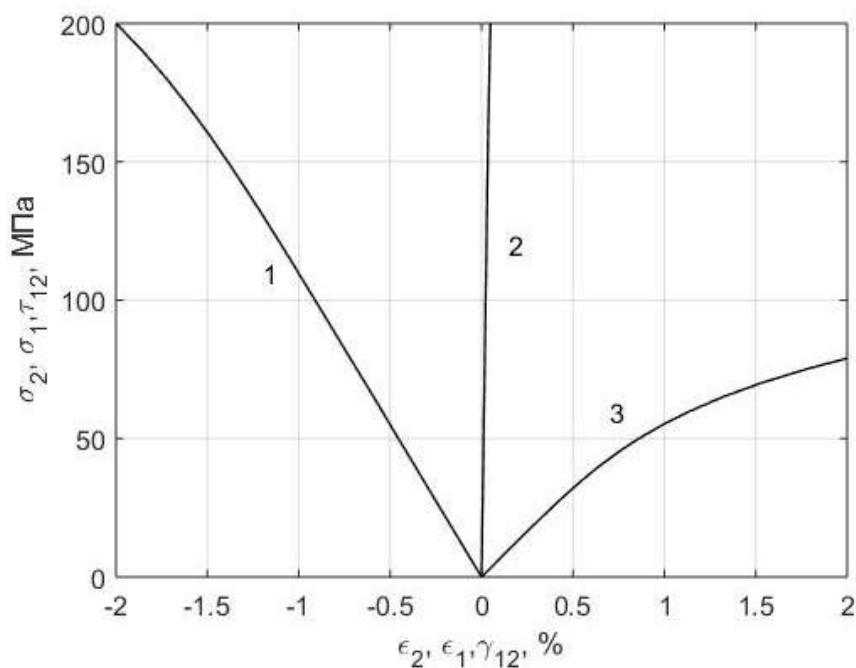


Рис. 3 – Кривые деформирования углепластика при сжатии (1) и сдвиге (3).
Кривая 2 – деформация в продольном направлении при нагружении
перпендикулярно армированию

Будем полагать, что в области линейных деформаций [7] справедлива известная формула зависимости модуля упругости ортотропного материала

$$E_{\theta} = \frac{E_1}{c^4 + \left(\frac{E_1}{G_{12}} - 2\nu_{12} \right) c^2 s^2 + \frac{E_1}{E_2} s^4}, \quad (2)$$

где $E_1, E_2, G_{12}, \nu_{12}$ – упругие характеристики слоя, $c = \cos \theta$, $s = \sin \theta$ – тригонометрические функции угла между направлением армирования и направлением действия нагрузки.

Из полученных ранее аппроксимационных выражений для кривых деформирования при сдвиге (1) можно получить соответствующие выражения модулей сдвига

$$\begin{aligned} G &= G_0 - G_0 - \Delta G_0 H \gamma - \gamma_* ; \\ G &= G_0 - G_0 - a n \gamma - \gamma_*^{n-1} H \gamma - \gamma_* . \end{aligned} \quad (3)$$

Выражения (3) представляют собой производные от выражений (1) и являются касательными значениями модуля сдвига, и полученные по ним расчетные кривые деформирования оказались заметно выше экспериментальных. Отсюда следует необходимость использования на каждом участке аппроксимации модуля, приближенного к реальному, в частности, секущего модуля на каждом участке деформации. Точка перехода к нелинейному участку будет определяться при значении деформации, равной $\varepsilon_{\theta} = \frac{\gamma_*}{\sin 2\theta}$. При $\varepsilon_{\theta} \leq \frac{\gamma_*}{\sin 2\theta}$ образец находится в области упругих деформаций, и для оценки могут быть использованы соотношения анизотропной теории упругости. Расчетная область упругого поведения и максимальные значения деформаций приведены на рис. 4а. При превышении уровня предельной сдвиговой деформации необходима коррекция модуля сдвига. Степень его деградации может быть оценена на основании анализа экспериментальных данных.

На рис. 4б приведено сравнение предельных экспериментальных сдвиговых $\gamma_{\max}^* = \varepsilon_{\theta}^* \sin 2\theta$ и поперечных значений деформаций $\varepsilon_{2\max}^* = \varepsilon_{\theta}^* \sin^2 \theta$ с соответствующими значениями, полученными из испытаний на чистые сдвиг и поперечное сжатие. Видно, что при сжатии образцов из углепластика поперечные деформации не превышают предельных значений, наибольшая степень их близости наблюдается при сжатии под углом 45° , для сдвиговых деформаций картина более сложная - область превышения предельных значений наступает при углах, больших 45° . В последнем случае материал будет сопротивляться деформированию и разрушению за счет сохранения связи в продольном направлении, а сопротивление сдвигу в разрушенном состоянии будет определяться трением по границе раздела волокна и матрицы.

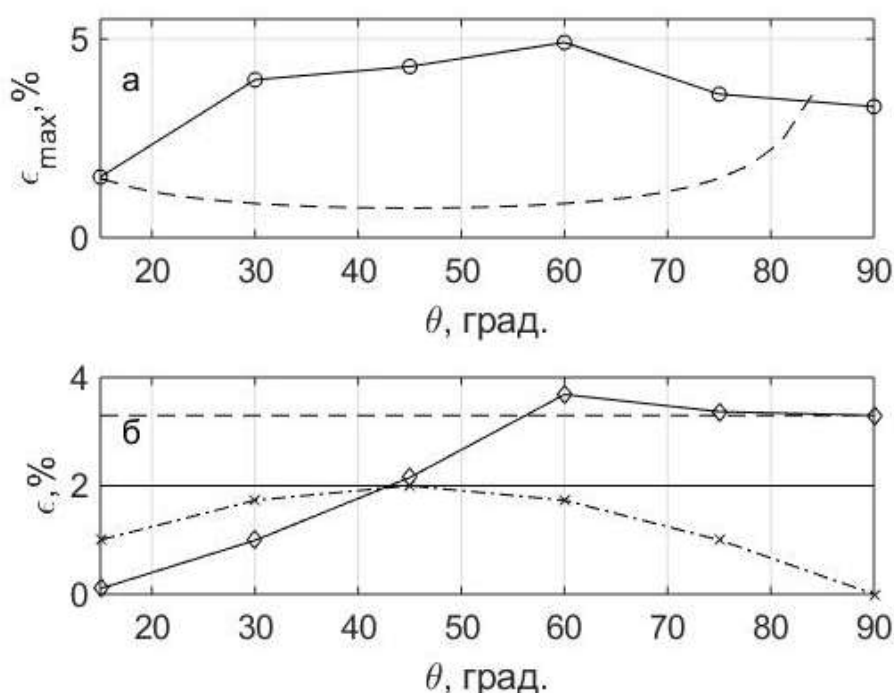


Рис. 4 – (а) Кружки – экспериментальные значения максимальных деформаций, область ниже штриховой линии – область линейных деформаций. (б) Ромбики – экспериментальные значения максимальных сдвиговых деформаций, прямая линия – предельное значение сдвиговой деформации, крестики – экспериментальные максимальные значения поперечных деформаций, штриховая прямая линия – предельное значение поперечной деформации

Выводы

Таким образом, анализ экспериментальных данных показывает, что определяющую роль при оценке анизотропии нелинейного деформирования однонаправленного углепластика AS4/3501-6 играет уровень сдвиговых деформаций. Для выявления степени деградации сопротивления сдвиговым деформациям требуются дополнительные исследования.

Литература

1. Failure criteria in fibre reinforced polymer composites: The World-Wide Failure Exercise. Editors: M.J., Hinton A.S., Kaddour, P.D. Soden. Elsevier. 2004. 1269 p.
2. Soden, P.D., Kaddour, A.S., Hinton M.J. Recommendations for designers and researchers resulting from the World-Wide Failure Exercise // Composites Science and Technology 64 (2004) pp 589–604.
3. Hall I.W., Guden M. High strain rate testing of unidirectionally graphite epoxy composites // Journ. Mater. Sci. Let. V 20, 2001. pp 897-899.
4. Daniel I.M., Werner B.T., Fenner J.S. Strain-rate-dependent failure criteria for composites // Composites Science and Technology 71 (2011) pp 357–364.
5. Sun C.T., Chen J.L. A simple flow rule for characterising nonlinear behavior of fiber composites // J. compos. Mater., Vol. 11, 1089, pp 239-254.
6. Antonakakis J.N., Bhargava P., Chuang K.C., Zehnder A.T. Linear viscoelastic properties of HEPE-II-52 polyimide // Journ. Applied Polymer Science, Vol. 100, 2006, pp 3255–3263.
7. Heracovich C.T. Mechanics of fibrous composites. John Wiley & Sons, Inc. New York. 1998 460 p.

УДК 620.172.242

**Исследование физико-механических свойств взрывчатого вещества
на основе октогена при статических испытаниях на растяжение**

Старцев А.В.¹, к.т.н.; Ильин П.Е.¹; Ковалева В.А.¹; Дергачёв И.С.¹

¹РФЯЦ-ВНИИТФ им. Академика Е.И. Забабахина

Аннотация:

Проведены ряд испытаний на растяжение взрывчатого вещества на основе октогена, их верификация и валидация. Обсуждается возможность увеличения показателя надежности за счет изменения конструкции лабораторной сборки.

Ключевые слова:

взрывчатое вещество, октоген, лабораторная сборка, разрушение образца, растягивающее напряжение.

Введение

Любой конструкционный материал независимо от его назначения обладает определённой прочностью и жёсткостью. Для оценки этих качеств он подвергается механическим испытаниям. В большинстве конструкций детали из взрывчатых веществ являются ответственными элементами с точки зрения их прочности и работоспособности и, как правило, определяет эксплуатационные возможности всего изделия. При этом механические характеристики, полученные при стандартных испытаниях образцов на растяжение являются одними из основных данных о материалах из взрывчатых веществ при проведении прочностных расчётов ответственных частей изделий и практически все критерии прочности включают прочность при растяжении. В связи с этим особый интерес вызывают механические свойства взрывчатых составов при растяжении в области, предшествующей разрушению.

Настоящая работа посвящена выявлению резервов прочностных характеристик взрывчатого вещества на основе октогена, которые невозможно определить при проведении стандартных испытаний.

Методика исследования

В ходе анализа основных подходов к изучению механических свойств материалов при растяжении и особенностей строения, способов получения и механизмов разрушения взрывчатых веществ, выдвинуты предложения по разработке конструкции лабораторной сборки для исследования механических свойств ВВ в переходной области, предшествующей разрушению. На основе анализа результатов проведенного конечно-элементного моделирования был сделан выбор материала подложек, конструкции и способа закрепления лабораторной сборки (см. рисунок 1), позволяющей:

- выполнить для исследуемого образца из взрывчатого вещества принцип Сен-Венана;
- создать в ходе нагружения однородное напряжённое состояние (одноосное растяжение) на всей мерной базе образца из ВВ;
- отслеживать поведение материала образца в переходной области предшествующей разрушению при растяжении;
- определять деформационную способность исследуемого материала.

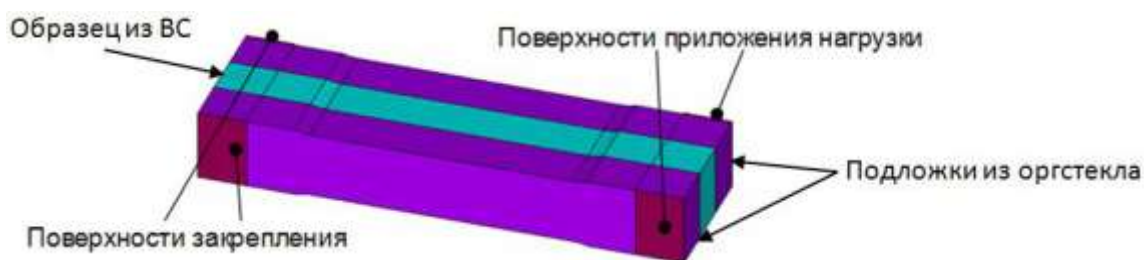


Рис. 1 – Конструкция и схема закрепления лабораторной сборки

Восстановление диаграммы деформирования материала ВВ из кривой «деформация-напряжение» лабораторной сборки предполагалось проводить исходя из следующих соображений – по закону Гука:

$$\sigma = E \cdot \varepsilon. \quad (1)$$

Лабораторная сборка состоит из двух подложек и одного образца одинаковых размеров, значит модуль упругости сборки:

$$E_{лс} = \frac{2 \cdot E_{п} + E_{о}}{3}, \quad (2)$$

где $E_{п}$ и $E_{о}$ – модули упругости подложки и образца из взрывчатого вещества соответственно. Тогда, в соответствии с (1), растягивающее напряжение в лабораторной сборке:

$$\sigma_{лс} = \frac{2 \cdot E_{п} + E_{о}}{3} \cdot \varepsilon = \frac{2 \cdot E_{п} \cdot \varepsilon + E_{о} \cdot \varepsilon}{3} = \frac{2 \cdot \sigma_{п} + \sigma_{о}}{3} \quad (3)$$

Следовательно, напряжение в образце $\sigma_{о}$ выражается через напряжения лабораторной сборки $\sigma_{лс}$ и подложки $\sigma_{п}$ (при условии равенства деформации ε) следующим образом:

$$\sigma_{о} = 3 \cdot \sigma_{лс} - 2 \cdot \sigma_{п}. \quad (4)$$

Исходя из ранее проведенных исследований других материалов, сделан вывод, что при испытаниях на растяжение использование лабораторной сборки позволяет выявить резервы деформационной способности материала. Также, испытания позволяют выявить нелинейную область деформирования в области, предшествующей разрушению.

Объектами испытаний являлись стандартные образцы из взрывчатого вещества на основе октогена в количестве 36 штук и подложки из оргстекла, в количестве 40 штук на все виды испытаний (для получения статистических параметров).

Комплекс экспериментальных исследований включал в себя:

- статические испытания 18 образцов из взрывчатого вещества на основе октогена на растяжение;
- статические испытания 4 подложек из оргстекла на растяжение;
- статические испытания 18 лабораторныхборок (образец из ВВ на основе октогена вклеенный между двумя подложками из оргстекла) на растяжение.

Все исследуемые образцы взрывчатого вещества были изготовлены из одной частной партии для минимизации влияния на результаты опытов разброса механических свойств.

Все испытания проводились на универсальной установке TIRAtest 2850 при скорости передвижения подвижной траверсы 2 мм/мин и температуре $(22\pm 5)^\circ\text{C}$. Размещение образцов иборок проводилось в канговых захватах, устанавливаемых между краем торца и началом дуги галтели.

Анализ экспериментальных данных

В результате испытаний были получены деформационно-прочностные характеристики и диаграммы деформирования образцов из взрывчатого вещества на основе октогена и лабораторныхборок при растяжении.

В образцах из исследуемого взрывчатого состава зафиксировано разрушение на границе крепления захватов (см. рисунок 2а).

Для анализа экспериментальных данных проведено конечно-элементное моделирование опытов с образцами и лабораторными сборками. В разработанных моделях имитация закрепления образцов из взрывчатого вещества на основе октогена и лабораторныхборок в неподвижный цанговый зажим проводилась с помощью запрещения перемещений вдоль продольной оси по контактирующим с зажимом поверхностям (принадлежащим им узлам). Аналогичным способом приложены растягивающие перемещения подвижной траверсы экспериментальной установки к таким же поверхностям противоположной «лопатки» образцов и лабораторныхборок.

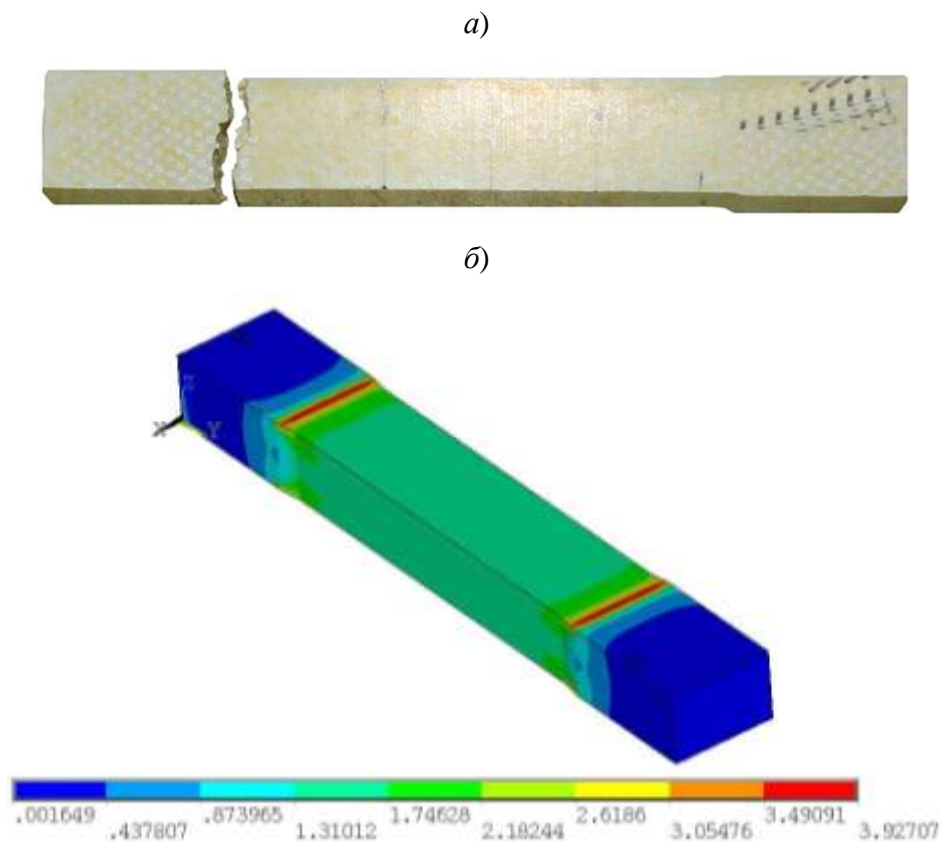


Рис. 2 – Характерное разрушение образцов из ВВ на основе октогена: а – разрушение экспериментальной сборки; б – картина распределения растягивающих напряжений в модели образца.

На рисунке 3 показано распределение растягивающих напряжений в образце из взрывчатого вещества. Данные, представленные на рисунке, иллюстрируют совпадение расчетных и экспериментальных результатов: локализация максимумов растягивающих напряжений соответствует зоне разрушения образцов (см. рисунок 2б). Разрушение образцов происходит вне рабочей зоны в местах концентрации напряжений, что приводит к недооценке предельных прочностных характеристик ВВ, получаемых в аналогичных испытаниях.

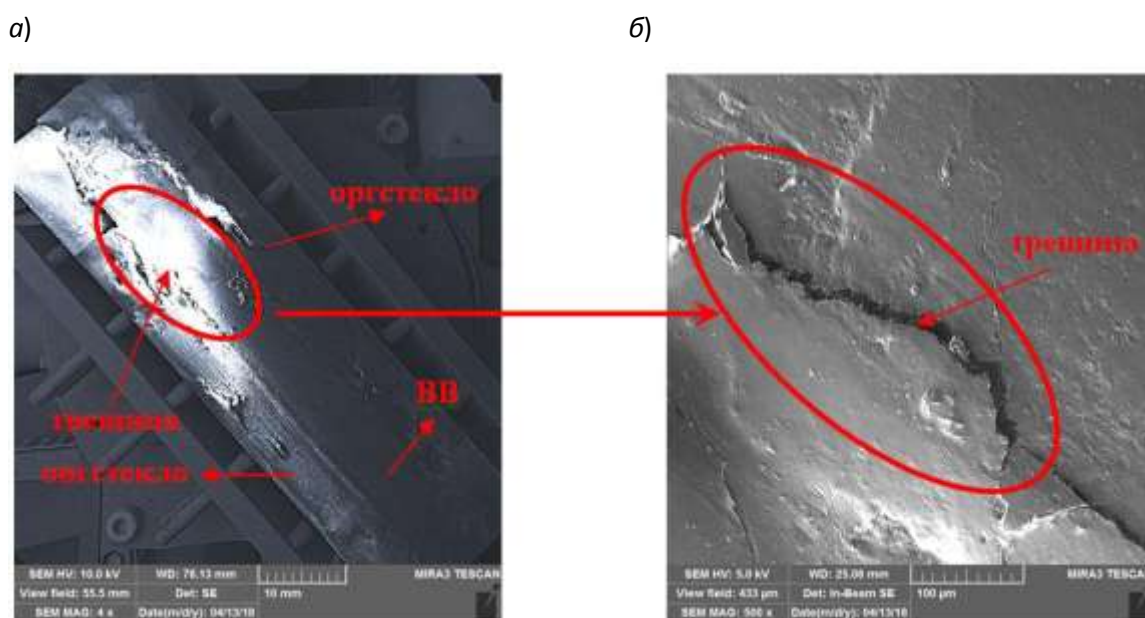


Рис. 3 – Внешний вид и характер разрушения лабораторных сборок:
а) – увеличение в 4 раза, б) – увеличение в 500 раз

Так же был проведен ряд исследований изменения напряженно-деформированного состояния образца при смещении цанговых зажимов от края дуги галтели образца при одинаковых нагрузках. Полученные результаты указывают на то, что удаление цанговых захватов от края дуги галтели позволяет снизить растягивающие напряжения на краях креплений и выполнить принцип Сен-Венана для рабочей части исследуемого образца из взрывчатого вещества. Однако при этом сохраняется высокая вероятность

разрушения образцов вне их рабочей части в области края захватов испытательной машины.

Для одной из лабораторныхборок был проведен микроструктурный анализ поверхности с использованием электронного сканирующего микроскопа MIRA3. В результате исследований были получены изображения лабораторной сборки, представленные на рисунке 3 при двух увеличениях (4 и 500-кратном), на которых видны следы разрушения образца из взрывчатого вещества в продольном направлении в области склеивания его с подложкой. Необходимо отметить, что характер разрушения образца из взрывчатого вещества на основе октогена в составе данной лабораторной сборки принципиально отличается от полученной в аналогичных испытаниях другого взрывчатого вещества картины.

Исследование влияния сдвига цанговых захватов относительно дуги галтели на характер разрушения образцов из взрывчатого вещества в составе сборки позволяет сделать заключение о том, что смещение цанговых захватов не приводит к изменению картины распределения напряжений в рабочей части образца из ВВ лабораторной сборки. Следовательно, такое изменение закрепления сборки в захватах испытательной машины не может являться причиной отличий в характере разрушения образцов из различных взрывчатых веществ.

Ввиду этого было выдвинуто предположение о том, что определяющим фактором данных отличий может служить несимметричность склейки подложек лабораторной сборки с образцом из взрывчатого вещества на основе октогена.

Для обоснования выдвинутого предположения была разработана модель лабораторной сборки, имеющей неточную склейку образца с одной из подложек, а именно – выступ подложки из оргстекла на 1 мм в продольном направлении относительно образца из взрывчатого вещества на основе октогена (см. рисунок 4).

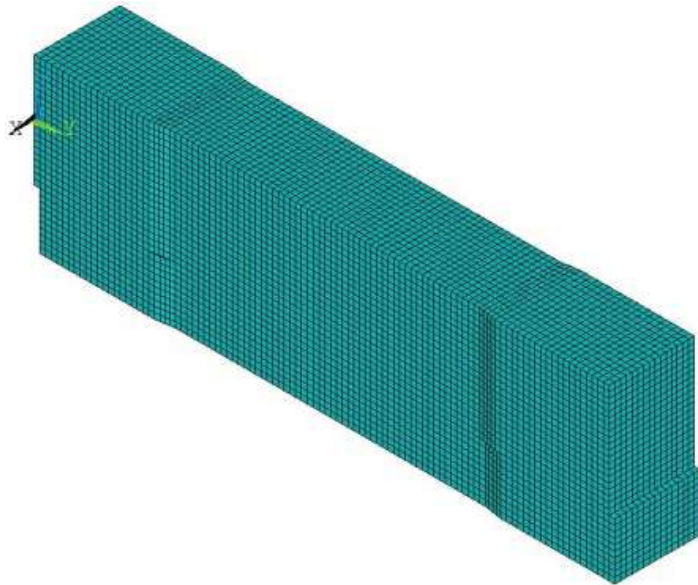


Рис. 4 – Конечно-элементная модель лабораторной сборки со смещением одной подложки

На рисунке 6 приведено распределение растягивающих напряжений образца из взрывчатого вещества на основе октогена при растяжении лабораторной сборки со смещенной подложкой.

Анализ распределения напряжений, представленного на рисунке 5, подтверждает предположение о появлении трещины в образце из ВВ на основе октогена в продольном направлении в районе склеивания его со смещенной подложкой из оргстекла, вследствие концентрации напряжений в данной области.

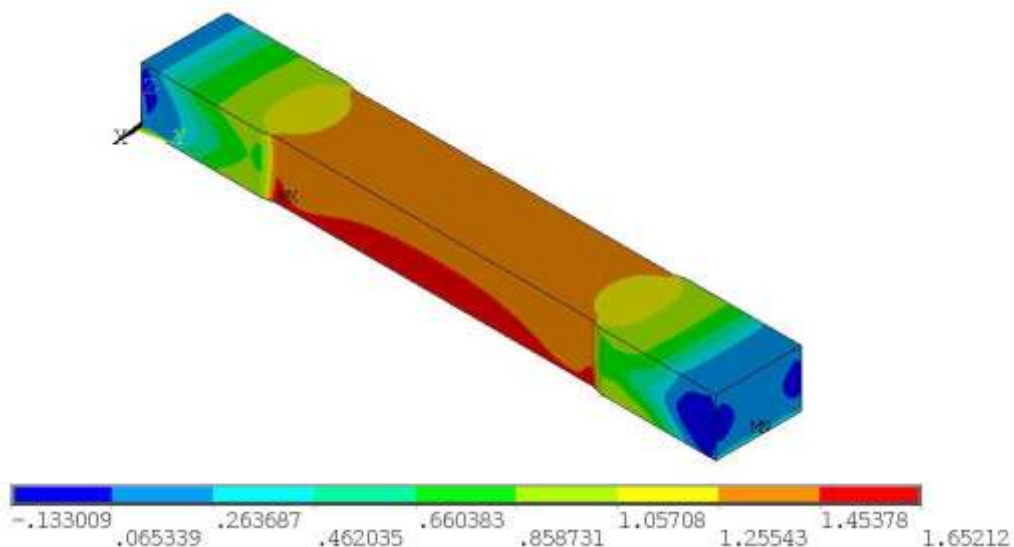


Рис. 5 – Распределение растягивающих напряжений в образце из ВВ на основе октогена лабораторной сборки со смещенной подложкой

Для проведения статистической обработки, по результатам растяжения каждого образца из взрывчатого вещества, подложки и лабораторной сборки был построен график зависимости напряжения от относительной деформации. В связи с нелинейностью начального и конечного участка графика (начального – из-за наличия трения и люфтов в силовой части установки, конечного – из-за нелинейного деформирования материала перед разрушением) для определения модуля Юнга эти участки были исключены.

Результаты статистической обработки экспериментальных данных и значения характеристик взрывчатого вещества на основе октогена восстановленных по формулам (2) и (4) представлены в таблице 1.

Таблица 1

Результаты статистической обработки экспериментальных данных

Параметр	Подложки из оргстекла	Образцы из ВВ на основе октогена	Лабораторные сборки	Восстановленная диаграмма ВВ на основе октогена
Абсолютное растяжение, $\varepsilon_{\text{раст}}$, %	>0,7	0,05 (20)	0,10 (6)	0,10 (6)
Предел прочности на растяжение $\sigma_{\text{раст}}$, МПа	>20	4,18 (13)	4,57 (9)	7,4 (17)
Модуль Юнга, $E_{\text{раст}}$, МПа	3123 (0,8)	7911 (7)	4528 (10)	7340 (19)
Примечание: в скобках приведены выраженные в процентах значения коэффициентов вариации соответствующих величин [1].				

Таким образом, в результате эксперимента удалось выявить существенные резервы деформационной способности взрывчатого вещества на основе октогена. Относительная предельная деформация, определенная с помощью лабораторной сборки, в 2 раза превышает значение, полученное при испытаниях на стандартных образцах. Похожая ситуация и при сравнении пределов прочности материала при растяжении: разница в 1,77 раз. Различная степень отличий деформационной способности и пределов

прочности при растяжении говорит о нелинейном поведении материала в зоне предшествующей разрушению.

При этом, с увеличением прочностных характеристик материала исследуемого взрывчатого вещества возрос и коэффициент вариации предела его прочности. Оценим разницу между понижением показателя надежности за счет увеличения коэффициента вариации и повышением – за счет увеличения предела прочности.

Оценка надёжности проведена по формуле (5):

$$R = \Phi(U_R) \quad (5);$$

где: $\Phi U_R = \frac{1}{2\pi} \cdot \int_{-\infty}^{U_R} e^{-\frac{t^2}{2}} \cdot dt$ – функция Лапласа;

$U_R = \frac{\sigma_{\text{раст}} - \sigma_{\text{дейст}}}{\vartheta \cdot \sigma_{\text{раст}}}$ – квантиль нормального закона распределения;

$\sigma_{\text{раст}}$ – предел прочности; $\sigma_{\text{дейст}}$ – значение действующего напряжения; ϑ – коэффициент вариации предела прочности.

Показатели надёжности с использованием характеристик материала, полученных на стандартных образцах и лабораторных сборках, представлены в таблице 2.

Таблица 2

Оценка надёжности ВВ на основе октогена

Значения напряжений, МПа		2,5	3	3,5	4
Показатель надёжности	характеристики стандартных образцов	0,999	0,985	0,894	0,629
	характеристики восстановленные из лабораторныхборок	0,9 ₄ ⁹⁵	0,9 ₃ ⁹⁷	0,999	0,996

Как видно из таблицы 2, использование характеристик взрывчатого вещества на основе октогена, полученных в результате испытаний лабораторной сборки, дает существенно более высокие значения оценки надёжности.

Для анализа возможных причин появления такого большого разброса полученных данных, обратимся к исходной формуле. В общем случае (для

произвольных площадей поперечных сечений подложек и образца) формулу, выражающую напряжение в образце σ_0 через напряжения лабораторной сборки $\sigma_{лс}$ и подложки $\sigma_{п}$ (при условии равенства деформации), можно вывести следующим образом. Силы, действующие в сечениях объектов испытаний, можно выразить из напряжений и площади сечений:

$$F_{п} = S_{п} \cdot \sigma_{п}; \quad (6)$$

$$F_{лс} = S_{лс} \cdot \sigma_{лс}; \quad (7)$$

$$F_0 = F_{лс} - 2 \cdot F_{п}. \quad (8)$$

Площадь сечения лабораторной сборки исходя из конструкции:

$$S_{лс} = S_{п} + S_{п} + S_0. \quad (9)$$

Тогда можно выразить напряжение в образце:

$$\sigma_0 = \frac{2 \cdot S_{п} + S_0}{S_0} \cdot \sigma_{лс} - \frac{2 \cdot S_{п}}{S_0} \cdot \sigma_{п}, \quad (10)$$

где: $F_{п}$, F_0 , $F_{лс}$ – силы действующие в сечениях подложки, образца из взрывчатого вещества и лабораторной сборки в целом, $S_{п}$, S_0 , $S_{лс}$ – площадь сечения подложки, образца из взрывчатого вещества и лабораторной сборки.

Для случая равных площадей, который мы имеем в эксперименте, из формулы (10) получим формулу (4).

Используя теоремы о числовых характеристиках [2], можно найти среднеквадратическое отклонение (с.к.о.):

$$\sigma_{\sigma_0} = \sqrt{\frac{2 \cdot S_{п} + S_0}{S_0}^2 \cdot \sigma_{\sigma_{лс}}^2 + \frac{2 \cdot S_{п}}{S_0}^2 \cdot \sigma_{\sigma_{п}}^2 - 2 \cdot \frac{2 \cdot S_{п} + S_0}{S_0} \cdot \frac{2 \cdot S_{п}}{S_0} \cdot K_{(\sigma_{лс}, \sigma_{п})}}, \quad (11)$$

где: $\sigma_{\sigma_{п}}$, σ_{σ_0} , $\sigma_{\sigma_{лс}}$ – с.к.о. напряжений в подложке, образце из взрывчатого вещества и лабораторной сборке, $K_{(\sigma_{лс}, \sigma_{п})}$ – ковариация выборки напряжений в лабораторной сборке и подложке.

Из формулы (11) видно, что с уменьшением площади сечения подложки из оргстекла, можно добиться снижения с.к.о., что приведет к

уменьшению коэффициента вариации, а, следовательно, и к увеличению показателей надежности.

Для оценки влияния уменьшения площади сечения подложки на напряженно-деформированное состояние образца был проведен численный эксперимент по растяжению лабораторных сборок, с толщиной подложек: 7 и 5 мм. Разработанные конечно-элементные модели лабораторныхборок аналогичны по механическим свойствам и схемам приложения закреплений и перемещений предыдущим исследованиям.

Результаты исследования показывают, что с уменьшением толщины подложки, меняется характер распределения напряжений в рабочей зоне образца и их величина. При изменении толщины подложки в два раза, существует большая вероятность получить трещину на краях рабочей зоны и, как следствие, недооценить предельные прочностные характеристики исследуемого материала.

Выводы

Проведенный анализ результатов экспериментальных исследований механических свойств взрывчатого вещества на основе октогена при растяжении с использованием стандартных образцов и лабораторныхборок позволяет сделать следующие выводы:

- Стандартные испытания образцов на растяжение дают существенную недооценку предельных прочностных характеристик взрывчатого вещества, вследствие их разрушения вне рабочей зоны в местах концентрации напряжений.
- Использование в качестве объекта испытаний разработанной лабораторной сборки позволяет выявить существенные резервы предельных прочностных характеристик взрывчатого вещества на основе октогена при растяжении (по деформационной способности более чем в 2 раза, по пределу прочности более чем в 1,77 раза).

Литература

1. РТМ 44-62 «Методика статистической обработки экспериментальных данных».
2. Е.С. Вентцель Теория вероятностей/ Е.С. Вентцель. – М: Государственное издательство физико-математической литературы, 1962. – 564 с.

УДК 629.7.023.224

Влияние химического состава реакционноотверждаемых покрытий на их растекаемость

Куршев Е.В.¹; Денисова В.С.¹; Лонский С.Л.¹; Малинина Г.А.¹

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский институт авиационных материалов», Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»)

Аннотация:

Проведены исследования текучести реакционноотверждаемых жаростойких покрытий при температуре формирования путём оценки их растекаемости по ГОСТ Р 50045-92 (ИСО 4534-80). Для обеспечения проведения испытаний при относительно высоких температурах (вплоть до 1200°С) в процессе выполнения работы изготовлена поворотная рамка из сплава ВЖ171 и пластины для растекания из Al₂O₃. Определена зависимость растекаемости покрытий от их химического состава, отличающимся от серийных жаростойких эмалей наличием тетраборида кремния SiB₄.

Ключевые слова:

жаростойкие покрытия, никелевые сплавы, стекло, тетраборид кремния, растекаемость, текучесть.

Введение

Жаростойкие эмалевые покрытия широко внедрены в различных областях промышленности, в том числе авиационном двигателестроении, где применяются для защиты деталей камеры сгорания газотурбинных двигателей (ГТД). Жаростойкие покрытия обеспечивают защиту деталей из коррозионностойких сталей и никелевых сплавов от высокотемпературной газовой коррозии вплоть до 1000–1100°C длительно. Надежная защита сплавов обеспечивается за счёт формирования плотного, прочно сцепленного с подложкой защитного слоя при высокотемпературном обжиге [1–3].

В настоящее время в ФГУП «ВИАМ» разработаны жаропрочные свариваемые никелевые сплавы с принципиально новыми механизмами упрочнения [4]. Наиболее высокими значениями жаропрочности обладает сплав марки ВЖ171 на никель-кобальт-хромовой основе, упрочняемый нитридами титана. Максимальная рабочая температура сплава достигает 1250°C, при этом уровень длительной прочности сплава ВЖ171 при температурах свыше 1000°C ($\sigma_{100}^{1000} = 65$ МПа; $\sigma_{100}^{1100} = 40$ МПа) на 65-100% выше, чем у наиболее жаропрочного российского и зарубежного материалов ВЖ145 и Haynes 188 соответственно ($\sigma_{100}^{1000} = 37$ МПа; $\sigma_{100}^{1100} = 15$ МПа). При этом сплав ВЖ171 имеет ниже плотность, превосходя их по максимальной рабочей температуре на 150÷200°C. Указанные свойства делают сплав ВЖ171 наиболее перспективным для применения в конструкции перспективных ГТД. Однако жаростойких эмалей, способных обеспечить эффективную защиту сплава при температурах свыше 1000–1100°C длительно, в настоящее время не разработано [5–6]. Необходимо отметить, что обжиг (формирование) серийных жаростойких эмалевых покрытий типа ЭВК проводят при температурах на 200–300°C превышающих рабочую температуру. Соответственно, при применении тугоплавких составов жаростойких покрытий необходимо будет проводить их обжиг при

температурах 1400–1500°C. Столь высокие температуры обжига неизбежно приведут к короблению, разупрочнению и потере прочностных свойств тонкостенных деталей камеры сгорания. В связи с этим актуальным является решение следующих задач:

– разработка составов жаростойких покрытий, работоспособных при температурах до 1250°C;

– обеспечение возможности получать жаростойкие защитные покрытия при относительно невысоких температурах обжига, не ухудшающих свойства защищаемого сплава.

В ФГУП «ВИАМ» имеется значительный опыт по созданию реакционноотверждаемых эрозионностойких покрытий для плиточной теплозащиты орбитального корабля «Буран». В составе разработанных покрытий типа ЭВЧ применяли тугоплавкие стёкла с высоким содержанием SiO_2 , а также тетраборид кремния SiB_4 в виде добавок [7]. Разработанные покрытия отличались высокой температурой эксплуатации, однако при этом температура формирования данного класса покрытий превышала рабочую всего на 20–30°C, в связи с чем для данного класса покрытий был применен термин «реакционноотверждаемые» [8]. Покрытия типа ЭВЧ обеспечили защиту плиток из супертонкого кварцевого волокна.

В связи с этим перспективным направлением развития работ по созданию жаростойких покрытий является разработка составов и методик нанесения реакционноотверждаемых покрытий применительно к современным жаропрочным никелевым сплавам типа ВЖ171 для защиты от высокотемпературной газовой коррозии.

Установлено, что для защиты металлических материалов могут быть использованы тугоплавкие композиции на основе барийалюмосиликатных стёкол и тетраборида кремния SiB_4 в качестве добавки от 1 до 5% масс., при этом данные композиции обладают пониженной температурой отверждения за счёт введения SiB_4 . С целью определения их теплофизических свойств и

влияния химического состава может быть использован простой метод определения текучести по ГОСТ Р 50045-92 (ИСО 4534-80), позволяющим с помощью несложного оборудования получить сведения о теплофизических свойствах расплавленной эмали.

Цель работы – исследование текучести жаростойких реакционноотверждаемых покрытий путем оценки их растекаемости по ГОСТ Р 50045-92 (ИСО 4534-80) и определение влияния химического состава покрытий на растекаемость.

Материалы и методы исследования

Объектом исследования являются многокомпонентные реакционноотверждаемые покрытия на основе матричной многокомпонентной фритты в системе $\text{BaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$, применяемой в составе серийных жаростойких эмалей, модифицирующей фритты стехиометрического состава $\text{BaO-Al}_2\text{O}_3\text{-2SiO}_2$, а также тетраборида кремния SiB_4 в количестве от 0 до 5% масс. Исследуемым образцам присваивали марку, где первое число – массовый процент матричной барийалюмосиликатной фритты, второе число – массовый процент модифицирующей фритты стехиометрического состава $\text{BaO-Al}_2\text{O}_3\text{-2SiO}_2$, третье число – тетраборида кремния SiB_4 в количестве от 0 до 5% масс., например – 80-15-5.

Текучесть покрытий при температуре формирования оценивали путём испытаний на растекаемость по ГОСТ Р 50045-92 (ИСО 4534-80). Для обеспечения проведения испытаний при относительно высоких температурах (1200–1250°C) в процессе выполнения работы изготовлена поворотная рамка из сплава ВЖ171 и пластинки для растекания из Al_2O_3 размером 80×60 мм.

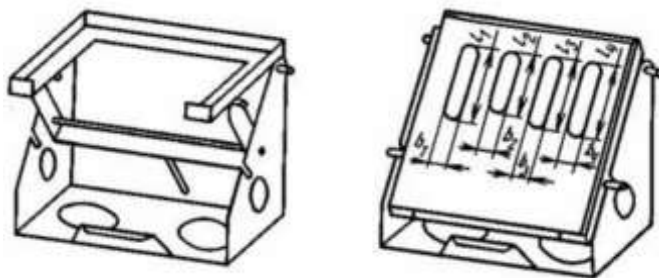


Рис. 1 – Поворотная рамка и установленная на ней пластина для растекания с образцами по ГОСТ Р 50045-92

На пластину для растекания помещали спресованные образцы исследуемых покрытий, длина образцов составляла $10 \pm 0,1$ мм. Затем пластину для растекания помещали в печь, разогретую до температуры испытания ($1150\text{--}1200^\circ\text{C}$), на установленную там поворотную рамку, находящуюся в горизонтальном положении. После выдержки в течение 1 минуты поворотную рамку наклоняли под углом 45° . Через 3 минуты после выхода на режим пластину для растекания вынимали из печи. Показатель растекаемости по длине F_l определяли по формуле:

$$F_l = \frac{l_t}{l_r}$$

где l_t – длина растекания испытуемой эмали;

l_r – длина растекания стандартной эмали;

За результат принимали показатели трёх измерений, при этом при каждом новом измерении места исследуемых образцов и стандартной эмали меняли. За стандартную эмаль принята серийная жаростойкая эмаль ЭВК-103.

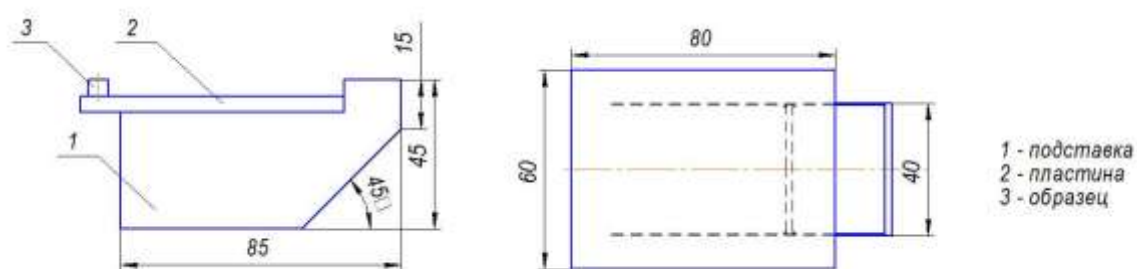
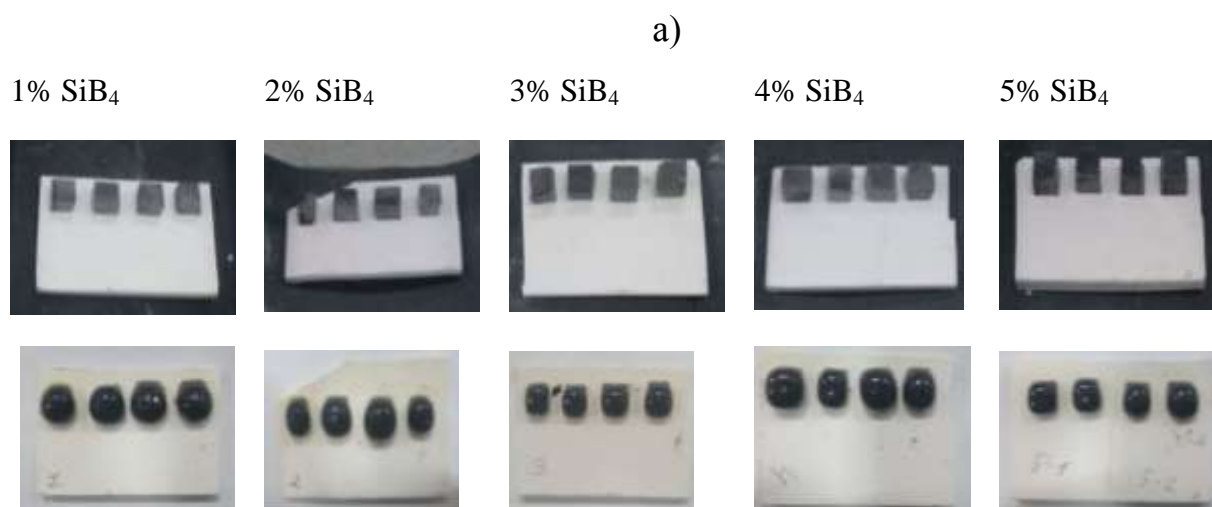


Рис. 2 – Чертеж поворотной рамки

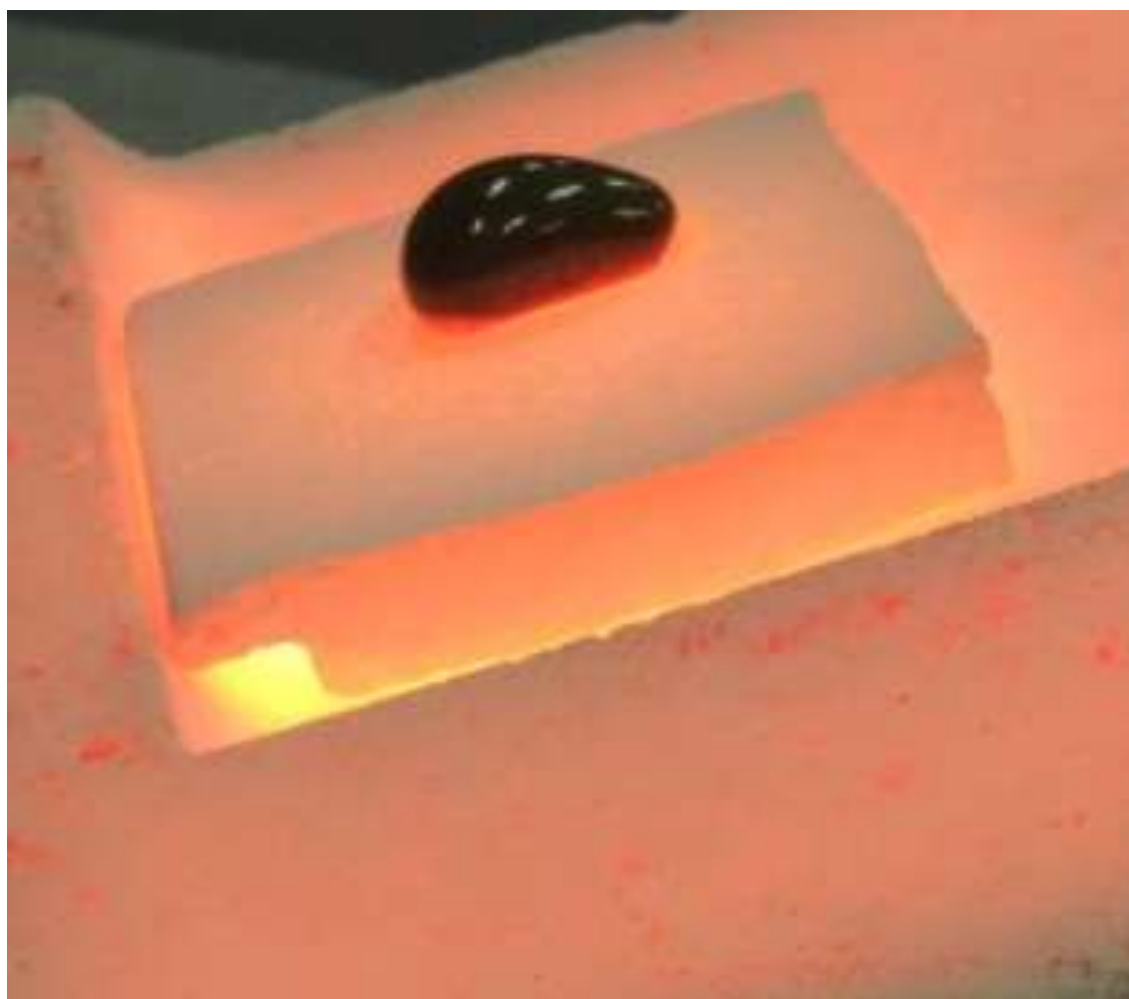


Рис. 3 – Поворотная рамка (ГОСТ Р 50045-92) после сварки

Результаты и их обсуждение



б)



а - внешний вид образцов до и после испытаний на растекаемость

б - внешний вид образца стандартной эмали ЭВК-103 после выгрузки из печи

Рис. 4 – Внешний вид образцов

Показатель растекаемости по длине исследуемых покрытий
(средние значения из 3-х измерений)

Марка образца	Удлинение образца, мм	Показатель растекаемости по длине F_l
ЭВК-103	8,5	-
99-0-1	6,475	0,762
94-5-1	6,469	0,761
89-10-1	5,131	0,604
84-15-1	4,608	0,542
98-0-2	4,798	0,564
93-5-2	4,378	0,515
88-10-2	3,518	0,414
83-15-2	1,857	0,218
97-0-3	2,244	0,264
92-5-3	1,826	0,215
87-10-3	1,516	0,178
82-15-3	1,303	0,153
96-0-4	2,01	0,236
91-5-4	1,373	0,162
86-10-4	1,294	0,152
81-15-4	1,108	0,130
95-0-5	1,956	0,230
90-5-5	1,2	0,141
85-10-5	1,246	0,147
80-15-5	0,717	0,084

Результаты испытаний свидетельствуют, что увеличение содержания в составе покрытий модифицирующего стекла стехиометрического состава $\text{BaO-Al}_2\text{O}_3\text{-2SiO}_2$ приводит к снижению растекаемости, что связано с увеличением тугоплавкости покрытия. Увеличение содержания тетраборида кремния приводит к улучшению растекаемости за счёт окисления тетраборида кремния и образования более легкоплавкой, чем барийалюмосиликатные стекла, боросиликатной стеклофазы. Параболический характер изменения показателя растекаемости свидетельствует о протекании физико-химических превращений в структуре исследуемых покрытий при обжиге, обуславливающих отличия реакционноотверждаемых покрытий от традиционных жаростойких эмалей. Однако выявить фактор доминирования на основании лишь результатов исследований растекаемости невозможно, в связи с чем актуально проведение исследований методом дилатометрии, исследования плавкости изучаемых покрытий.

Отмечено, что при проведении испытаний без выдержки пластины в горизонтальном состоянии (при загрузке в печь в наклонном положении) образцы частично сохраняют свою форму, растекание практически отсутствует. Наиболее ярко выражено сохранение формы образцов с увеличением содержания тетраборида кремния.

Метод позволил выявить, что все исследуемые составы обеспечивают достаточное растекание. При нанесении на поверхность металлических образцов с требуемой подготовкой поверхности исследуемые составы покрытий позволяют получить плотный защитный слой, практически исключая диффузию кислорода к защищаемому жаропрочному сплаву. Метод определения текучести путем оценки их растекаемости по ГОСТ Р 50045-92 (ИСО 4534-80) должен применяться при разработке жаростойких покрытий для защиты жаропрочных сплавов и сталей как способ оценки технологичности и теплофизических свойств покрытий. Возможность

применения высокожаростойких материалов типа ВЖ71 в конструкции оснастки (поворотной рамки) обеспечивает проведение испытаний при столь высоких температурах.

Выводы

Проведены исследования текучести реакционноотверждаемых жаростойких покрытий при температуре формирования путём оценки их растекаемости по ГОСТ Р 50045-92 (ИСО 4534-80). Для обеспечения проведения испытаний при относительно высоких температурах (вплоть до 1200°C) в процессе выполнения работы изготовлена поворотная рамка из сплава ВЖ171 и пластины для растекания из Al_2O_3 . Определена зависимость растекаемости покрытий от их химического состава, отличающимся от серийных жаростойких эмалей наличием тетраборида кремния SiB_4 : увеличение тетраборида кремния в составе покрытий улучшает растекаемость, все исследованные составы имеют достаточную растекаемость, что делает их технологичными и позволяет получать плотные защитные слои покрытий на защищаемом жаропрочном никелевом сплаве.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках
научного проекта №18-33-00207 мол_а.*

Литература

1. Каблов Е.Н., Солнцев С.С. Окситермосинтез – новый шаг к материалам для перспективной авиакосмической техники. // Авиационные материалы. Избранные труды ВИАМ 1932- 2002. М.: ВИАМ, 2002. С. 131–137.
2. Каблов Е.Н., Солнцев С.С., Розененкова В.А., Миронова Н.А. Современные полифункциональные высокотемпературные покрытия для никелевых сплавов, уплотнительных металлических материалов и

бериллиевых сплавов //Новости материаловедения. Наука и техника. 2013. № 1. Ст. 5. URL: <http://www.materialsnews.ru> (дата обращения 03.10.2018).

3. Каблов Е.Н. Материалы для изделия «Буран» – инновационные решения формирования шестого технологического уклада //Авиационные материалы и технологии. 2013. № S1. С. 3–10.

4. Ахмедзянов М.В., Скугорев А.В., Овсепян С.В., Мазалов И.С. Разработка ресурсосберегающей технологии получения холоднокатанного листа из высокожаропрочного свариваемого сплава ВЖ171 // Производство проката. 2015. №1. С. 14–17.

5. Minghui Chen, Shenglong Zhu, Fuhui Wang. High temperature oxidation of NiCrAlY, nanocrystalline and enamel-metal nano-composite coatings under thermal shock // Corrosion Science. 2015. №100. P. 556–565.

6. He Meng Wang, Xiaolei Li, Dong Su, Huiming Ji, Huijie Tang, Zhihao Zhao, Jian. Effect of glass phase content on structure and properties of gradient MoSi₂-BaO-Al₂O₃-SiO₂ coating for porous fibrous insulations // Journal of Alloys and Compounds. 2016. V. 657. P. 684–690.

7. Гращенко Д.В. Стратегия развития неметаллических материалов, металлических композиционных материалов и теплозащиты // Авиационные материалы и технологии. 2017. №S. С. 264–271. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-264-271.

8. Goldstein H.B. et al. Reaction cured borosilicate glass coating for low-density fibrous insulation // Borate glasses. Structure, properties, application: plenum press. New York, 1978. P. 623–634.

УДК 62:9.122.004.621.434

Определение эксплуатационной живучести литых деталей машиностроительных конструкций

Лебединский С.Г.¹, к.т.н.; Москвитин Г.В.¹, д.т.н.; Пугачёв М.С.¹;

Поляков А.Н.¹, к.т.н.

SLebedinski@Yandex.ru; gvmoskvitin@ya.ru; pugachevmax@mail.ru;

mnsv@mail.ru

¹*Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, г. Москва*

Аннотация:

Для оценки прочностной надёжности несущих деталей транспортного машиностроения по условию живучести, не достаточно иметь стандартную диаграмму усталостного разрушения материала. В виду сложных процессов накопления повреждений при эксплуатационных режимах нагружения. Получены необходимы экспериментальные данные для формирования расчётных моделей при типизированных нерегулярных процессах нагружения.

Ключевые слова:

усталостная живучесть, эксплуатационное нагружение литых деталей транспортного машиностроения, низколегированная сталь.

Выбор типа образцов

Для экспериментального моделирования процесса развития усталостных трещин при нерегулярном нагружении наиболее удобным может быть признан тип образца С(Т) – компактный образец для внецентренного растяжения (ГОСТ 25.506-85). Образец хорошо апробирован по методам расчёта параметров напряженного состояния при развивающейся трещине, не требует больших нагрузок, хорошо применим для вырезки из литой балки (рис. 1). Для данной работы был выбран нормативный размер образцов 125×120×10 мм. Схема вырезки приведена на рис. 1. Толщина образцов, в номинальном размере, 10 мм, определяется местом вырезки из наддресорной балки и достижением необходимой чистоты поверхности. Для отслеживания развивающейся под циклической нагрузкой трещины, поверхность образцов полировалась и на ней специальным алмазным резцом наносились маркерные риски, позволяющие не останавливая испытаний фиксировать длину трещины. Анализ химического состава стали образцов показал следующие результаты:

C 0,2104; Mn1,085; Si 0,292; P<0,0030; S 0,020; Cr 0,108; Ni 0,130;Cu 0,215;
V<0,0030; Fe 97,91.

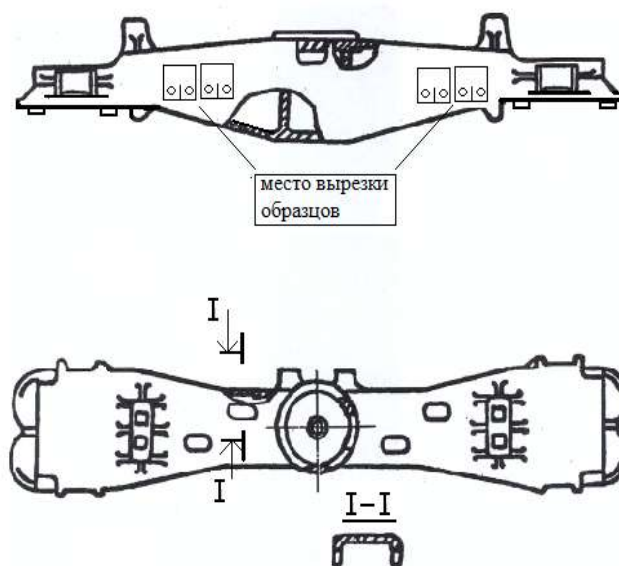


Рис. 1 – Схема вырезки образцов из литой балки

Моделирование эксплуатационного блока нагружения

Формируемый блок нагружения, должен воспроизводить наиболее существенные эксплуатационные нагрузки, их последовательность, и позволять проводить экстраполяцию полученных экспериментальных данных [1.2], на более широкий круг эксплуатационных условий. В качестве исходных данных о циклических процессах эксплуатационных нагрузок взяты результаты работы [3]. Для моделирования процесса нагружения использовано распределение экстремальных значений эксплуатационного напряжения. Данные получены при помощи тензорезисторов и классификатора типа KLA-2. На рис.1 показано полное эксплуатационное распределение повторяемости нагрузок по уровням -1 и, подобное ему, воспроизведённое в эксперименте - 2. Подобное распределение, охватывает 11-ть уровней напряжений от 7,2 до 45,6 МПа. С помощью датчика случайных чисел сформирована последовательность экстремальных значений циклической нагрузки. При этом исключён из полного распределения самый низкий уровень, как мало влияющий, так и самый большой, как редко встречающийся. На рисунке 3а показан блок циклической последовательности нагрузок, полученный моделированием экстремальных значений, согласно распределению 2 на рис. 2.

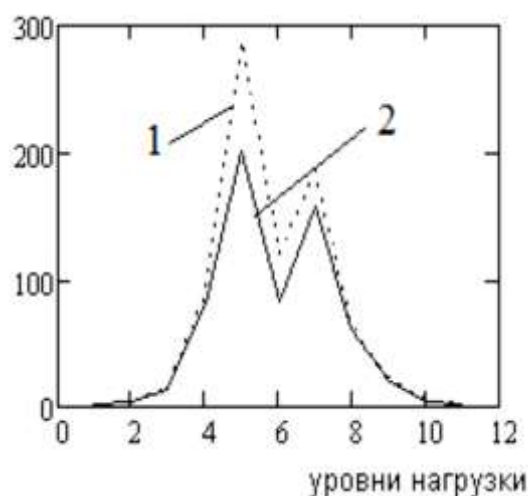


Рис. 2 – Распределение повторяемости экстремальных значений нагрузки по уровням. 1– исходное распределение; 2 – полученное моделированием

Этот блок в цифровом виде использовался как исходный, заданный процесс для моделирования эксплуатационного процесса нагружения образцов на электрогидравлическом стенде SHIMADZU (controller 4830) с максимальным усилием 50 kN. На рисунке 3б приведён блок нагружения образца С(Т), воспроизведённый на стенде по заданному цифровому процессу. Их соответствие определено в виде регрессионных зависимостей. Это сделано отдельно, по максимальным и минимальным значениям того и другого процессов. Эти зависимости имеют вид: $f(t)=1,121+0,779 \cdot t$ – для максимальных значений (определено по 7-ми уровням) и $f(t)=1,530+0,772 \cdot t$ – для минимальных значений (определено по 5-ти уровням).

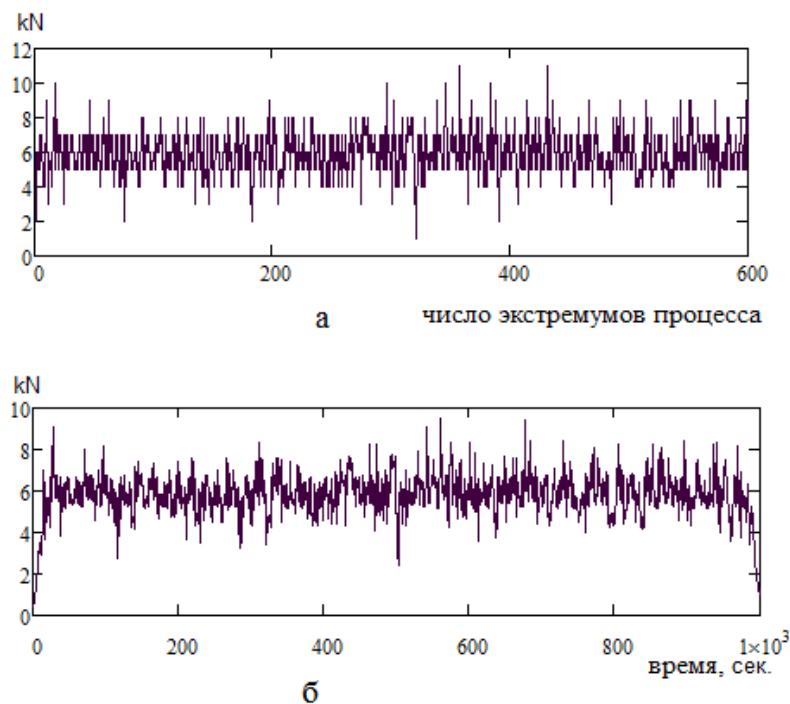


Рис. 3 – Блок нагружения, в цифровом виде (а) и воспроизведённый на стенде (б)

Полученные функции далее корректировались в связи с изменением нагрузки и жесткости образца, при росте трещины. Эти функции использовались при определении фактического нагружения. Чтобы понять степень влияния среднего уровня процесса, при испытании, по мере роста

трещины, процесс усиливался. Это делалось трижды. К каждому экстремуму одновременно добавлялось по 1 кN (дважды) и 2 кN(в третий раз).

Этапы проведения испытаний

Последовательность этапов проведения испытаний представлена на рис. 4 в виде соотношения длины трещины (от линии приложения нагрузки) и уровня коэффициента интенсивности напряжения (КИН). На участках, 1,3 и 4 действовала регулярная циклическая нагрузка с постоянными параметрами цикла $P_{max} = 12$ и 14 кN и при двух значениях коэффициента асимметрии $R=0$ и 0,5. Участки с постоянными параметрами цикла необходимы для получения опорных точек стандартной кинетической диаграммы усталостного разрушения (КДУР) испытываемого образца. На рис. 4 приведены максимальные значения КИН цикла – K_{max} [$\text{МПа}\sqrt{\text{м}}$].

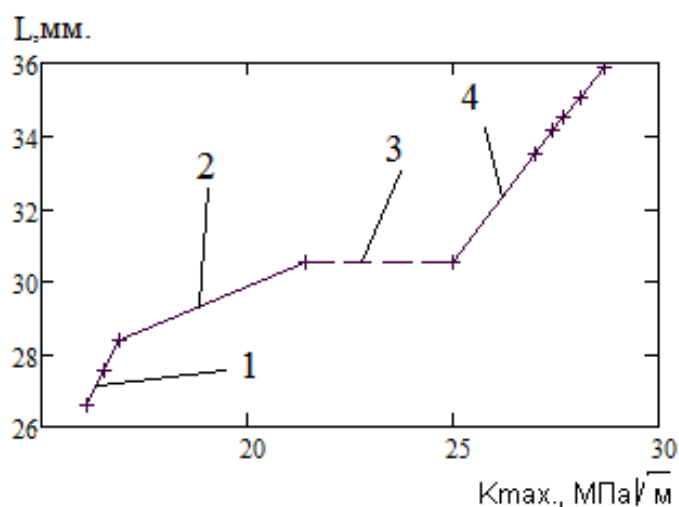


Рис. 4 – Последовательность этапов нагружения при росте трещины и, соответствующие им, максимальные значения КИН в циклах

Первый участок - от $L=26,59$ до 28,39 мм (от линии приложения нагрузки). На нём скорость развития трещины фиксировалась последовательно при 2-х значениях коэффициента асимметрии цикла $R=0$ и $R=0,5$, при этом максимальная нагрузка цикла оставалась неизменной. Следующий участок длины трещины, где снимались показания для КДУР образца, был участок 3 (показан пунктиром). То есть сразу за участком 2, где

воспроизводилось моделируемое эксплуатационное блочное нагружение. В начале этого участка трещина остановилась на литейном включении. И для дальнейшего её развития был отработан режим гармонической нагрузки $R_{max} = 12 \text{ kN}$ $R=0.5$ - ($2 \cdot 10^5$ циклов), при этом трещина не продвигалась, и $R_{max} = 14 \text{ kN}$ $R=0$ - ($2 \cdot 10^5$ циклов). То есть скачок КИН, показанный пунктиром вызван увеличением нагрузки, необходимым для продолжения развития трещины. Этой нагрузке и соответствует значение КИН конца третьего участка графика. По полученным, при регулярной нагрузке значениям КИН и скорости V , определено уравнение, соответствующего интервала диаграммы. При $R=0$ оно имеет вид:

$$V=4,074 \cdot 10^{-11} \Delta K^{4,32} \text{ [м/цикл]}$$

Полученная закономерность близка к полной КДУР, аналогичной по классу, стали 20ГФЛ (предел текучести $\sigma_t = 390 \text{ МПа}$; предел прочности $\sigma_b=590 \text{ МПа}$; $\delta=24\%$; $\Psi=36\%$. – относительное удлинение и сужение, соответственно (ГОСТ-1497-84) [5]. Зависимость длины трещины от числа блоков эксплуатационной нагрузки показана на рис. 5.

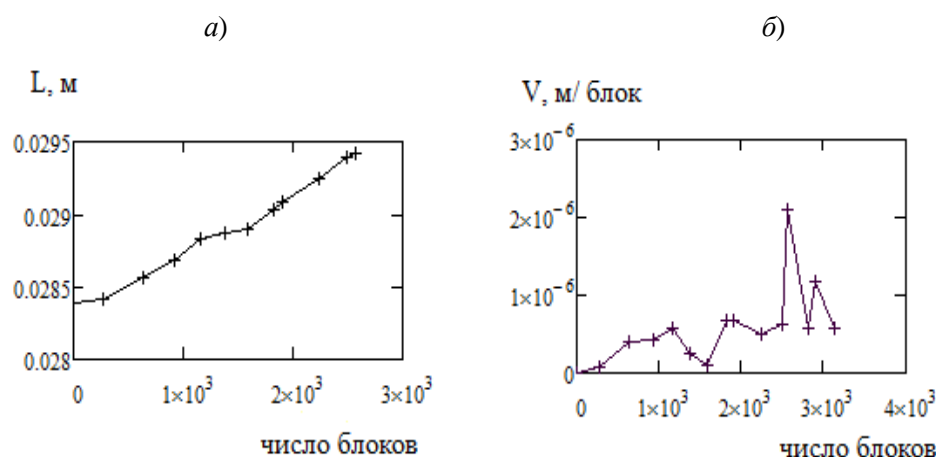


Рис. 5 – Закономерность развития усталостной трещины от числа блоков эксплуатационной нагрузки; а – изменение длины; б – изменение скорости (участок 2 на рис. 4)

Для оценки закономерности развития усталостных трещин в исследуемой низколегированной стали проведён расчёт с использованием полной диаграммы усталостного разрушения стали 20ГФЛ, принятой, как базовая для литых сталей этого типа.

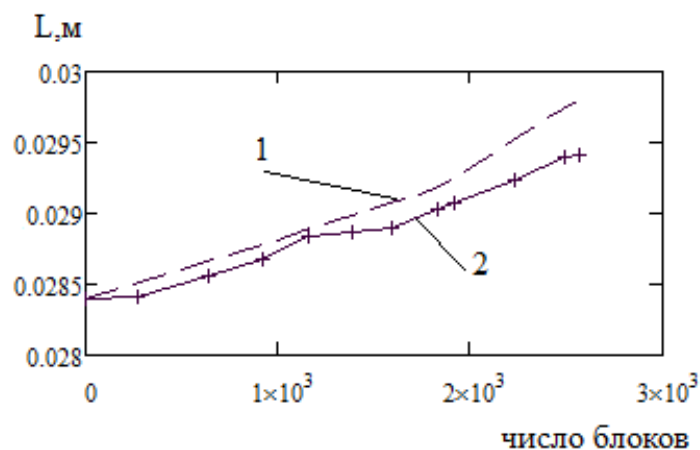


Рис.6. – Закономерность развития трещины при блочном нагружении:
1 – расчётная при $K_{th,R=0}=10\text{МПа}\sqrt{\text{м}}$;
2 – экспериментальная зависимость)

При расчёте процесс нагружения схематизировался методом «дождя». На основании расчёта можно прийти к выводу, что на рассмотренной стадии развития трещины при случайном процессе нагружения, подобного тому, что в эксперименте, может быть использована модель линейного суммирования. Но при этом необходимо уточнённое определение эффективного порога развития трещины $K_{thR=0}$, при соответствующем нерегулярном нагружении. В стандартной диаграмме для стали 20ГФЛ величина $K_{th,R=0}$, определённая экстраполяцией принята равной $14\text{МПа}\sqrt{\text{м}}$ [4]. Это соответствует верхней границе возможных пороговых значений [1], в зависимости от предела текучести стали. В данном случае используемая в расчёте величина $K_{th,R=0}=10\text{МПа}\sqrt{\text{м}}$ в пределах возможного разброса, но требует дальнейшего экспериментального обоснования.

Выводы

Результаты проведенных испытаний показывают, что на этапе, сравнительно, низких скоростей развития усталостных трещин при процессе нагружения с положительными значениями коэффициента асимметрии R , при высоком коэффициенте нерегулярности (0.86) перегрузочные циклы не вносят в развитие трещины существенной неравномерности, связанной с задержками или ускорением. Результаты расчётов показывают близость процесса развития трещины к линейному, относительно стандартной диаграммы усталостного разрушения. Важным параметром здесь является эффективный порог развития трещины K_{th} . Он должен быть определён при нерегулярном нагружении, с параметрами близкими к эксплуатационному.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (Грант № 17-08-01513А).

Литература

1. Когаев В.П., Махутов Н.А., Гусенков А.П. Расчёты деталей машин и конструкций на прочность и долговечность. Справочник. М.: Машиностроение. 1985. 224 с.
2. Романов А.Н. Распространение трещин усталости и единая кривая циклической трещиностойкости конструкционных материалов. Проблемы машиностроения и надёжности машин 2013. №5. С. 47–57.
3. Никольский Л.Н., Коцубенко В.П., Игнатенко Ю.В. Применение классифицирующих устройств типа KLA-2 для исследования нагруженности рам вагонных тележек. Вопросы исследования надёжности и динамики элементов подвижного состава железных дорог и подъёмно-транспортных машин. Брянский институт транспортного машиностроения. Брянск 1974 г.
4. Москвитин Г.В., Лебединский С.Г., Пугачёв М.С. Стадии развития усталостных трещин в низколегированной стали при нерегулярном нагружении. // Проблемы машиностроения и надёжности машин. 2015. №2. С. 28–31.

УДК 629.7.015.4:539.377:519.87

**Особенности математического моделирования нестационарного
деформирования взаимодействующих конструкций
из композитных материалов**

Головин Н.Н.¹, к.т.н.; Майская Е.В.¹

evmayskaya@mail.ru

¹АО «Корпорация «МИТ», Москва, Российская Федерация

Аннотация:

Рассмотрены особенности математического моделирования нестационарных полей температур и напряжений в конструкциях из композитных материалов при высокоинтенсивном нагружении. В работе учтены контактное взаимодействие, температурная зависимость характеристик анизотропных материалов. Сформулированы разрешающие системы уравнений и приведён пример расчёта телескопической конструкции выходного патрубка газогенератора горячего газа.

Ключевые слова:

математическое моделирование, нестационарные поля температур и напряжений, контактное взаимодействие, композитный материал.

Основная система уравнений при исследовании нестационарного деформирования взаимодействующих конструкций включает в себя:

$$- \text{уравнения движения } \sigma_{ij,j} + R_{Vi} = \rho \cdot \ddot{u}_i; \quad (1)$$

$$- \text{геометрические соотношения Коши } \varepsilon_{ij} = 1/2 (u_{i,j} + u_{j,i}); \quad (2)$$

- физические соотношения в форме закона Дюамеля-Неймана

$$\sigma_{ij} = C_{ijkl} \varepsilon_{mn}, \tilde{\varepsilon}_{mn}^{(p)}, T, \varepsilon_{kl}^{(T)} - \varepsilon_{kl} - \tilde{\varepsilon}_{kl}^{(p)}; \quad (3)$$

$$- \text{уравнение нестационарной теплопроводности } c(T) \dot{T} = (\lambda_{ij}(T) T_{,j})_{,i}, \quad (4)$$

где σ_{ij} и ε_{ij} – симметричные тензоры напряжений и малых деформаций;

R_{Vi} – вектор массовых усилий; u_i – вектор перемещений; $\varepsilon_{ij}^{(T)}$ – тензор температурных деформаций, задаваемый в простейшем случае выражением

$$\varepsilon_{ij}^{(T)} = \alpha_{ij} (T - T_0), \text{ причём } \alpha_{ij} \text{ – тензор коэффициентов температурной}$$

деформации; T – температура точек тела; $\tilde{\varepsilon}_{ij}^{(p)}$ – тензор накопленной

пластической деформации, определяемый кинематическим соотношением

$$\dot{\tilde{\varepsilon}}_{ij}^{(p)} = F_{ijkl} \varepsilon_{mn}, \dots; C_{ijkl} \varepsilon_{mn}, \tilde{\varepsilon}_{mn}^{(p)}, T \text{ – зависящий от деформированного}$$

состояния и температуры тензор физических параметров материала; ρ ,

$c(T)$, $\lambda_{ij}(T)$ – плотность, удельная теплоёмкость и тензор

теплопроводности материала соответственно; $i, j = 1, 2, 3$. Система

уравнений (1)–(4) дополняется краевыми условиями, включающими в себя:

$$\text{кинематические граничные условия на поверхности } S_u: u_i = \tilde{u}_i; \quad (5)$$

$$\text{силовые граничные условия на поверхности } S_\sigma: \sigma_{ij} n_j = \tilde{P}_{Si}; \quad (6)$$

граничные условия на нагреваемой поверхности S_T :

$$\lambda_{ij} T_{,j} n_i + \tilde{\alpha} (T - \tilde{T}_\infty) + \tilde{\varepsilon} \tilde{\sigma} (T^4 - \tilde{T}_f^4) + \rho V_n Q = 0; \quad (7)$$

$$\text{начальные условия: } u_i(x_j, 0) = \tilde{u}_i(x_j, 0), \dot{u}_i(x_j, 0) = \tilde{\dot{u}}_i(x_j, 0), T(x_j, 0) = T_0, \quad (8)$$

где: \tilde{u}_i , \tilde{v}_i , \tilde{P}_{Si} – вектора заданных перемещений, скоростей и поверхностных нагрузок соответственно; $\tilde{\alpha}$ – коэффициент теплоотдачи; \tilde{T}_∞ – температура восстановления; $\tilde{\epsilon}$ – коэффициент излучения; $\tilde{\sigma}$ – постоянная Стефана-Больцмана; \tilde{T}_f – температура «излучающей среды»; V_n и Q – скорость по нормали к поверхности и тепловой эффект уноса композитного материала поверхностного слоя; T_0 – начальная температура.

Для поверхности возможного контакта S_c отдельных элементов конструкций справедливо следующее равенство

$$S_c = S_{c1} + S_{c2} + S_{c3}, \quad (9)$$

где S_{c1} , S_{c2} и S_{c3} – части контактной поверхности, на которых реализуются соответственно зазор, сцепление и проскальзывание деталей. На поверхности взаимодействия двух деталей конструкции (А и В), принадлежащей поверхности возможного контакта, задаются следующие нелинейные граничные условия [1]:

$$U_i^A \cdot n_i - U_i^B \cdot n_i \leq \delta_n; \quad (10)$$

$$\sigma_{ij} \cdot n_j \leq 0; \quad (11)$$

$$|\sigma_{ij} \cdot \tau_j| \leq -f \sigma_{ij} \cdot n_j; \quad (12)$$

$$T^A - T^B = \Delta T^{AB}; \quad (13)$$

$$U_r = \bar{\delta}_r^U + A_p^U U_p; \quad (14)$$

$$T_r = \bar{\delta}_r^T + A_p^T T_p, \quad (15)$$

где r – номер исключаемой степени свободы, а p – номера степеней свободы, связанных с r ; $\bar{\delta}_r^U$, $\bar{\delta}_r^T$, A_p^U , A_p^T – коэффициенты, определяемые геометрией рассматриваемых конструкций и условиями взаимодействия (закрепления).

Разрешаемая система уравнений дополняется соотношениями для параметров термонагружения в виде

$$[\tilde{P}_{S_i}, \tilde{\sigma}, \tilde{T}_\infty, \tilde{T}_f, \tilde{\epsilon}, V_n]^T = \Pi_k(x_i, t, \dots), \quad k = 1, \dots, 6, \quad (16)$$

где x_i – пространственные координаты; t – время.

Широкое распространение получили композитные конструкции в виде тонкостенных осесимметричных оболочек, получаемых намоткой или послойной спиральной выкладкой слоёв (лепестков). В последнем случае армирующие элементы – волокна основы ткани – имеют пространственную ориентацию, а материал оболочки при рассмотрении его в осях координат, связанных с деталью, характеризуется общим случаем анизотропии механических характеристик. При этом ориентация укладываемого слоя ткани определяется тремя углами: углом в сечении, перпендикулярном оси оболочки (плоскость xOy) между касательной к линии пересечения спирального слоя с плоскостью xOy и касательной к параллели $\psi(z)$; углом между касательной к линии пересечения спиральной поверхности с меридиональным сечением (плоскость xOy) и касательной к образующей в этой плоскости, $\eta(z)$; углом между касательной к направлению основы армирующей ткани и касательной к линии пересечения спиральной поверхности с меридиональным сечением оболочки, $\varphi(z)$. Один из этих углов может быть вычислен из геометрических соображений при известных значениях толщины каждого слоя δ и числа укладываемых слоёв N по формуле

$$\psi(z) = \arcsin \frac{\delta}{2\pi r_c(z)} N, \quad (17)$$

где $r_c(z)$ – окружной радиус срединной поверхности оболочки в рассматриваемом торцевом сечении. Естественным является предположение о постоянстве значений толщины слоя и общего количества слоёв. Углы же

$z(z)$ и $\varphi(z)$ определяются путём выбора формы лепестков или же непосредственно при изготовлении оболочки.

Таким образом, в каждой точке образующей оболочки три угла $\psi(z)$, $z(z)$ и $\varphi(z)$ задают ориентацию «элементарного слоистого фрагмента» конструкции оболочки, который может быть рассмотрен как ортотропный материал с главными осями ортотропии, направленными вдоль армирующей основы (ось 1), вдоль утка (ось 2) и перпендикулярно слоям (ось 3).

Выражение (3) полезно записать и в ином виде

$$\varepsilon_{ij} = B_{ijkl} \sigma_{kl} + \varepsilon_{ij}^{(T)}, \quad (18)$$

где B_{ijkl} – тензор податливости материала, $B_{ijkl} = C_{ijkl}^{-1}$.

Учитывая зависимость характеристики материала насадка от свойств однонаправленного материала и ориентации «элементарного слоистого фрагмента» в пространстве, напишем выражение (18) в следующем виде

$$\varepsilon_{ij} = B_{mnpq}^H l_{im} l_{jn} l_{kp} l_{lq} \sigma_{kl} + \alpha_{mn}^H l_{im} l_{jn} (T - T_0), \quad (19)$$

где B_{ijpq}^H и α_{ij}^H – тензоры податливости и коэффициентов температурной деформации, записанные в главных осях ортотропии «элементарного слоистого фрагмента»; $l_{ij} = l_{ij}(z)$ – направляющие косинусы, задающие ориентацию в выбранной глобальной системе координат главных осей ортотропии «элементарного слоистого фрагмента», причём z – осевая координата точки насадка.

Как было показано ранее, ориентация в каждой точке оболочки главных осей ортотропии «элементарного слоистого фрагмента» определяется тремя углами $\eta(z)$, $\varphi(z)$ и $\psi(z)$. В этой связи соотношение (19) может быть записано в виде, определяющем ориентацию осей ортотропии как последовательность трёх поворотов относительно каждой из этих осей на углы $\eta(z)$, $\varphi(z)$ и $\psi(z)$ [2]:

$$\begin{aligned} \epsilon_{ij} = & B_{mnpq}^H l_{am}^3 l_{bn}^3 l_{cp}^3 l_{dq}^3 l_{ea} l_{fb} l_{gc} l_{hd} l_{ie}^{\text{III}} l_{jf}^{\text{III}} l_{kg}^{\text{III}} l_{lh}^{\text{III}} l_{kl}^{\text{III}} + \\ & + \bar{\sigma}_{mn}^H l_{am}^3 l_{bn}^3 l_{ea} l_{fb} l_{ie}^{\text{III}} l_{jf}^{\text{III}} (T - T_0) \end{aligned} \quad (20)$$

При практических расчётах бывает удобно использовать матричную форму записи соотношения (20)

$$\epsilon_i = \bar{B}_{mn}^H q_{pm}^{\eta} q_{qn}^{\eta} q_{rp} q_{sq} q_{ir}^{\psi} q_{js}^{\psi} \sigma_j^{\phi} + \bar{\alpha}_m^H q_{nm}^{\eta} q_{pn} q_{ip}^{\psi} (T - T_0), \quad (21)$$

где ϵ_i и σ_i – векторы деформаций и напряжений; \bar{B}_{ij}^H и $\bar{\alpha}_i^H$ – матрица податливости и вектор коэффициентов термической деформации «элементарного слоистого фрагмента», записанные в главных осях ортотропии; q_{ij}^{η} , q_{ij}^{ϕ} и q_{ij}^{ψ} – матрицы, составленные из элементов матриц направляющих косинусов каждого из элементарных поворотов и определяющие ориентацию главных осей ортотропии «элементарного слоистого фрагмента» в осях выбранной системы координат; в данном случае индексы, по которым производится суммирование, пробегает значения от 1 до 6. Запишем далее выражения каждой из матриц, входящих в (20):

$$\bar{B}_{ij}^H = \begin{bmatrix} 1/E_1 & -\mu_{21}/E_2 & -\mu_{31}/E_3 & 0 & 0 & 0 \\ -\mu_{12}/E_1 & 1/E_2 & -\mu_{32}/E_3 & 0 & 0 & 0 \\ -\mu_{13}/E_1 & -\mu_{23}/E_2 & 1/E_3 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 1/G_{23} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 1/G_{13} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 1/G_{12} \end{bmatrix}; \quad (22)$$

$$\bar{\alpha}_i^H = \alpha_1 \alpha_2 \alpha_3 0 0 0 \underline{T}; \quad (23)$$

$$q_{ij}^{(k)} = \begin{bmatrix} 1_{11}^{(k)}1_{11}^{(k)} & 1_{12}^{(k)}1_{12}^{(k)} & 1_{13}^{(k)}1_{13}^{(k)} & 1_{12}^{(k)}1_{13}^{(k)} & 1_{13}^{(k)}1_{11}^{(k)} & 1_{12}^{(k)}1_{11}^{(k)} \\ 1_{21}^{(k)}1_{21}^{(k)} & 1_{22}^{(k)}1_{22}^{(k)} & 1_{23}^{(k)}1_{23}^{(k)} & 1_{23}^{(k)}1_{22}^{(k)} & 1_{23}^{(k)}1_{21}^{(k)} & 1_{22}^{(k)}1_{21}^{(k)} \\ 1_{31}^{(k)}1_{31}^{(k)} & 1_{32}^{(k)}1_{32}^{(k)} & 1_{33}^{(k)}1_{33}^{(k)} & 1_{33}^{(k)}1_{32}^{(k)} & 1_{33}^{(k)}1_{31}^{(k)} & 1_{32}^{(k)}1_{31}^{(k)} \\ 1_{31}^{(k)}1_{21}^{(k)} & 21_{32}^{(k)}1_{22}^{(k)} & 21_{33}^{(k)}1_{23}^{(k)} & 1_{33}^{(k)}1_{22}^{(k)} + & 1_{33}^{(k)}1_{21}^{(k)} + & 1_{31}^{(k)}1_{22}^{(k)} + \\ & & & + 1_{32}^{(k)}1_{23}^{(k)} & + 1_{31}^{(k)}1_{23}^{(k)} & + 1_{32}^{(k)}1_{21}^{(k)} \\ 21_{31}^{(k)}1_{11}^{(k)} & 21_{32}^{(k)}1_{12}^{(k)} & 21_{33}^{(k)}1_{13}^{(k)} & 1_{33}^{(k)}1_{12}^{(k)} + & 1_{33}^{(k)}1_{11}^{(k)} + & 1_{31}^{(k)}1_{12}^{(k)} + \\ & & & + 1_{32}^{(k)}1_{13}^{(k)} & + 1_{31}^{(k)}1_{13}^{(k)} & + 1_{32}^{(k)}1_{11}^{(k)} \\ 21_{21}^{(k)}1_{11}^{(k)} & 21_{12}^{(k)}1_{22}^{(k)} & 21_{13}^{(k)}1_{23}^{(k)} & 1_{13}^{(k)}1_{22}^{(k)} + & 1_{13}^{(k)}1_{21}^{(k)} + & 1_{11}^{(k)}1_{22}^{(k)} + \\ & & & + 1_{12}^{(k)}1_{23}^{(k)} & + 1_{11}^{(k)}1_{23}^{(k)} & + 1_{12}^{(k)}1_{21}^{(k)} \end{bmatrix}, \quad (24)$$

причём $k = \eta, \varphi, \psi$.

Опуская громоздкие операции умножения матриц направляющих косинусов трёх поворотов, получим

$$\varepsilon_i = \bar{B}_{mn}^H q_{im} q_{jn} \sigma_j + \bar{\alpha}_m^H q_{im} (T - T_0), \quad (25)$$

где матрица q_{ij} определяется выражением (24), а элементы матрицы направляющих косинусов – следующими выражениями:

$$\begin{aligned} l_{11} &= \cos \lambda \cos \xi; \quad l_{21} = -\sin \lambda \cos \xi; \quad l_{31} = -\sin \xi; \\ l_{12} &= \sin \lambda \cos \psi - \sin \psi \sin \xi \cos \lambda; \\ l_{22} &= \cos \lambda \cos \psi + \sin \psi \sin \lambda \sin \xi; \\ l_{23} &= -\sin \psi \cos \xi; \\ l_{31} &= \sin \psi \sin \lambda + \cos \varphi \cos \lambda \sin \xi; \\ l_{32} &= \sin \psi \cos \lambda - \cos \psi \sin \lambda \sin \xi; \\ l_{33} &= \cos \psi \cos \xi, \end{aligned} \quad (26)$$

где $\xi = \arctg(\operatorname{tg} \eta \cos \psi)$; $\lambda = \varphi + \arctg(\sin \xi \operatorname{tg} \psi)$.

Очевидно, что уравнения типа (25) позволяют задать технические константы материала насадка в традиционной «оболочечной» системе координат. Опуская громоздкие выкладки, запишем окончательное выражение для модулей упругости материала насадка в меридиональном и окружном направлениях соответственно:

$$E_s = \left[\frac{1_{11}^4}{E_1} + \frac{1_{12}^4}{E_2} + \frac{1_{13}^4}{E_3} + \left(\frac{1}{G_{23}} - \frac{2\mu_{23}}{E_3} \right) 1_{12}^2 1_{13}^2 + \right. \\ \left. + \left(\frac{1}{G_{13}} - \frac{2\mu_{13}}{E_3} \right) 1_{13}^2 1_{11}^2 + \left(\frac{1}{G_{12}} - \frac{2\mu_{12}}{E_2} \right) 1_{11}^2 1_{12}^2 \right]^{-1}; \quad (27)$$

$$E_\theta = \left[\frac{1_{21}^4}{E_1} + \frac{1_{22}^4}{E_2} + \frac{1_{23}^4}{E_3} + \left(\frac{1}{G_{12}} - \frac{2\mu_{12}}{E_1} \right) 1_{22}^2 1_{21}^2 + \right. \\ \left. + \left(\frac{1}{G_{13}} - \frac{2\mu_{13}}{E_3} \right) 1_{23}^2 1_{21}^2 + \left(\frac{1}{G_{23}} - \frac{2\mu_{23}}{E_3} \right) 1_{23}^2 1_{22}^2 \right]^{-1}; \quad (28)$$

$$E_n = \left[\frac{1_{31}^4}{E_1} + \frac{1_{32}^4}{E_2} + \frac{1_{33}^4}{E_3} + \left(\frac{1}{G_{12}} - \frac{2\mu_{12}}{E_2} \right) 1_{31}^2 1_{32}^2 + \right. \\ \left. + \left(\frac{1}{G_{13}} - \frac{2\mu_{13}}{E_3} \right) 1_{33}^2 1_{31}^2 + \left(\frac{1}{G_{23}} - \frac{2\mu_{23}}{E_3} \right) 1_{32}^2 1_{33}^2 \right]^{-1}. \quad (29)$$

Естественно, что эффективное решение поставленной задачи возможно только численно методом конечных элементов, для получения основных соотношений которого применим процедуру метода Бубнова-Галёркина к уравнениям (1), (5), (6) основной системы. Умножив эти соотношения на матрицу функций формы N_{ij} , аппроксимирующую вектор перемещений выражением

$$u_i = N_{ij} U_j, \quad i = 1, 2, 3, \quad j = 1, 2, \dots, r \cdot M, \quad (30)$$

где U_j – матрица узловых значений перемещений, r – число неизвестных в узле конечного элемента; M – число узлов расчётной схемы, получим:

$$\int_V N_{ik} \sigma_{ij,j} dV + \int_V N_{ik} R_{vi} dV = \int_V \rho N_{ik} \ddot{u}_i dV; \quad (31)$$

$$\int_{S_u} N_{ik} u_i dS - \int_{S_u} N_{ik} \tilde{u}_i dS = 0; \quad (32)$$

$$\int_{S_\sigma} N_{ik} \sigma_{ij} n_j dS - \int_{S_\sigma} N_{ik} \tilde{P}_{Si} dS = 0. \quad (33)$$

Воспользовавшись теоремой Гаусса-Остроградского о дивергенции и представив расчётную область в виде совокупности E конечных элементов, получим выражение системы дифференциальных уравнений второго порядка относительно узловых значений перемещений

$$M_{ij} \ddot{U}_j + Q_{ij} U_j = R_i, \quad (34)$$

где M_{ij} – матрица масс конструкции, $M_{ij} = \sum_{e=1}^E \int_{V^{(e)}} N_{ki}^e \rho^e N_{kj}^e dV$;

Q_{ij} – матрица жёсткости конструкции, $Q_{ij} = \sum_{e=1}^E \int_{V^{(e)}} N_{ki,p}^e C_{kpmn}^{*e} N_{jm,n}^e dV$;

R_i – вектор нагрузки на конструкцию,

$$R_i = \sum_{e=1}^E \left(\int_{S_\sigma^{(e)}} N_{ki}^e \tilde{P}_{sk}^e dS + \int_{V^{(e)}} N_{ki}^e R_{Vi}^e dV + \int_{V^{(e)}} N_{ki,j}^e C_{kpmn}^{*e} \varepsilon_{mn}^{(T)e} dV \right).$$

Выражение (19) для расчётной области, объединяющей E конечных элементов, примет вид

$$W_{ij} U_j = Y_i, \quad (35)$$

где $W_{ij} = \sum_{e=1}^E \int_{S_u} N_{ki}^e N_{jk}^e dS$ и $Y_i = \sum_{e=1}^E \int_{S_u} N_{ki}^e \tilde{u}_k^e dS$.

Моделирование болтового (шпилечного) соединения предлагается проводить с использованием одномерных стержневых конечных элементов, соединяющих плоскости, на которых располагаются гайка и начало растягиваемого участка шпильки (болта). Такой подход позволяет учесть не только реальную жёсткость болтов (шпилек), но и предварительную затяжку резьбы шпильки (болта), что достигается путём введения внутренних начальных напряжений $\sigma_{зат}^0$. В этом случае в глобальную систему

дифференциальных уравнений (34) дополнительно интегрируются матрицы масс, жёсткости и векторы нагрузок «болтовых» конечных элементов:

$$\tilde{M}_{ij}^e = \int_{V^{(e)}} \tilde{N}_{ki}^e \rho^e \tilde{N}_{kj}^e dV; \quad \tilde{Q}_{ij}^e = \int_{V^{(e)}} L_{ir}^e \tilde{N}_{kr,p}^e G^e \delta_{kp} \delta_{mn} L_{qj}^e \tilde{N}_{qm,n}^e dV;$$

$$\tilde{R}_i^e = \int_{V^{(e)}} L_{ir}^e \tilde{N}_{kr,p}^e \delta_{kp} \sigma_{зат}^{0e} dV,$$

где \tilde{N}_{ij} – матрица функций формы, L_{ij} – матрица, задающая ориентацию «шпилечного» конечного элемента в глобальной системе координат, G – жёсткость материала шпильки, δ_{ij} – символ Кронекера.

Очевидно, что система уравнений (21) должна решаться совместно с системой (22).

Дискретный аналог системы дифференциальных уравнений (34) будем искать с использованием неявного метода численного интегрирования Ньюмарка приращений значений узловых перемещений на n -ом шаге интегрирования по времени Δt

$$K_{ij}^{n+1} \Delta U_j^{n+1} = F_i^{n+1}, \quad (36)$$

где $K_{ij}^{n+1} = \frac{1}{\alpha \Delta t^2} M_{ij} \delta_{ij} + Q_{ij}^{n+1}$;

$$F_i^{n+1} = R_i^{n+1} + M_{ij} \delta_{ij} \left[\frac{1}{\alpha \Delta t^2} U_j^n + \frac{1}{\alpha \Delta t} \dot{U}_j^n + \left(\frac{1}{2\alpha} - 1 \right) \ddot{U}_j^n \right],$$

причём для обеспечения безусловно стабильного решения $\alpha = 1/3$ [3].

Следует отметить, что для устранения лишённых физического смысла взаимосвязей и результатов матрицы масс и теплоёмкостей конструкции предлагается использовать в диагональном виде, «концентрируя» в рамках процедуры численного интегрирования в каждом узле конечноэлементной сети массу и теплоёмкость окружающих этот узел соответствующих частей конечных элементов.

Представив непрерывную температуру T в виде дискретной модели

$$T = \bar{N}_i T_i, \quad i = 1, 2, \dots, M, \quad (37)$$

где \bar{N}_i – матрица функций формы; T_i – матрица узловых значений температуры, и применив, аналогично изложенному выше, к уравнению теплопроводности (4) и граничным условиям (7) процедуру метода Бубнова-Галёркина, воспользуемся теоремой Гаусса-Остроградского о дивергенции и представим расчётную область в виде совокупности E конечных элементов. Получим выражение системы дифференциальных уравнений первого порядка относительно узловых значений температуры:

$$C_{ij} \dot{T}_j + \bar{K}_{ij} T_j = \bar{F}_i, \quad (38)$$

где C_{ij} – глобальная матрица теплоёмкости, $C_{ij} = \sum_{e=1}^E \int_{V^e} c^e \rho^e \bar{N}_i^e \bar{N}_j^e dV$;

\bar{K}_{ij} – матрица теплопроводности,

$$\bar{K}_{ij} = \sum_{e=1}^E \left(\int_{V^e} \bar{N}_{i,k}^e \lambda_{kl}^e \bar{N}_{j,l}^e dV + \int_{S_T^e} \tilde{\alpha}^e \bar{N}_i^e \bar{N}_j^e dS \right);$$

\bar{F}_i – вектор термической нагрузки,

$$\bar{F}_i = \sum_{e=1}^E \left[\int_{S_T^e} \tilde{\alpha}^e \bar{N}_i^e \tilde{T}_\infty^e dS + \int_{S_T^e} \tilde{\sigma} \tilde{\epsilon} (\tilde{T}_f^{e^4} - T^{e^4}) \bar{N}_i^e dS + \int_{S_T^e} \bar{N}_k^e \rho V_n^e Q dS \right].$$

Дискретизация производной по времени в выражении (23) позволяет перейти от системы дифференциальных уравнений к системе алгебраических уравнений

$$C_{ij}(T_j^{k+1} - T_j^k) + \bar{K}_{ij}[(1-\omega)T_j^k + \omega T_j^{k+1}] \Delta t^k = [(1-\omega)\bar{F}_i^k + \omega \bar{F}_i^{k+1}] \Delta t^k, \quad (39)$$

где ω – параметр, определяющий схему интегрирования по времени.

Итерационный алгоритм решения контактной задачи подробно описан в работе [1]. Там же рассмотрена процедура симметризации глобальной матрицы системы линейных уравнений, необходимая при использовании

дополнительных уравнений (14) и (15). Кроме того, использование этих уравнений в рамках решения соответствующих задач позволяет рассматривать несогласованные расчётные сетки.

Полученные соотношения применялись при модернизации пакетов прикладных программ «ORTOPLASCON» и «МАРАТ»[4].

В качестве примера рассматривается нестационарное распределение температур и особенности термдеформирования типовой [3, 5] составной конструкции, выполненной из композитных материалов и изображённой на рис. 1. Результаты численного моделирования нестационарного деформирования термонагруженных взаимодействующих конических оболочек представлены на рис. 2 в виде хронологически последовательных картин, отображающих процесс соединения секций конструкции в зависимости от времени. Здесь же условными тонами показаны распределения главных напряжений в МПа.



Рис. 1 – Типовая раздвижная конструкция

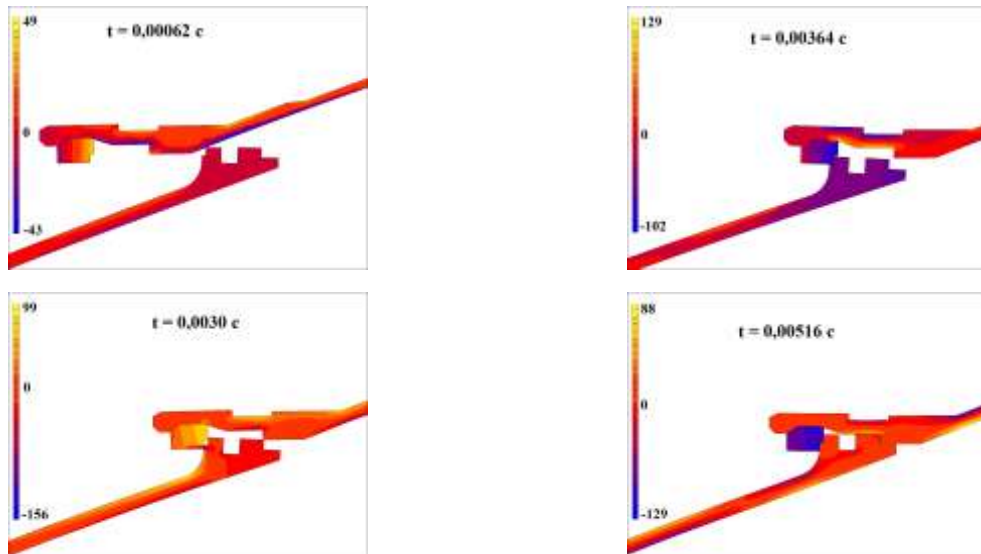


Рис. 2 – Результаты математического моделирования процесса соединения неподвижной (НС) и выдвигающейся (ВС) секций

Представляет интерес анализ внутренних силовых факторов, реализующихся в раздвижной конструкции в процессе раскрытия. На рис. 3 штриховой линией показана графическая зависимость усилия, действующего на узел крепления. Значительные осевые растягивающие усилия, обусловленные инерционностью элементов, воспринимаются установленными с моментом предварительной затяжки шпильками и определяют их геометрические и прочностные характеристики. Под действием нагрузки со стороны оболочки узел крепления раздвижной конструкции раскрывается и на шпильку, соединяющую два элемента соединения, начинают действовать дополнительные, обусловленные частичным раскрытием стыка продольные усилия [6]. На наличие этих дополнительных нагрузок указывает изображённая на рис. 3 графическая зависимость продольной силы, реализующейся в каждой из шпилек и существенно превышающей усилие предварительной затяжки резьбового соединения.

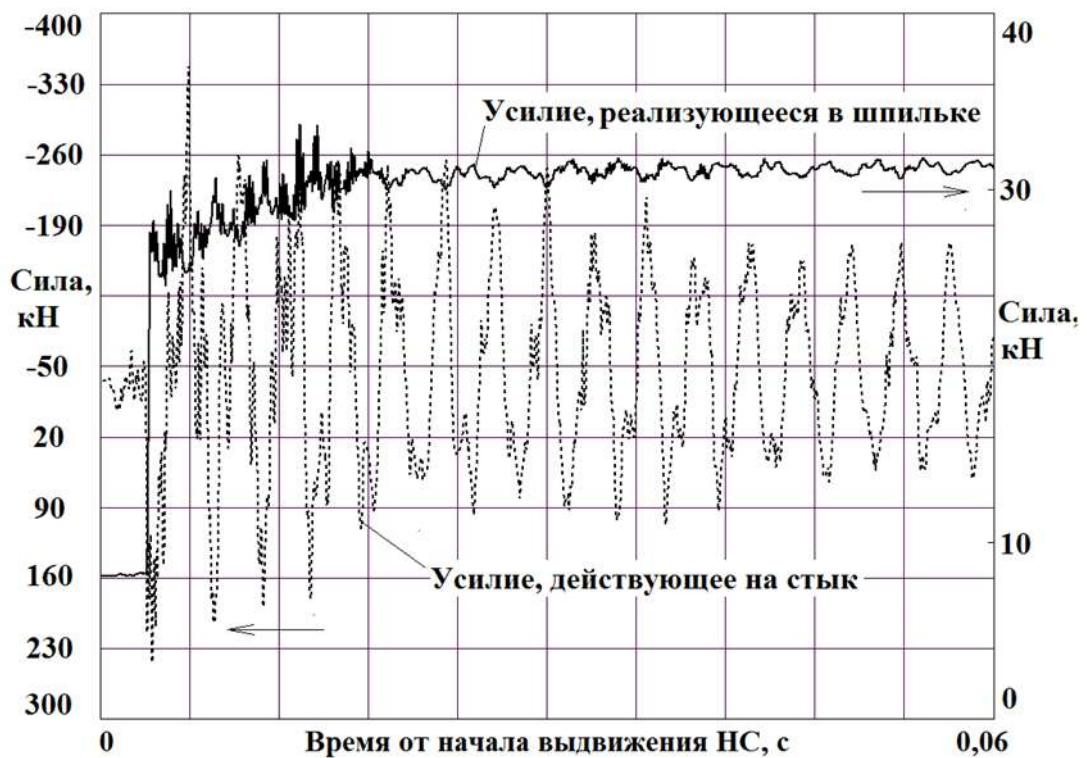


Рис. 3 – Усилие, действующее на узел крепления раздвижной секции

На рис. 4 представлены результаты численного моделирования рассматриваемой конструкции в характерный момент времени (фиксация секций раздвижной конструкции) в виде зонных картин распределения температур в узлах соединения.

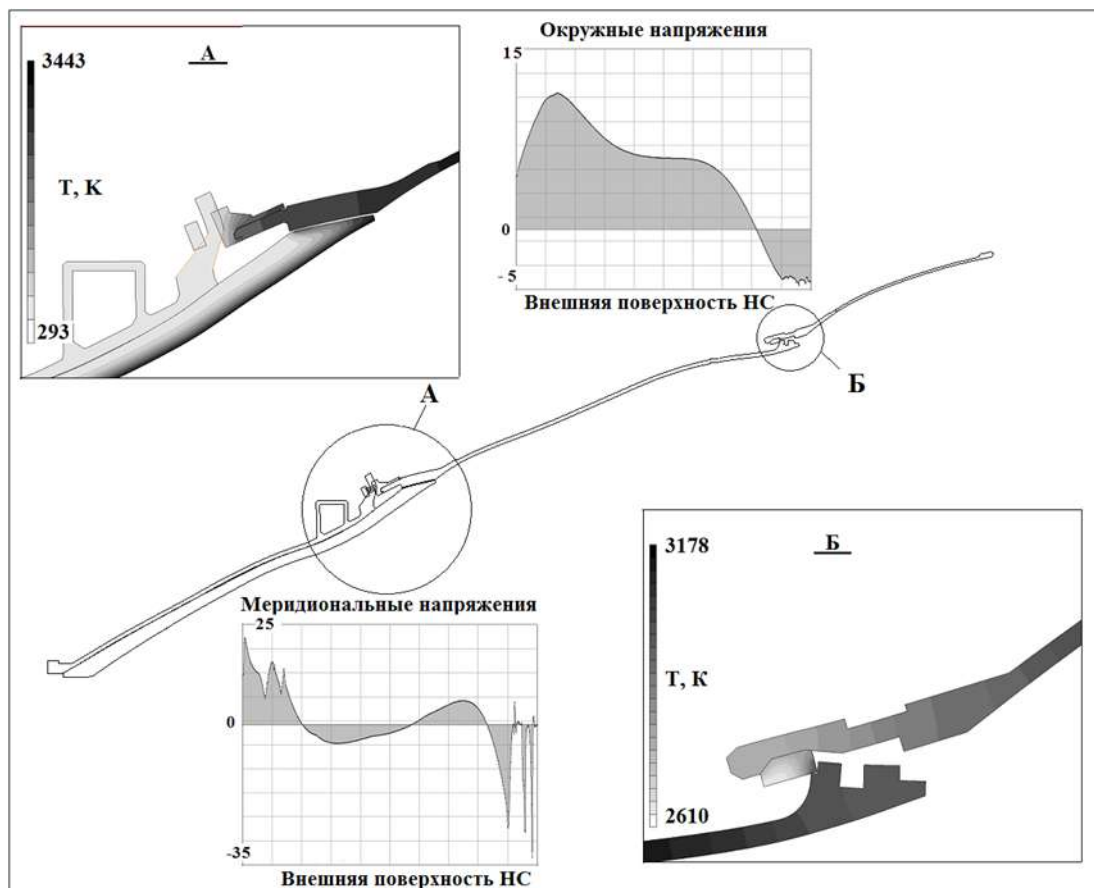


Рис. 4 – Термонапряжённое состояние раздвижной конструкции
в характерный момент времени

Литература

1. Головин Н.Н., Кувыркин Г.Н. Численное решение контактной задачи термопластичности анизотропных композитных материалов // Численные методы решения задач теории упругости и пластичности: Тр. XIII Межреспубликанской конференции, Новосибирск, 22-24 июня 1993 г. – Новосибирск, 1995. – С. 61–67.

2. Майская Е.В. Численное моделирование термонапряжённого состояния многослойного патрубка при высокоинтенсивном комбинированном нагружении // Современные проблемы аэрокосмической науки: прочность и аэроупругость летательных аппаратов: Тез. докл. Всероссийской научн.-техн. конф. – ЦАГИ, 1998. – С.13.

3. Секулович М. Метод конечных элементов. – М.: Стройиздат, 1993. – 664 с.

4. Головин Н.Н., Кувыркин Г.Н. Проблемы численного моделирования полей температур и напряжений в конструкциях сопловых блоков РДТТ // Инж.-физ. журнал. – Том 73, №1. –2000. – С.145–154.

5. Головин Н.Н., Кувыркин Г.Н., Майская Е.В. Математическое моделирование нестационарного деформирования взаимодействующих термонагруженных конструкций// Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. – Серия «Естественные науки». – 2012. – Специальный выпуск. – №2. – С. 23–34.

6. Особенности разработки углерод-углеродного соплового насадка для ЖРД / М.И. Соколовский, Г.А. Зыков, С.Н. Петухов, С.А. Бондаренко и др. //Ракетные двигатели и проблемы освоения космического пространства: Сб. научн. статей. - Т. 1. - М.: Торус Пресс, 2005. - С. 411–420.

УДК 539.319

Натурные тензометрические исследования высоконагруженного энергетического оборудования: опыт и перспективы

Маслов С.В.¹, к.т.н.

maslovsv@inbox.ru

¹ФГБУН Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН,
(ИМАШ РАН), г. Москва

Аннотация:

Для определения остаточного ресурса элементов ответственного энергетического оборудования необходимо учитывать историю изменения их напряженного состояния в течение всего срока эксплуатации. При построении истории нагружения необходимо использовать результаты натурных тензометрических исследований и математические модели, основанные на решении прямых и обратных задач экспериментальной механики.

Ключевые слова:

натурная тензометрия, напряжённно-деформированное состояние, энергетические установки, расчётно-экспериментальный метод.

Постановка задачи

ИМАШ РАН в течение ряда десятилетий принимает непосредственное участие в разработке усовершенствованных методов исследования ответственных конструкций энергетического оборудования – корпусов, трубопроводов, деталей разъёмных соединений, патрубков ввода теплоносителей и других высоконагруженных элементов АЭС, ТЭС, специальных установок непосредственно в условиях их реального эксплуатационного нагружения на действующих энергоблоках. Необходимость подобных исследований связана, с одной стороны, с невозможностью предусмотреть расчётным путём сложный характер реализуемой последовательности термомеханического нагружения элементов энергетических установок и, с другой стороны, с возникающей задачей определения остаточного ресурса конструкции по истечении контрольного срока, по истечении необходимо принимать обоснованное решение о целесообразности дальнейшей эксплуатации установки. В связи со значительными техническими трудностями, возникающими при реализации натуральных систем контроля напряжённо-деформированного состояния (НДС) – высокими температурами в местах установки тензорезисторов, воздействием переменных электромагнитных полей, возможным нейтронным и γ – облучением, постоянно возникала и возникает задача совершенствования применяемых методик, средств измерений, экспериментально-расчётных алгоритмов для получения информации об изменении НДС в течение периода эксплуатации.

Методы и результаты натуральных исследований НДС

Накопленный ИМАШ РАН опыт проведения натуральных исследований нагруженности создаваемых энергетических установок [1,2], имеющийся опыт разработки методов и средств измерений [3], а также проведённый анализ существующих методов и алгоритмов обработки и анализа результатов расчётно-экспериментального определения НДС натуральных конструкций [4] позволяют классифицировать методы и системы, предназначенные для получения экспериментальной информации о НДС при

сложных многофакторных условиях внутреннего и внешнего нагружения. В таблице 1. приведены основные варианты применения методов и измерительных систем для повышения надёжности и безопасности эксплуатации создаваемых образцов энергосиловых установок. Из таблицы следует, что в зависимости от решаемых задач проводимые натурные исследования НДС можно разделить на 3 группы.

К **первой группе** относятся алгоритмы и системы, предназначенные для контроля напряженного состояния конструкции в начальный период её ввода в строй. Цель применение этих систем – в недопущении опасных состояний элементов и подтверждении корректности расчётного анализа, выполненного на этапе проектирования. При этом могут уточняться индивидуальные особенностей конструкции с точки зрения её геометрических параметров, условий сопряжения элементов, задаваемых при расчётах граничных и начальных условий. Такая постановка задачи является классической, и широко использовалась, в частности, при пуско-наладочных испытаниях вводимых в строй головных блоков АЭС с реакторами ВВЭР-440 И ВВЭР-1000 [1, 2]. Типичным примером подобных исследований являются измерения напряжений в деталях узла главного разъёма атомного реактора ВВЭР, при которых определяются мембранные и изгибные напряжения в шпильках, контролируется равномерность их затяжки и окончательно проверяется работоспособность главного разъёма как одного из наиболее ответственных узлов конструкции.

Таблица 1

Применение методов натурной тензометрии для диагностики НДС на различных этапах
ввода в строй головных образцов энергоустановок

Этап создания установки	Определяемые параметры	Использование результатов измерений и анализа НДС	Системы обработки данных
Монтаж, наладка	Напряжения в ответственных элементах. Усилия затяга резьбовых соединений	Предотвращение опасных ситуаций, связанных с превышением допустимых параметров	Информационно-измерительные системы тензометрии
Пуско-наладочные испытания при пробных режимах	Напряжения в элементах конструкции; вибрации, пульсации давлений и температур теплоносителя	Определение параметров нагружения, уточнение динамических характеристик элементов, отладка алгоритмов мониторинга НДС	Системы мониторинга НДС и динамических характеристик
Начальный период эксплуатации	Напряжения, температуры наружных и внутренних поверхностей, пульсации температур теплоносителей, динамические характеристики	Мониторинг НДС, температурных полей и динамических характеристик в условиях эксплуатации. Формирование «портретов нагружения» для основных режимов эксплуатации	Системы мониторинга и диагностики НДС и остаточного ресурса САКОР, АСТДК
Основной эксплуатационный период	Температуры теплоносителей, температуры на наружных поверхностях, перемещения элементов конструкции.	Мониторинг состояния установки, учёт реализованных эксплуатационных режимов, контроль накопленных повреждений и остаточного ресурса	Системы контроля остаточного ресурса САКОР, АСТДК

На рисунке 1 показаны типичные результаты определения напряжений в узле главного разъёма ВВЭР-1000 при гидроиспытаниях 1 контура. Измеряемые в процессе испытаний значения напряжений сравниваются с соответствующими расчётными значениями и принимается вывод о корректности принятых допущений и обеспечении условий прочности и герметичности контролируемого узла.

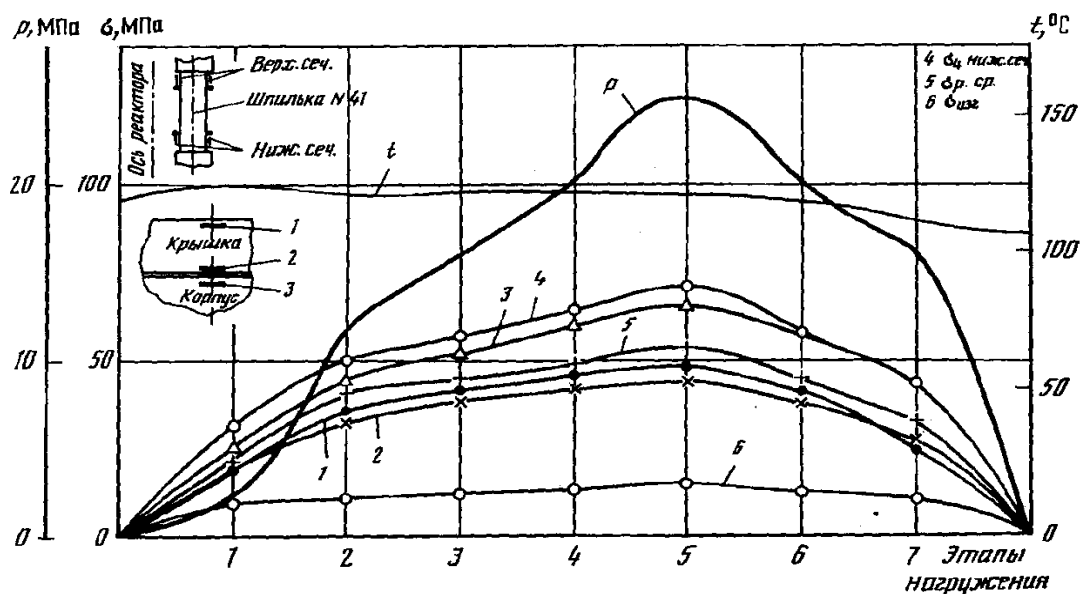


Рис. 1 – Изменение напряжений в деталях узла уплотнения реактора ВВЭР-1000 при гидроиспытаниях 1 контура

Вторую группу задач, решаемых при натурных измерениях, составляют задачи определения НДС в наиболее нагруженных зонах конструкции, в том числе на внутренних поверхностях циркуляционного контура [1], в зонах концентрации напряжений [2, 3], в местах геометрической и структурной неоднородности [4]. Решить подобную задачу экспериментальными методами удаётся далеко не в каждом случае, так как установка тензорезисторов в наиболее опасных точках часто оказывается невозможной по техническим причинам (малый радиус кривизны, воздействие агрессивного теплоносителя, искажение теплового поля самим средством измерения и т.д.). В этом случае возникает задача «пересчёта» полученных экспериментальных значений напряжений на «максимальные значения в наиболее опасных точках». Существуют различные методы подобного «пересчёта», от простого умножения экспериментально полученных значений напряжений на коэффициент концентрации до полного моделирования НДС исследуемой зоны со сравнением расчётных и

экспериментальных данных в упругой или упругопластической постановке. Точность подобного моделирования в значительной степени зависит от близости реальных измерительных точек к опасным точкам с максимальными напряжениями, поэтому при реализации измерительной системы стремятся расположить измерительные преобразователи как можно ближе к точкам, определённым в качестве опасных. В результате нередко удаётся получить экспериментальные функции изменения НДС непосредственно в опасных зонах. Например, на рисунке 2 представлены полученные методом натурной тензометрии графики изменения напряжений на внутренней поверхности барабана котла-утилизатора (Киришская ГРЭС).

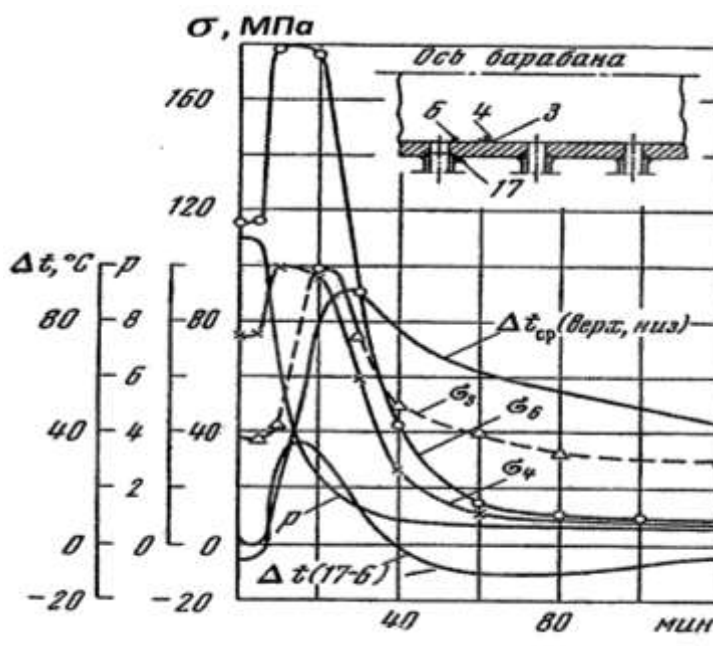


Рис. 2 – Напряжения на внутренней поверхности в зонах опускных труб барабана котла-утилизатора ГРЭС

Для получения подобных экспериментальных данных в ИМАШ РАН были разработаны тензорезисторы с фольговой защитой, работоспособные в пароводяной среде при давлении до 15МПа и температуре до 450 $^{\circ}\text{C}$ и выше (в зависимости от типа базового тензорезистора).

Принципиальная схема конструкции герметичного тензорезистора (гермотензодатчика), предназначенного для измерения деформаций и

температур на внутренних поверхностях контура циркуляции агрессивного теплоносителя, приведена на рисунке 3. Гермотензодатчик состоит из термостойкого тензорезистора, на металлической подложке 1 (сталь Х18Н10Т, толщина 0,15 мм) установлен чувствительный элемент 3, имеющий защитные и изолирующие слои 2, 4 и 5, вмонтированной термопары 9, верхней защитной крышки 13 (отожжённая фольга из стали Х18Н10Т толщиной 0,08 – 0,10 мм), узла герметизации верхней крышки 11 (припаивается к крышке фольги припоем ВПР-7 без флюса в среде инертного газа при температуре 1150–1170°С) и защитной трубки 14 (диаметр 2мм, толщина стенки 0,2 мм) с расположенными внутри термостойкими коммуникационными проводами 7, 10 и 15. Сварка выводов тензорезистора с термостойкими проводами марки ПОЖ-700 выполняется импульсной конденсаторной сваркой в среде инертного газа; узлы сварки 6 имеют форму шара диаметром 0,5–0,7 мм и покрыты слоем никеля, защищающего материал узла от окисления. Герметизация верхней крышки производится посредством импульсной шовной контактной сварки, сварной шов 12 испытывается на герметичность давлением гелия 0,05 МПа, подаваемого во внутренний объём гермотензодатчика. Установка гермотензодатчика на поверхность исследуемой конструкции осуществляется посредством импульсной контактной сварки, точки приварки 8 располагаются по периферии шва герметизации.

Выполненные испытания позволили установить возможность применения разработанных гермотензодатчиков для измерений деформаций и температур при скоростях изменения температуры до 5°С/с. Вместе с тем, в связи с отсутствием данных о стойкости гермотензодатчиков к длительному воздействию нагружающих факторов (высокой температуры, давления до 15 МПа, агрессивного теплоносителя), их применение в качестве штатных средств контроля энергоблока АЭС не осуществлялось.

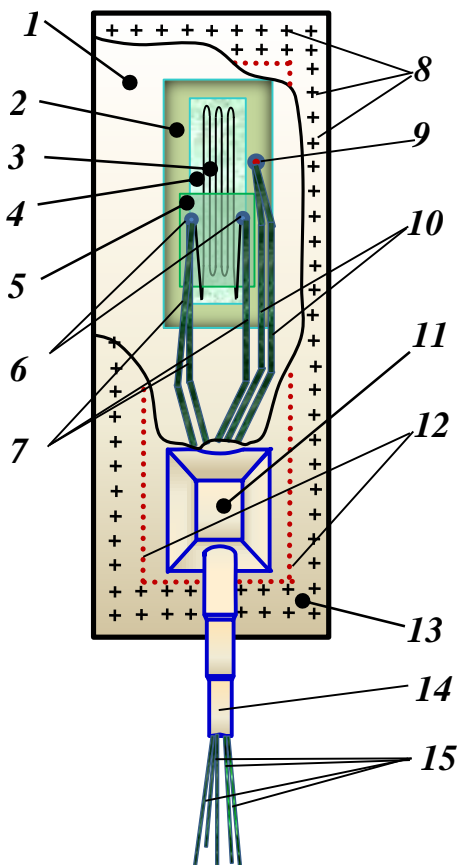


Рис. 3 - Схема конструкции герметичного тензорезистора (гермотензодатчика), предназначенного для измерения деформаций и температур на внутренних поверхностях теплового контура.

- 1 – подложка тензорезистора;
- 2 – изоляционный подслой;
- 3 – чувствительный элемент;
- 4 – органосиликатное связующее;
- 5 – изолирующая прокладка (стеклоткань);
- 6 – узлы приварки выводов к проводам;
- 7 – термостойкие коммуникационные провода;
- 8 – точки приварки к поверхности конструкции;
- 9 – спай термопары;
- 10 – компенсационные провода термопары;
- 11 – узел герметизации верхней крышки;
- 12 – швы герметизации верхней крышки;
- 13 – верхняя крышка (фольга 0,08 – 0,10мм);
- 14 – защитная трубка
- 15 – термостойкие коммуникационные провода

Третья группа задач принципиально отличается от первых двух и связана с получением экспериментальной информации не при искусственном моделировании эксплуатационных режимов (которые проводятся, как правило, по жёстко регламентируемой программе), а при реальной эксплуатации энергоблока, со случайным характером комбинаций различных факторов нагружения (давления, резких изменений температур теплоносителя, импульсных нагрузок и др.). В этом случае необходим непрерывный мониторинг параметров состояния установки и адаптация к ним режимов регистрации экспериментальной информации. Кроме того, следует иметь в виду, что в этом случае невозможно предсказать характер изменения во времени температуры теплоносителя, и для «пересчёта на опасные точки» необходимо применять сложные алгоритмы, основанные на решении обратных задач механики. Одним из методов восстановления НДС является использование полученных экспериментально функций изменения

напряжений и температур на наружной поверхности трубопровода в качестве исходных данных для решения обратной задачи термоупругости. Определение НДС производится из решения прямой задачи, для которой в качестве исходных данных необходимо задание полей температур для выделенного фрагмента. В качестве исходных данных при решении задачи определения полей температур целесообразно использовать функции изменения во времени температуры теплоносителя и коэффициенты теплоотдачи, используемые при задании граничных условий теплообмена 3-го рода. Решение обратной задачи термоупругости основывается на использовании в качестве исходных данных измеренных функций изменения напряжений и температур на наружной поверхности теплоизолированного цилиндрического участка трубопровода. Требование тепловой изоляции связано с невозможностью измерения потока тепла, отдаваемого в окружающую среду. Методами натурной тензометрии определяются компоненты тензора напряжений $\sigma_{ij}^*(s,t)$, решение записывается в виде:

$$\int_0^t d\tau \int_L G_{ij}^Q(s, x, t - \tau) T(x, \tau) dL(x) = \sigma_{ij}^*(s, t) - \sigma_{ij}^0(s, t),$$

где $G_{ij}^Q(s, x, t - \tau)$ – функции напряжений Грина, $\sigma_{ij}^0(s, t)$ – решение вспомогательной задачи в предположении неизменности температуры внутренней поверхности.

Решение обратной задачи, т.е. определение температурного поля $T(x,t)$ возможно в случае, если компоненты тензора напряжений вызваны только нагружением фрагмента трубы радиальным полем температуры, и не содержат составляющих, связанных с другими факторами. На рисунке 4 показана схема установки тензорезисторов, предусматривающая использование алгоритма решения обратной задачи термоупругости для патрубка ввода теплоносителя в корпусной элемент АЭС.

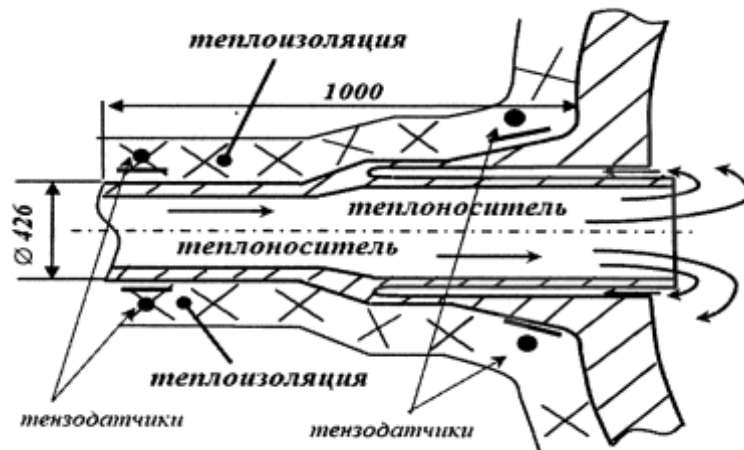


Рис. 4 – Типичная геометрия патрубка подвода теплоносителя к корпусному элементу с тензорезисторами (в левом сечении), используемыми для решения обратной задачи термоупругости

Для решения задачи используются показания тензорезисторов, установленных в левом сечении трубы, вне зоны влияния геометрических особенностей рассматриваемого фрагмента конструкции. Тензорезисторы справа установлены максимально близко к зоне концентрации, их показания необходимы для сравнения с полученным расчётным решением.

Выводы

В результате выполненного анализа установлены 3 возможных варианта построения алгоритмов определения НДС элементов энергетического оборудования, отличающихся постановкой решаемых задач для разных этапов пуска и эксплуатации энергоблока. Предложен экспериментально-расчётный алгоритм определения НДС для элементов, подверженных нестационарным воздействиям теплоносителя, основанный на решении обратной задачи термоупругости.

Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ (Грант № 14-19-00383).

Литература

1. Махутов Н.А., Дайчик М.Л., Маслов С.В. и др. Методы и результаты исследований напряжённого состояния реакторной установки ВВЭР-1000 при эксплуатации/Международный центр научной и технической информации, Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН. М., 1992.
2. Михалев Ю.К., Фомин А.В., Маслов С.В. Натурные тензотермометрические исследования напряжённо-деформированных состояний оборудования АЭС// Проблемы машиностроения и надёжности машин. 2008. №5. С. 121–126.
3. Методы и средства натурной тензометрии: Справочник/ М.Л.Дайчик, Н.И.Пригоровский, Г.Х.Хуршудов. – М.:Машиностроение, 1989. – 240с. ISBNN 5-217-00392-8.
4. Разумовский И.А., Чернятин А.С., Фомин А.В. Развитие экспериментально-расчётных методов определения напряжённо-деформированного состояния элементов конструкций в ИМАШ РАН //Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2013, №10, С. 87–94.

УДК 539.3:678.7

Структурные изменения при кристаллизации композитов на полимерной основе

Барахтин Б.К.¹; Мукашев Т.А.¹; Седлецкий Р.В.²

¹ФГБОУ ВО «Санкт-Петербургский морской технический университет»,
Санкт-Петербург

²ФГУП «Центральный научно-исследовательский институт
конструкционных материалов «Прометей» имени И.В. Горынина
Национального исследовательского центра «Курчатовский институт»,
Санкт-Петербург

Аннотация:

Приведены результаты исследования образцов композитов с полимерной матрицей разного состава. Объемная доля квазиизотропно распределенных углеродных волокон в форме клубков менялась от 0,4 до 0,7. На фоне роста плотности, модуля Юнга и прочности композитов зафиксированы квазипериодические осцилляции механических параметров с изменением величины и знака коэффициента Пуассона.

Ключевые слова:

полимерные композиционные материалы, механические испытания, коэффициент Пуассона.

Введение

Создание высоконаполненных полимерных конструкционных материалов с заданным комплексом механических и физических свойств является актуальной задачей материаловедения. В публикациях неоднократно отмечается, что наполнение полимерной матрицы волокнами или другими дисперсными объектами благотворно сказывается на комплексе механических свойств. Прирост прочности реализуется в разных интервалах концентраций наполнителя ν и в ряде случаев с экстремумом. В объяснении этого артефакта единое мнение отсутствует. Поэтому разрешение проблемы создания высоконаполненных композитов на полимерной основе требует новых теоретических и экспериментальных исследований.

Целью представленного материала является демонстрация и толкование экспериментальных данных о механических и физических характеристиках высоконаполненных композитов на основе полимерных связующих разного типа.

Методика экспериментов

Создание высоконаполненного композиционного материала на полимерной основе предполагает использование нескольких взаимодействующих подсистем. **Первая** в форме статистически хаотической компоновки углеродных нитей в виде клубков служит упрочняющей основой трехмерной армирующей структуры. Важными составляющими в такой подсистеме являются контакты поверхностей волокон друг с другом, вокруг которых создаются условия первичной полимеризации связующего с последующим образованием густо сшитой сетки трехмера. **Вторая** подсистема образуется в процессе кристаллизации связующего вокруг ювенильных поверхностей изломов нитей после их упругопластического разрыва. **Третья** подсистема представляет собой кристаллизующиеся микрообъемы упорядоченных ламелярных объектов связующего.

В работе исследовались образцы композиционных материалов, в

которых наполнителем служили клубки углеродных волокон УРАЛ-Т диаметром менее 10 мкм. Объемные доли наполнителя варьировались в диапазоне от 0,4 до 0,7.

В качестве связующего использовались:

- эпоксидная смола ЭД-22 с аминным отвердителем ОС-1 при отношении отвердитель/смола 0,90. Компоненты являлись основой при получении композита № 1;
- эпоксидная смола УП-3101М на основе смеси (30% ЭД-20 + 30% УП-643 + 40% ЭА) с ангидридным изометилтетрагидрофталевым отвердителем МТГФА при отношении отвердитель/смола 0,85. Полученный на этой основе материал далее обозначен как композит № 2.

В экспериментах определялись следующие параметры композитов:

- плотность образцов ρ с относительной погрешностью $\pm 1\%$;
- модуль Юнга E по данным одноосного сжатия $\sigma(\varepsilon)$ со скоростью 10 мм/мин по направлению высоты (2 см);
- коэффициент аморфизации η связующего;
- скорость распространения ультразвуковых колебаний (C_s) на частотах 100 кГц и 1 МГц. В использованном импульсном теневом методе измерений скорость распространения ультразвуковых колебаний связана с механическими параметрами материала формулой:

$$C_s = \sqrt{\frac{E}{\rho} \frac{1-\mu}{1+\mu} \frac{1}{1-2\mu}},$$

где E – модуль Юнга, ρ – плотность материала, μ – коэффициент Пуассона.

Результаты исследований

В опытах на фоне монотонного роста модуля Юнга E и прочности σ в зависимостях от объемной доли наполнителя ν в свойствах композитов обнаружены осцилляции (см. рис. 1).

В интервале $0,4 < \nu < 0,7$ обнаружено нарастающее рассогласование

положений экстремумов механических параметров с коэффициентом аморфизации связующего η .

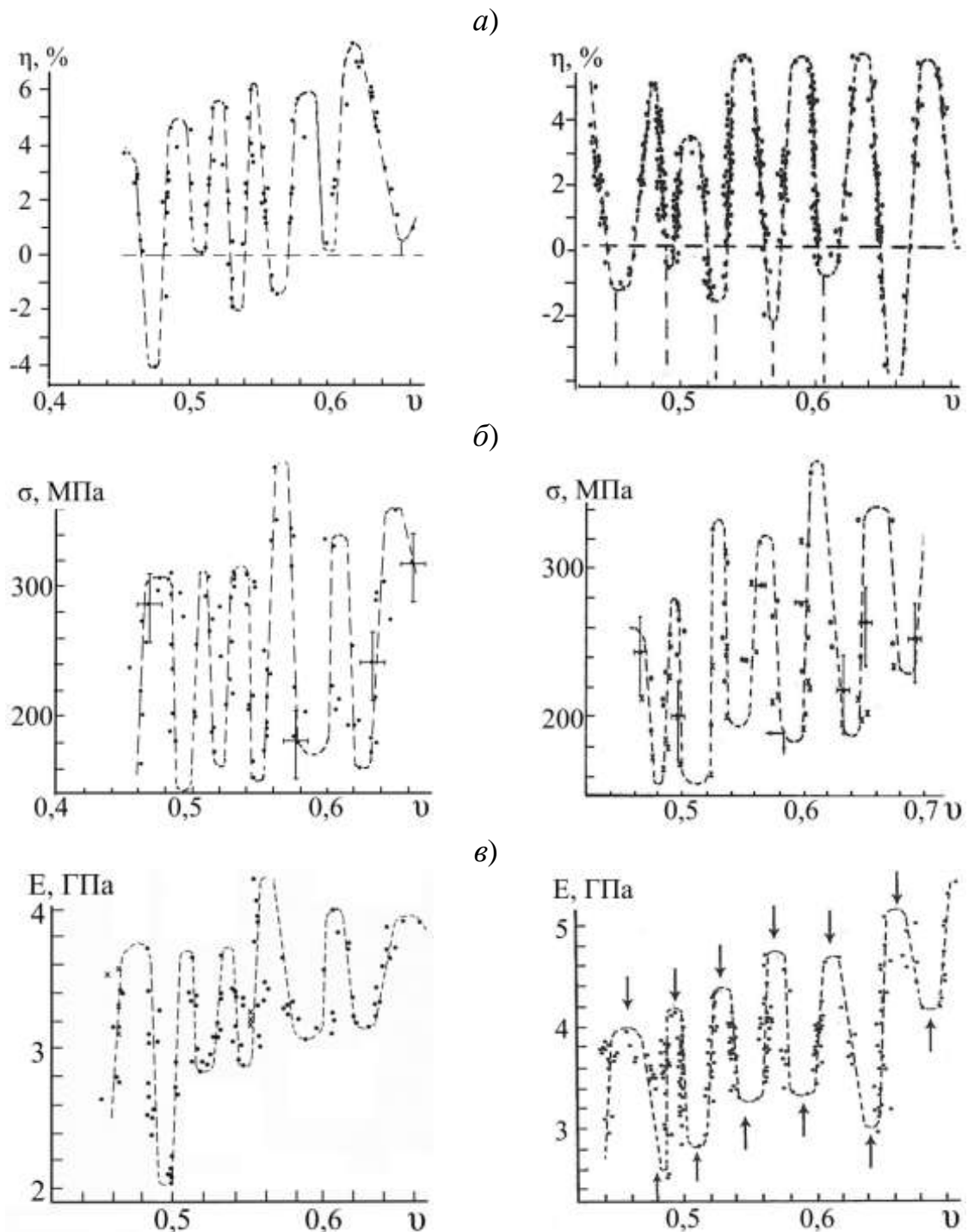


Рис. 1 – Осциллирующие физико-механические параметры: а – η , б – σ , в – E в зависимости от объемной доли наполнителя ν в композитах № 1 (слева) и № 2 (справа)

Полученные данные свидетельствовали о том, что выявленные осцилляции не связаны с точностью измерений и не зависят от типа связующего, а характеризуют более общее явление, обусловленное контактным упругопластическим взаимодействием клубков волокон с кристаллизующимся связующим. Подтверждением высказанному тезису явилась фиксация осцилляций скорости ультразвуковых колебаний при частотах 100 кГц и 1 МГц в зависимости от объемной доли наполнителя в образцах композита № 2 (см. рис. 2).

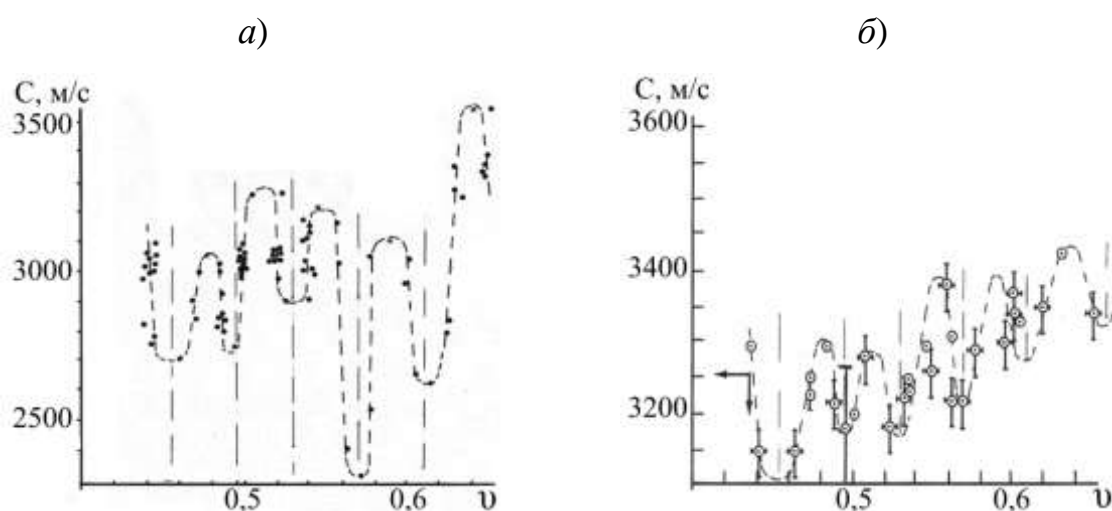


Рис. 2 – Изменение скорости звука в зависимости от объемной доли наполнителя v в образцах композита № 2 при частотах: а – 100 кГц, б – 1 МГц

Экспериментально обнаруженные изменения C_s , E и ρ в противофазе с коэффициентом аморфизации η наводили на мысль о переменных значениях коэффициента Пуассона μ . По данным измерений на образцах композита № 2 расчеты показали (Таблица), что на зависимостях физических параметров (C_s , E , ρ) от объемной доли наполнителя v в зонах экстремумов (max/min) значения коэффициентов Пуассона принимают как положительные значения, так и отрицательные, что свойственно ауксетичным материалам.

В полимерных композиционных слоистых материалах изменчивость коэффициентов Пуассона известна и объясняется способом пакетного армирования. В нашем случае реализовалась схема деформации хаотических

клубков с накоплением участков разрывов волокон под действием кристаллизующегося аморфного связующего. На зависимостях скоростей звука в точках экстремумов отношение ($C_{s,min} / C_{s,max}$) примерно одинаково: $1,2 \pm 0,1$ на частоте 100 кГц и $1,05 \pm 0,01$ на частоте 1 МГц. Поэтому наблюдаемые изменения прочностных параметров и коэффициентов Пуассона обусловлены одной природой и реализуются по одинаковому сценарию.

Структурные изменения агрегатного состояния композитов, происходящие в замкнутом постоянном реакционном объеме, можно схематично представить системой простейших эволюционных уравнений в виде:

$$dL/dv = \alpha L - \beta LK ,$$

$$dK/dv = \gamma K + \delta LK ,$$

где L – длина упруго изогнутых волокон в клубке, K – очаги кристаллизации связующего на активных центрах, $\alpha, \beta, \gamma, \delta$ – параметры.

Таблица

Значения коэффициентов Пуассона в зависимости от объемной доли наполнителя

ν при экстремальных E, ρ	Измерения на частоте 100 кГц				Измерения на частоте 1 МГц			
	$C_s, \text{ м/с}$	$\rho, \text{ г/см}^3$	$E, \text{ ГПа}$	μ	$C_s, \text{ м/с}$	$\rho, \text{ г/см}^3$	$E, \text{ ГПа}$	μ
0,46 max	2710	1,31	4,0	+0,41	3110	1,31	4,0	+0,44
0,48 min	3085	1,28	2,5	-0,86	3300	1,28	2,5	-0,88
0,50 max	2760	1,31	4,2	+0,41	3175	1,31	4,2	+0,44
0,51 min	3290	1,30	2,8	-0,87	3280	1,30	2,8	-0,86
0,57 max	2320	1,32	4,8	+0,33	3215	1,32	4,8	+0,43
0,59 min	3100	1,30	3,3	-0,82	3390	1,30	3,3	-0,85
0,61 max	2630	1,33	4,7	+0,39	3270	1,33	4,7	+0,43
0,64 min	3550	1,32	3,0	-0,88	3425	1,32	3,0	-0,87

Множитель LK характеризует образование новых активных очагов кристаллизации связующего на участках контакта деформированных волокон

и в зонах образования ювенильных изломов в местах их разрушения. Переход от системы уравнений первой степени к одному уравнению второй степени приводит к решению колебательного вида. Кинетика протекающих реакций определяется параметрами $\alpha, \beta, \gamma, \delta$.

Высказанное предположение косвенно подтверждается последовательностью значений объемных долей наполнителя, при которых зафиксированы экстремумы механических параметров, например, модуля Юнга. В зависимостях от объемной доли наполнителя в интервале от 0,4 до 0,7 экспериментальные данные показывали, что в образцах композитов № 1 и № 2 чередование минимумов значений E следует через близкие промежутки $\nu \sim 0,045 \pm 0,005$. В физической системе «деформируемый клубок волокон – кристаллизующееся связующее» при достижении критических значений объемной доли наполнителя локальные минимумы модуля обусловлены «разгрузкой» жесткости, вызванной ломкостью и дроблением волокон с последующей активацией дополнительных центров кристаллизации связующего на ювенильных изломах. В рассматриваемом сценарии экспериментальные данные в поле дискретных значений объемной доли наполнителя определяют одномерное отображение со знаменателем $\delta \sim 4,7$ в виде:

$$0,045 = \delta^{-n}, \text{ где } n = 2.$$

Приведенное логистическое отображение указывает на некий итерационный каскад бифуркаций удвоения периода в процессе хаотизации структуры волокон в клубках с одновременным упорядочением в кристаллизующемся связующем.

В представленном виде зависимость указывает на вероятность направленных структурных перестроек перколяционного типа с самопроизвольным возникновением некой ориентации тотального протекания, благоприятной для назначенных условий получения композита.

Проявление ориентационного фактора является наиболее вероятной причиной изменения значений коэффициентов Пуассона.

Выводы

1. Независимо от состава связующего полимера в композитах с хаотическим размещением клубков из углеродных волокон, при достижении пороговой объемной доли наполнителя рост плотности, модуля Юнга, прочности и скорости распространения ультразвуковых колебаний сопровождается квазипериодическими колебаниями.

2. В зависимости от наполнения связующим механические характеристики композитов сопровождаются изменением величины и знака коэффициента Пуассона, что свойственно материалам с ауксетичными свойствами.

3. Экспериментальные данные о механических свойствах исследованных композитов определяют одномерное отображение с универсальным знаменателем для каскада с удвоением периода.

4. В структуре высоконаполненного композита на полимерной основе наиболее вероятной причиной изменения величины и знака коэффициентов Пуассона представляется проявление ориентационного фактора, как в массе клубков волокон наполнителя, так и в молекулярной кристаллизующейся структуре связующего.

Экспериментальные исследования выполнены на оборудовании Центра коллективного пользования научным оборудованием «Состав, структура и свойства конструкционных и функциональных материалов» НИЦ «Курчатовский институт» - ЦНИИ КМ «Прометей» при финансовой поддержке Минобрнауки в рамках соглашения № 14.595.21.0004, уникальный идентификатор RFMEFI59517X0004.

Литература

1. Седлецкий, Р.В. Физико-химические концепции кинетики водомассопереноса в высоконаполненных полимерных материалах (сферо-, стекло-, углепластиках) / Р.В. Седлецкий // Российский химический журнал. – 2009. – Т. 53. – № 4. – С. 115-124.
2. Барахтин, Б.К. Нелинейная кинетика кристаллизации длинноцепной полимерной матрицы в высоконаполненных композитах / Б.К. Барахтин, Р.В. Седлецкий / Физико-химические аспекты изучения кластеров, наноструктур и наноматериалов. – 2016. – Вып. 8. – С. 46–58.
3. Перрен, А.А. Анализ и экспериментальное обоснование синхронно-волнообразного характера изменения механической прочности и диэлектрических потерь при водопоглощении (водосбросе) в конструкционных полимерных композитах (сферо-, стекло-, углепластиках) / А.А. Перрен, Р.В. Седлецкий // Вопросы материаловедения. – 2015. – № 4(84). – С. 80-90.
4. Штремель, М.А. О взаимосвязи прочности и пластичности полимеров / М.А. Штремель // Деформация и разрушение материалов. – 2016. – № 2. – С. 8-12.
5. Сандитов, Д.С. Коэффициент поперечной деформации и структурно-чувствительные свойства стеклообразных материалов / Д.С. Сандитов // Деформация и разрушение материалов. – 2015. – № 9. – С. 2–16.
6. Конек, Д.А. Материалы с отрицательным коэффициентом Пуассона / Д.А. Конек, К.В. Войцеховски, Ю.М. Плескачевский, С.В. Шилько // Механика композиционных материалов и конструкций. – 2004. – Т. 10. – № 1. – С. 35–69.

УДК 669.018.44(075.8)

**Ранжирование характеристик конструкционной прочности
для прогнозирования циклической долговечности сплавов
при термо-силовом нагружении**

Муратаев Ф.И.¹, к.т.н.; Загидуллин А.Д.¹; Данилов Е.В.²

fmurataev@bk.ru, ajdar-zagidullin2011@yagdex.ru, Evd7705@mail.ru

¹*Казанский национальный исследовательский технический университет
им. А.Н.Туполева – КАИ*

²*АНОВО университет ИННОПОЛИС*

Аннотация:

Критериями состояния материалов являются: состав, морфология структуры и свойства диаграмм: деформирования и индентирования. Характеристики сопротивления усталости выражены зависимостями от рабочих температурных и силовых параметров, свойств конструкционной прочности, обусловленных технологической и эксплуатационной наследственностью.

Ключевые слова:

структура, конструкционная прочность материалов, усталость.

Вводная часть

Постоянно возрастающие требования повышения удельных мощностей, энергосбережения и ресурса транспортной и стационарной (энергетической) техники усложняет задачу обеспечения их безопасности и надежной эксплуатации [1–3]. Оценка работоспособности высоконагруженных элементов ГТД и ГТУ базируется на определении характеристик сопротивления усталости материалов, адаптированных к условиям эксплуатации в температурно-силовом отношении и известные закономерности предельного состояния материала. Путем расчета циклической прочности и долговечности по надежным методикам, обеспечивая при этом эквивалентность: видам деформаций, напряженному состоянию, характеру изменения нагрузок и температур с последующей проверкой достоверности полученных результатов экспериментальными исследованиями и испытаниями натуральных объектов в составе двигателя или установки [4–6].

Для решения этих задач представляется целесообразным обосновать основные критерии предельного состояния материалов, с позиций состояния структуры и служебных свойств. Для удобства в инженерной практике они должны быть представлены характеристиками конструкционной прочности, которые являются структурно-чувствительными и отражают технологическую и эксплуатационную наследственность [4–6]. Благодаря адекватно выбранным свойствам КП можно рассчитывать на широкое использование их в задачах согласования с характеристиками чувствительности материалов к условиям усталостного нагружения по количественным силовым и температурным показателям (вплоть до установления закономерностей влияния).

Имеющиеся экспериментальные данные о известных закономерностях усталостной прочности, долговечности и трещиностойкости от различных факторов напряженного состояния, вида деформации, концентрации

напряжений, состояния поверхности, температурного воздействия свидетельствуют о неоднозначном влиянии при комбинированном нагружении состава, строения, технологической и эксплуатационной наследственности (двухчастотного нагружения) на характеристики сопротивления усталости материалов. Отчасти это объясняется трудностями имитационного моделирования важнейших эксплуатационных факторов и многообразием технологических особенностей, формирующих структуру и ее устойчивость в зависимости от элементного состава [7-10].

Целью работы является исследование эволюции важнейших характеристик упрочняющих фаз в конструкционных сплавах, разработка и обоснование их доступных характеристик для использования в методиках обоснования материалов и технологий, адекватной оценки влияния эксплуатационной наследственности и прогнозирования характеристик сопротивления усталости при комбинированном температурно-силовом воздействии.

Методика исследований

Исследования проводятся на образцах жаропрочных никелевых сплавов IN-738LC (№ 1), ХН65ВМТЮ (№ 2), ХН63МБТЮ-ВД (№ 3), ХН77ТЮР-БУ (№ 4), титановых сплавов ВТ22, ВТ8 и ВТ8М, ВТ3-1 и стали 13Х11Н2В2МФ по вариантам эксплуатационной и стендовой наработки (разные), в т.ч. по вариантам технологических (структурных) состояний (титановые сплавы только). Сплав IN-738LC литой «равноосной» кристаллизации (охлаждаемая лопатка ТВД), Остальные образцы – деформируемые сплавы и сталь. Образец № 2 – металл лопатки турбины ГТУ после эксплуатационной и стендовой наработки. Титановые сплавы и сталь – металл дисков, поковок и штамповок. Образцы №№ 1 - 4 и сплав ВТ22 - (по вариантам: диск, 3, 5 и 8 переходов штамповки) в состоянии типовой термической обработки. Остальные образцы Ti-сплавов – по разным видам и режимам термической обработки. Образцы стали поковки и круг разным видам и режимам термической обработки (в т.ч. при термоциклировании).

Металлографические исследования выполнены на сканирующем электронном микроскопе Auriga Cross Beam с программным обеспечением Smart Sem. Микронзондовый рентгеноспектральный анализ шлифов выполнен на базе энергодисперсионного спектрометра INCA X-Max (чувствительностью в 127 эВ) [7].

Определение механических свойств при нормальной и повышенной температуре 400°C (при $t < 0,4t_{RS}$) проводится в соответствии с требованиями нормативных документов. Исследования сопротивления усталости трубчатых образцов №№ 3, 4 титановых сплавов и стали при нормальной и повышенной температуре 400°C, при комбинированном воздействии знакопеременного изгиба и двойного асимметричного растяжения (имитация условий работы дисков и шасси), поведены в «лаборатории проблем усталости» на оборудовании, изготовленном в КАИ. Испытания на усталость при варьировании температуры $t_{var} = (100...400)^\circ\text{C}$ выполнены синфазно с малоцикловой составляющей двухчастотного нагружения. Время электроконтактного нагрева в цикле 3сек. продолжительность принудительного охлаждения 30 сек [5, 6].

Диаграммы микроиндентирования материалов (пирамидкой Берковича) строятся с помощью микротвердомера SHIMADZU DUN-211S.

Экспериментальная часть

Для решения поставленной задачи необходимо определить критерии предельного и критического состояния материала, адаптированных к работе деталей по технологической и эксплуатационной наследственности. Таковыми могут служить показатели, отражающие допустимую деградацию структуры и или характеристики конструкционной прочности, адекватно иллюстрирующие фактическое состояние материала после эксплуатационной или стендовой наработки [8–10]. Во втором случае наряду с традиционными характеристиками пластичности ψ и δ могут использоваться свойства истинной диаграммы деформирования, например: показатели прочности и

деформационного упрочнения S_K , $m^{(0)}$, E_K . В первом варианте упомянутых критериев, для применения отечественных сплавов, например, при ремонте импортных изделий проводится анализ структуры рабочих лопаток турбины из сплава ХН65ВМТЮ и IN-738LC с целью выявления типовых случаев повреждения (рис. 1). В сплаве IN-738LC после стендовой наработки выявлены микротрещины 3...7мкм - (а), в сплаве ХН65ВМТЮ – трещины, усталостные бороздки и распад карбидов $(Cr,Mo,W)_6C$ на σ -фазу – (рис. 1.б) [7]. Для оценки степени деградации металла используется структурная поврежденность сплава (СПМ), выраженная величинами стандартных отклонений отраженных ультразвуковых сигналов [2, 7] по участкам сечений пера лопаток.

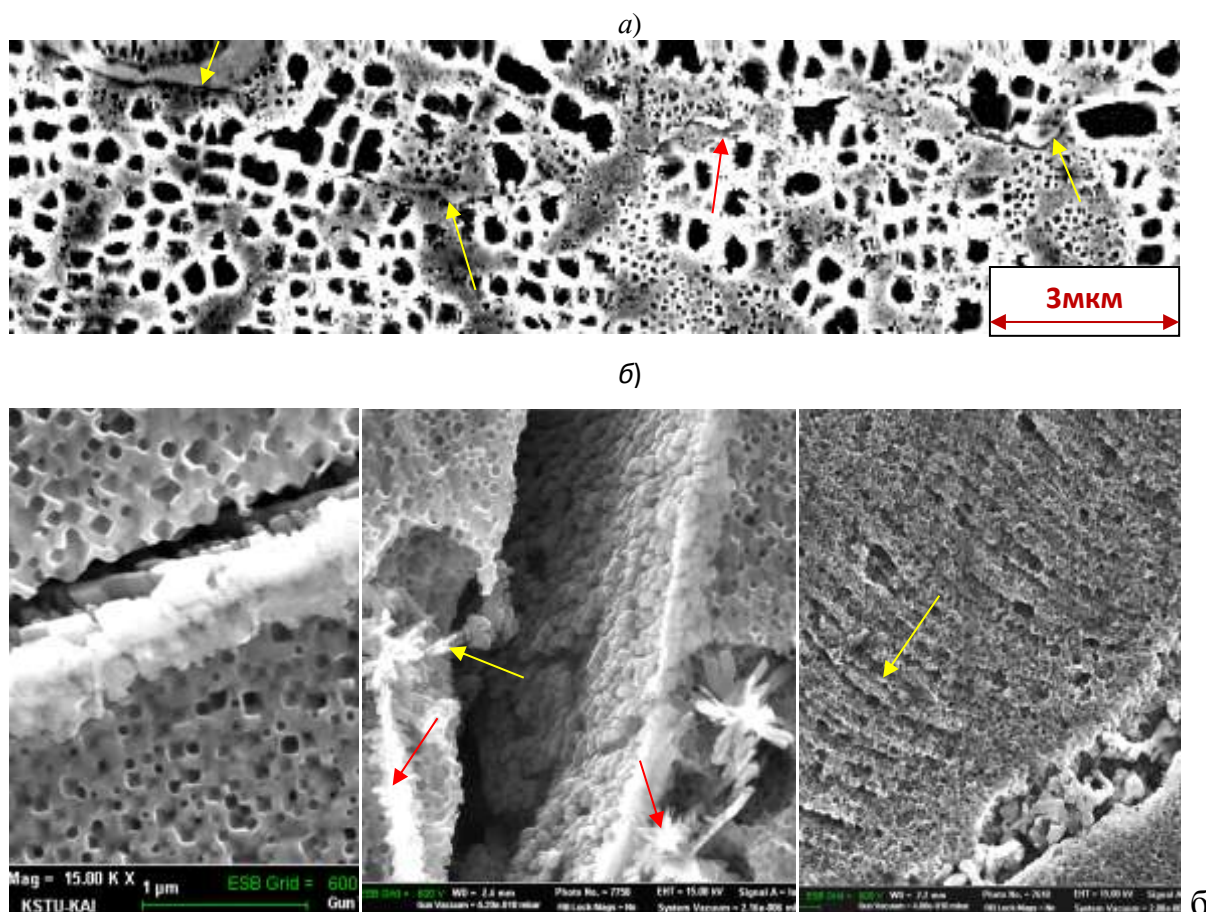


Рис.1 – Деградация металла после наработки в сплаве IN-738LC (а) и в сплаве ХН65ВМТЮ (б): трещины и распад $(Cr,Mo,W)_6C$ на хрупкую σ - фазу [7] и усталостные бороздки (справа)

Кроме того, выявлена трансформация формы кубовидных частиц упрочняющей γ' - фазы в неправильную (рельефную) геометрию по периметру и их дробление, что свидетельствует о повреждении структуры сплава. Для оценки степени деградации металла используется структурная поврежденность сплава (СПМ), выраженная величинами стандартных отклонений отраженных ультразвуковых сигналов в (мВ) [8] по участкам сечений пера лопаток. Установлены многочисленные зависимости влияния характеристик структуры и упрочняющих фаз (рис. 2) на поврежденность металла лопаток при испытаниях. Для анализа поврежденности сплава IN-738LC используются выражения (1)-(8), сплава ХН65ВМТЮ - условие (9):

СПМ = 42,896 + 2,4382 $\cdot\gamma'_r$ (1), - от размера зернограничной γ' -фазы;

СПМ = 64,758 - 1,8067 $\cdot\gamma'_{эв}$ (2), - от размера эвтектической γ' -фазы;

СПМ = 41,262 + 0,925 $\cdot(Ti,Nb,W)\cdot C$(3)

СПМ = 41,262 + 0,925 $\cdot(Ti,Nb,Ta)\cdot C$ (4)

СПМ = 47,551+1,2171 $\cdot\lambda_{II}$ (5), - от расстояний между осями дендритов

СПМ = 61,68 - 60,50 $\cdot(Ta+Co)/Ni$ (6)

СПМ = 57,73 - 81,41 $\cdot(Mo+Ta)/Ni$(7)

СПМ = 58,49 -107,3 $\cdot(Ta+Nb)/Ni$ (8)

СПМ = 67,554-0,255 $\cdot \Sigma ЛЭ в M_6C + \gamma'$. .(9).

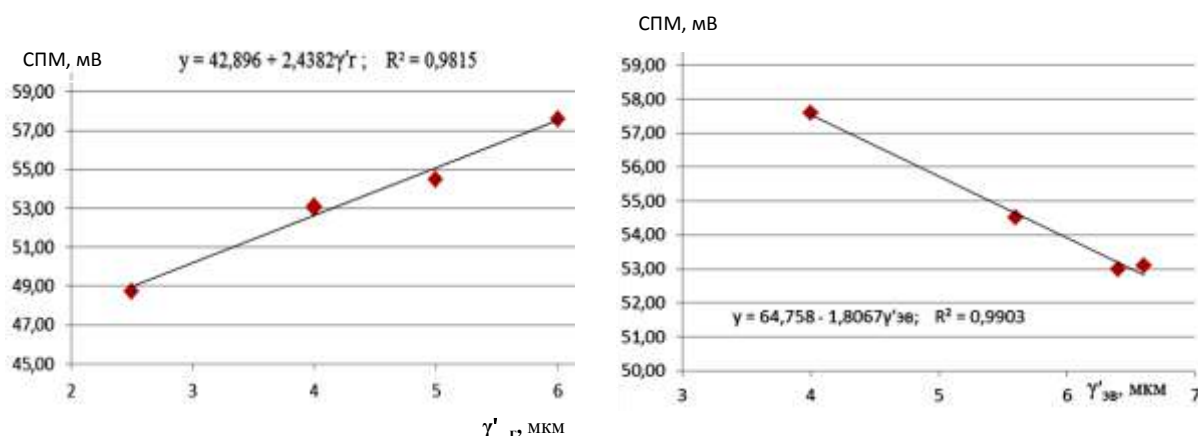


Рис. 2 – Влияние упрочняющей фазы, расположенной вдоль границ и эвтектике на поврежденность сплава IN-738LC

Способность металла лопаток сопротивляться усталости при комбинированном действии (растяжения и изгиба) в условиях изменения температуры ведется по обобщенному условию предельных амплитуд высокочастотной составляющей (σ_{a2}) вида [5, 6]:

$$\frac{\sigma_{a2}}{\sigma_{-1}} = 1 - R_1 \left(\frac{\sigma_{\max 1}}{\sigma_{R_1}} \right)^{n_1} - \chi - R_1 \left(\frac{\sigma_{\max 1}}{\sigma_{R_1}} \right)^{n_2}, \quad (10); \text{ эквивалентные двухосные}$$

$$\text{напряжения равны: } \sigma_{\text{Re1}} = \sigma_{X1}(1 - \chi_m) + \chi_m (\sigma_{X1}^2 + \sigma_{Y1}^2 - 2\mu\sigma_{X1}\sigma_{Y1})^{0,5} \quad (11)$$

$$n_2 = B_1 + B_2 \frac{\sigma_{\max 1}}{\sigma_{R_1}} - B_3 \frac{E_k}{E} + B_4 \frac{\mu}{\Psi} + B_5 \frac{m \cdot \Psi}{\delta}, \quad (12); \text{ где } \sigma_{\max 1} = \sigma_D + \sigma_C - \text{ сумма}$$

действующих и температурных напряжений; свойства при t_{\max} (в °C).

$$\bar{E}_k = E_k/E = \left[1 + \frac{E}{S_k} \ln \left(\frac{1}{1 - \psi} \right) \right]^{-1,0}, \text{ относительный модуль Ильюшина [13] } \quad (13)$$

$$m^{(0)} = 0,75 \ln \frac{S_k}{y_{0,2}} \left\{ \ln \left[\left(\frac{y_{0,2}}{E} + 0,2 \cdot 10^{-2} \right)^{-1,0} \left(\frac{S_k}{E} + \ln \frac{1}{1 - \psi} \right) \right] \right\}^{-1,0}, \dots \quad (14) - \text{ коэффициент}$$

деформационного упрочнения [5].

По данным имитационного моделирования (ИМ) при обосновании материалов следует отдавать предпочтение структурным состояниям сплавов с большими значениями характеристик S_k , $m^{(0)}$, ψ и меньшими E_k . Снижение циклической долговечности (N/N_1) при двухчастотных нагрузках контролируется выражениями (11, 12, 15) в зависимости от угла наклона кривой усталости (γ) в области малоциклового долговечности (N_1) с учетом действующих напряжений ($\sigma_{\max 1}$), плоского направления (σ_{Re1}), характеристик прочности и пластичности в (12) при max температуре $f n(t)$ по условию [5]:

$$N_1/N = 1 - \psi_{a2} / y_{-1}^t \bar{\gamma}^{n(t)} \dots \dots \dots (15)$$

Для проверки расчетных зависимостей (10–15) выполнено имитационное моделирование и проведены испытания на усталость сплава

ХН77ТЮР-БУ (ЭИ437-БУ) и стали 13Х11Н2В2МФ-Ш (ЭИ961-Ш) при термо – силовом комплексном воздействии на материал [5]. Когда напряжения растяжения и изгиба (рис. 3), сочетаются с термическими от теплосмен, в пределах t_{var} 100...400°С.

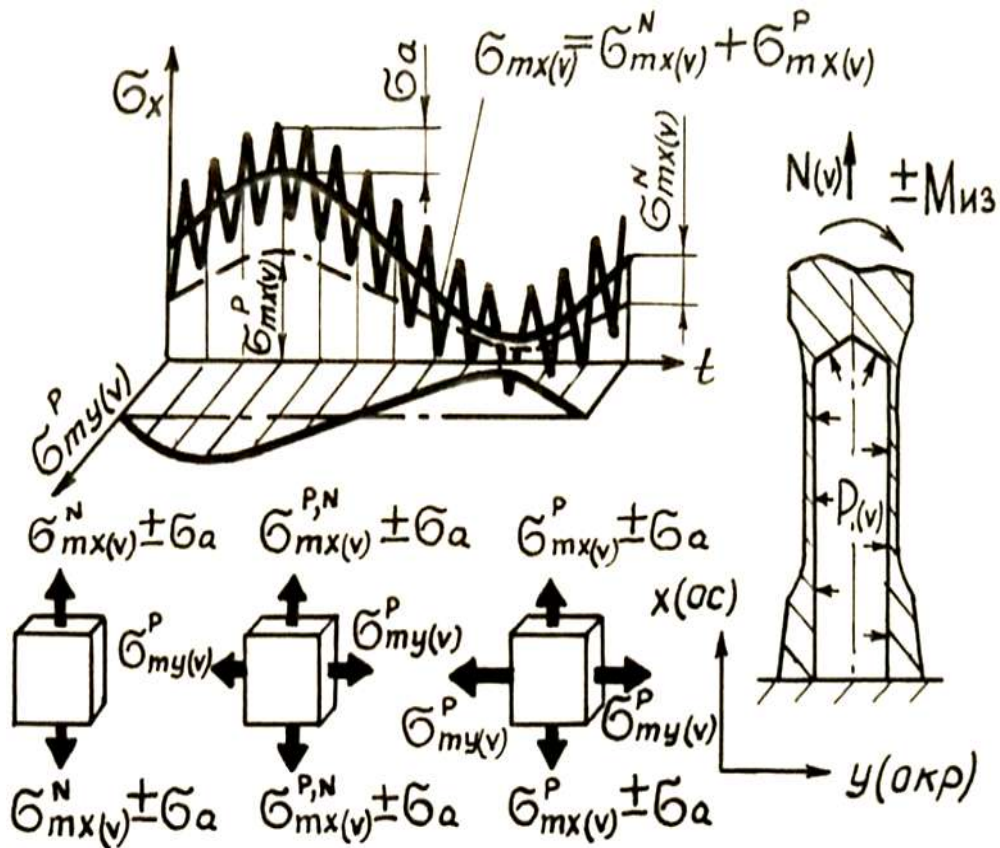


Рис. 3 – Схемы действия напряжений: растяжения (N), давления (P) и изгиба (σ_a) при испытаниях образцов

На (рис. 4) видно хорошее соответствие экспериментальных и расчетных данных, полученных в интервале температур t_{var} 100...400°С автором [5], Маминовым А.С., - при $t_{var} = 100...400^\circ\text{C}$ (в КАИ). Данных Троценко В.Т. [11] (институт «Проблемы прочности» АН Украины (при $t_{var} = 200...900$ и $200...800^\circ\text{C}$) и полученных в университете г. Киото (Япония), в интервале температур $t_{var} = 200...700^\circ\text{C}$) [5].

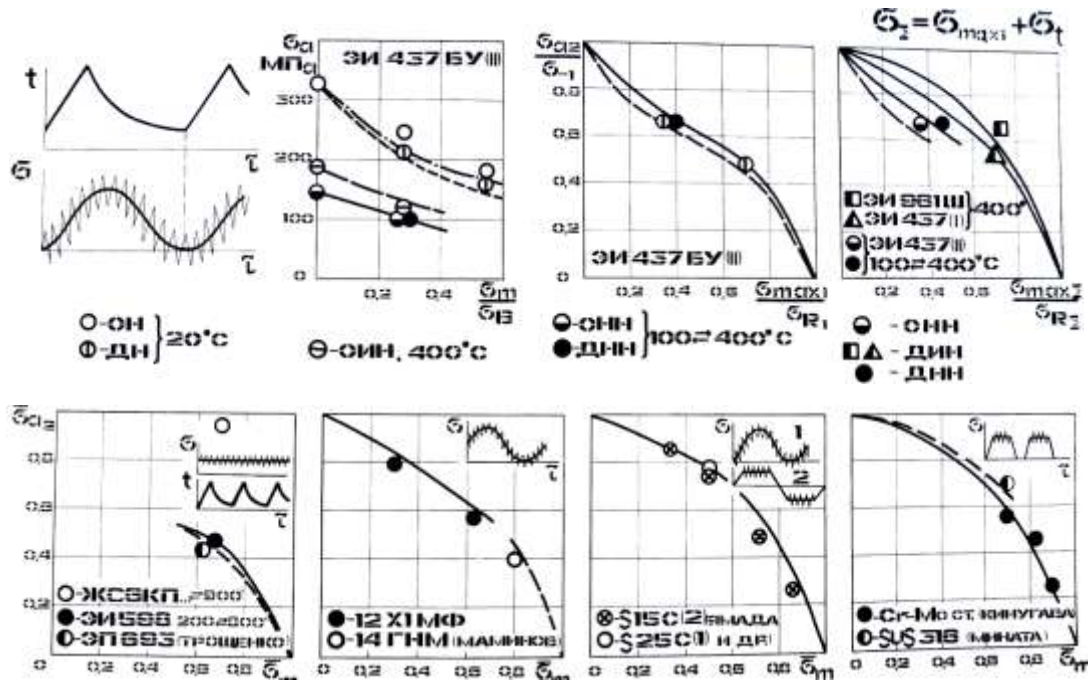


Рис. 4 – Сравнение экспериментальных и расчетных данных сопротивления усталости автора [5] и данных Трощенко В.Т. [11], Мамина А.С., Ямада Т., Мината Х. [5], Кинугава М.

Диски турбины III ступени ГТД в зоне ступичных отверстий под стяжные болты из-за концентрации напряжений подвергаются локальной упруго - пластической деформации. В результате стеснения напряженно - деформированного состояния (НДС) и действия высоких напряжений происходит существенное исчерпание запаса пластичности в частности - относительного сужения до 56% (рис. 5) при эксплуатационной и стендовой наработке (ЭН и СН) ~ 10000 часов.

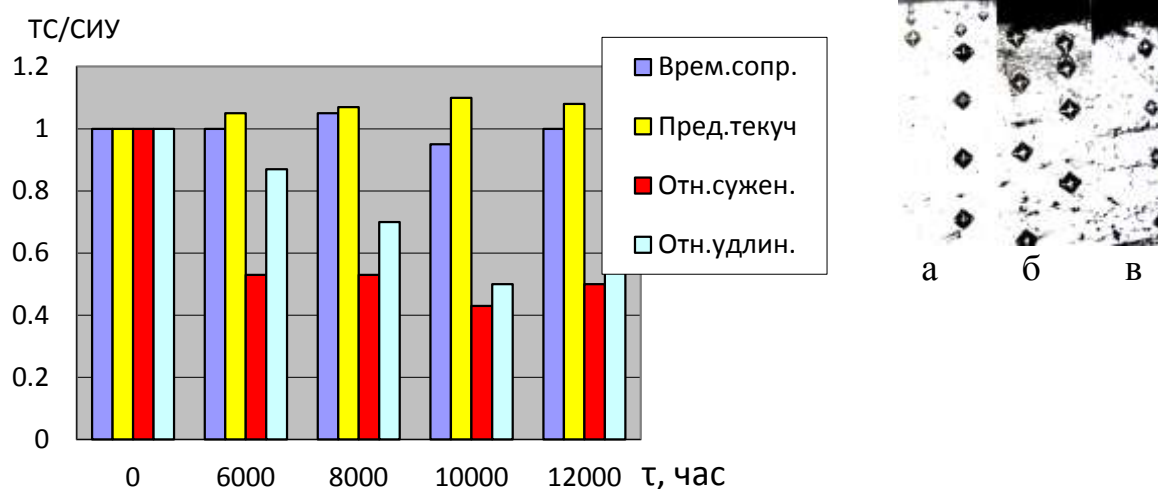


Рис.5 – Изменение свойств сплава ХН73МБТЮ-ВД дисков с наработкой в эксплуатации и измерения микротвердости: после эксплуатации (Э) – (а), ВТО (б) и Э+ВТО (в)

Так как на этот процесс наряду с эксплуатационной [5], влияет и технологическая наследственность, на предприятиях действует положение фиксации, наряду с текущим уровнем свойств (ТС), свойств исходного уровня (СИУ). Было установлено [5] увеличение твёрдости H_{100} деформированного металла поверхности ступичных отверстий на 40..60% (рис.5,а). Для обеспечения требуемой работоспособности диски турбины при ремонте подвергают восстановительной термической обработке (ВТО) в режиме «отдыха металла» ($T_{OT} \sim 0,35T_{RS}$). В результате чего твердость и пластичность (ψ) полностью восстанавливаются до уровня СИУ и выше, в том числе и после повторной стендовой наработки (рис.5 б, в). Благодаря полученным результатам исследований были обоснованы критерии ремонтпригодности и оценки эффективности ремонта, используя доступные и информативные характеристики H_{100} и ψ . Что позволило ремонтировать в двигателях с наработкой поврежденные диски турбины, проводя ВТО вместо их замены, при этом полностью восстанавливать структуру и свойства до исходного уровня.

Для обоснования материала, при ремонте необратимо поврежденных дисков ГТУ фирмы «MAN», проведена оптимизация режимов термической обработки по микроструктуре и характеристикам микроиндентирования. Установлен единственный показатель диаграммы вдавливание-разгрузка при измерении микротвердости пирамидкой Берковича, согласующийся со свойствами конструкционной прочности материалов - разность глубин от вдавливания индентора при постоянной нагрузке, по инструкции - «ползучесть при постоянной нагрузке - СІТ». На наш взгляд более внятное название этой характеристики - располагаемая ползучесть индентирования (РПИ). Она определяется по длине площадки диаграммы глубины вдавливания – выдержка - разгрузка. Рис.6 (а - в) иллюстрирует уровень этого свойства протяженностью площадок до вдавливания пирамидки по вариантам (а - в) термической обработки образцов стали 13Х11Н2В2МФ в соответствие с таблицей. Видно хорошее согласие характеристик структуры и свойства ψ с показателем РПИ.

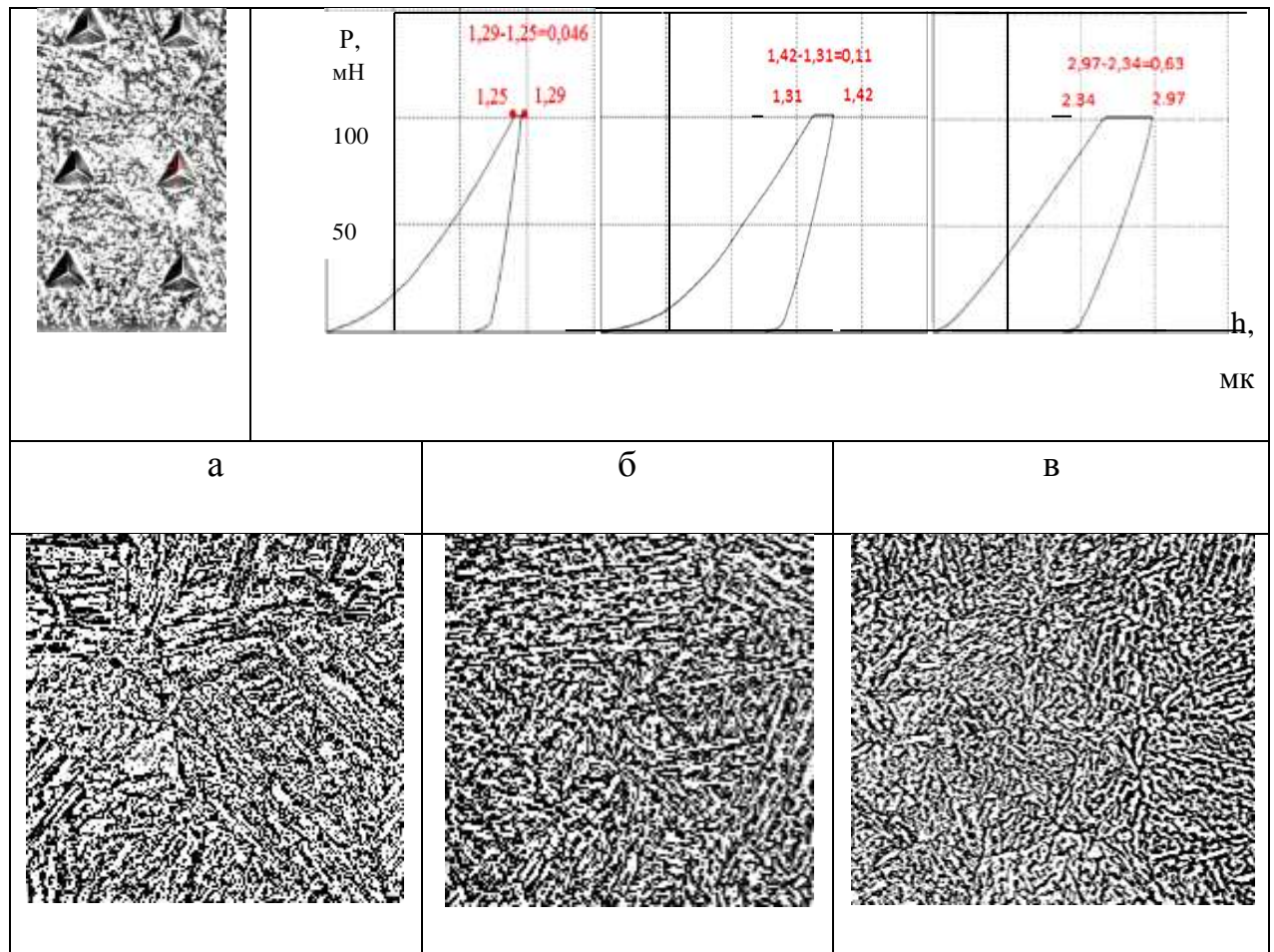


Рис. 6 – Определение располагаемой пластичности индентирования и соответствующие вариантам термической обработки (а - в) табл.2 структурные состояния стали 13X11H2B2MФ

Таблица

Влияние режимов термической обработки на механические свойства стали включая показатель РПИ

№ п/п вариант	Состояние стали 13X11H2B2MФ		S_K	σ_B	ψ	РПИ (СИТ)
	Двойная закалка	Отпуск				
1 (а)	После эксплуатации		~1720	1180	41	6,18
2 (б)	(1020+1000)°С - масло	560°С	2180	1540	55	8,78
3 (в)	(1020+1000)°С - масло	640°С	2650	1230	72	23,78

Выводы

1. Выявлены технологии и структурные состояния материалов, обеспечивающие функциональность и длительную работу сложной техники.
2. Для обоснования материалов и технологий необходимо использовать характеристики истинной диаграммы деформирования. При обосновании материалов и технологий следует отдавать предпочтение структурным состояниям сплавов с большими значениями характеристик S_K , $m^{(0)}$, ψ и меньшими E_K , H_{100} .
3. расчетные оценки усталостной прочности и долговечности, никелевых и титановых сплавов согласуются с данными стендовой и эксплуатационной наработки.
4. Предложен критерий «располагаемая ползучесть индентирования», позволяющий не разрушая металл адекватно и достоверно обосновывать принятие технологических решений, выбор материала.
5. Трансформация формы кубовидных частиц упрочняющей γ' - фазы в неправильную (рельефную) по периметру геометрию и их дробление свидетельствует о повреждении структуры сплава (до уровней СПМ = 0,53...0,57мВ), когда могут образовываться микротрещины в лопатке.
6. Увеличение количества Cr, Ta, Mo, W и Co и уменьшение количества Ti, Ni в γ' - фазе сплава IN-738LC повышает сопротивление усталости рабочих лопаток с литой структурой. Σ ЛЭ в $(Cr, Mo, W)_6C$ и γ' - фазе сплава ХН65ВМТЮ - повышают сопротивление усталости рабочих лопаток турбины.
7. Рост расстояний между осями дендритов II порядка (λ_{II}) увеличивает повреждаемость сплава IN-738LC.
8. Подтверждена возможность ремонта дисков сплава ХН73МБТЮ-ВД ВТО в режиме отдыха ($T \sim 0,35T_{RS}$).

9. Выявлены эффективные технологии и структурные состояния материалов, обеспечивающих функциональность и длительную работу сложной техники.

Литература

1. C.T. Sims, N.S. Stoloff, W.C. «Hagel Superalloys II», by John Wiley-ISP. 1987 // Перевод «Суперсплавы 2»: Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок / Симс С.Т., др. - М.: Металлургия, 1995. 384 с.

2. Муратаев Ф.И., Муратаев А.Ф. Исследование повреждаемости металла дисков компрессора ГТУ // ISSN 2078-6255. Вестник КГТУ им. А.Н. Туполева 2016 №4. С. 31–35.

3. Муратаев Ф.И., Жаржаназы М.А. Обеспечение конструкционной прочности титановых сплавов по критериям предельной пластичности и сопротивления усталости // Вестник КГТУ им. А.Н. Туполева, 2013. №1. С.50-54.

4. Муратаев Ф.И., Хакимов С.Ш. Обоснование соотношений микроструктуры и свойств титановых сплавов для задач прогнозирования сопротивления усталости // Вестник КГТУ им. А.Н. Туполева 2014 №4. С.110–114

5. Шканов И. Н., Муратаев Ф.И. Исследование критериев сопротивления усталости в задачах моделирования эксплуатационных и технологических состояний элементов двигателей // Известия вузов «Авиационная техника», 1996, № 4. С. 58–61.

6. Муратаев Ф.И., Шканов И. Н. Обоснование технологии обработки дисков компрессоров по характеристикам статического и циклического деформирования // Известия вузов «Авиационная техника», 1999, № 1. С. 43–47.

7. Закономерности состава, структуры и повреждаемости металла лопаток турбины после стендовой и эксплуатационной наработки Ф.И. Муратаев, В.Г. Сайткулов, Ш.Н. Хуснутдинов, А.А. Трифонов // Вестник КГТУ им. А.Н. Туполева, 2014. №2. С. 74–78.

8. Муратаев Ф.И., Муратаев А.Ф., Влияние состава и морфологии интерметаллической фазы сплава IN-738LC на повреждаемость лопаток газовых турбин // Вестник КГТУ им. А.Н. Туполева 2015. №3 С. 43–48.

9. Муратаев Ф.И., Клабуков М.А. Исследование закономерностей структуры и усталостной повреждаемости литых лопаток из сплава IN-738LC // Вестник КГТУ им. А.Н. Туполева, 2014. № 3. С. 107–109.

10. Arthur J. McEvily “Metal Failures: Mechanisms, Analysis, Preventions” by John Wiley-ISP. 2002.// Перевод Мак-Ивили А. Дж. Анализ аварийных разрушений. Москва: Техносфера, 2010. – 416 с.

11. Троценко В.Т. Деформирование и разрушение металлов при многоцикловом нагружении - Киев: Наукова думка, 1981. – 344с.

УДК 620.179.1:678.012

Определение упругих и прочностных характеристик ПКМ ультразвуковыми методами прохождения и отражения

Мурашов В.В.¹, д.т.н.; Мишуров К.С.¹

admin@viam.ru, victur07@yandex.ru

¹*Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский институт авиационных материалов», Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»)*

Аннотация:

Рассмотрена методика определения механических свойств ПКМ ультразвуковыми методами. Предложено оценивать степень накопления микрповреждений в материале по прочностным характеристикам, определяемым неразрушающим методом.

Ключевые слова:

полимерные композиционные материалы (ПКМ), механические характеристики, ультразвуковой метод.

Введение

При длительном воздействии на ПКМ температуры, влажности, механических нагрузок и других факторов появляются микрповреждения структуры, которые вызывают изменение физико-механических свойств материала детали или конструкции [1–3]. Микрповреждения структуры, также как и пористость материала вызывают нарушение его сплошности. Однако если пористость ПКМ оценивают величиной объемной пористости, то оценить степень накопления микрповреждений аналогичной характеристикой не представляется возможным, так как микрповреждения обычно не имеют раскрытия и не заполнены каким-либо газом.

Для оценки упругих и прочностных характеристик ПКМ применяются методы диагностики, которые используют принципы акустических, тепловых, электрических и других подобных методов дефектоскопии, но в ином качестве. Основными из них (по числу решаемых задач) являются ультразвуковые методы [4–6]. Как известно, методы технической диагностики являются косвенными – они основаны на установлении корреляционных связей между параметрами диагностики, т.е. акустическими характеристиками материала, и упругими или прочностными характеристиками ПКМ путем сопоставления результатов неразрушающих и разрушающих испытаний [7–11].

Главным физико-механическим свойством ПКМ, применяемого в качестве конструкционного материала, является прочность, которая определяет качество и надежность всего изделия в целом [12–18]. Прочностные характеристики могут быть определены неразрушающим методом по параметрам диагностики, находящимся в корреляционной связи с искомыми прочностными характеристиками материала.

В ВИАМ для оценки степени накопления микрповреждений в ПКМ предложен принципиально новый информативный параметр диагностики, характеризующий затухание УЗК в материале – частота основной

составляющей спектра импульса УЗК, прошедшего изделие по толщине в прямом и обратном направлениях, который может быть определен с высокой точностью и достоверностью непосредственно в детали или конструкции из ПКМ без их разрушения при одностороннем доступе.

Методы и материалы

Рассматриваемый в настоящем докладе способ оценки структуры материала [19] представляет собой комбинацию двух методов ультразвукового контроля – метода прохождения и метода отражения. Первый метод позволяет определить скорость распространения УЗК в материале конструкции в плоскости листа, обечайки и т.п. Вторым методом может быть оценено с достаточно высокой точностью затухание упругих колебаний в материале, определяемое по частоте основной составляющей спектра импульса УЗК при прозвучивании в направлении нормали к поверхности контролируемой конструкции [20].

Нормальные волны, распространяющиеся в упругом волноводе (например, в твердой пластине со свободными границами), отличаются от всех других волн, способных распространяться в данном волноводе тем, что они при своем прямолинейном распространении сохраняют поперечную структуру поля и (или) поляризацию [21]. Упругие нормальные волны, распространяющиеся в пластинах со свободными границами, могут быть двух типов: волны Лэмба и так называемые поперечные нормальные волны (SH волны) [21–23].

Используемые при неразрушающем контроле волны Лэмба представляют собой упругие возмущения, в которых имеется смещение, как в направлении распространения волны, так и в направлении, перпендикулярном плоскости пластины. Поперечные нормальные волны представляют собой упругие возмущения, в которых колебания частиц происходит перпендикулярно направлению распространения и параллельно границам пластины.

Волны Лэмба делятся на две группы, каждая из которых может распространяться в пластине независимо друг от друга: симметричные (s) волны, в которых движение симметрично относительно плоскости, проходящей через середину пластины параллельно ее плоскости, и антисимметричные (a) волны, в которых движение происходит асимметрично относительно этой плоскости, проходящей через середину пластины.

Фазовая скорость c_{ph} , являющаяся основной характеристикой нормальной волны, показывает скорость перемещения нулей и максимумов волнового пакета при распространении импульсов и зависит от типа волны, частоты упругих колебаний f и толщины пластины h . Семейство кривых, графически показывающих зависимость фазовой скорости от произведения fh , называется графиком дисперсионных кривых нормальных волн (дисперсия – зависимость скорости от частоты).

Для материалов, обычно контролируемых методами с использованием нормальных волн (угле-, боро-, стекло-, органопластики, текстолиты и т.п.), графики дисперсионных кривых фазовых скоростей в листах или в пластинах строят по экспериментальным данным, так как методы аналитического вычисления c_{ph} в изделиях из таких материалов весьма сложны. Для неметаллических материалов с большим затуханием упругих колебаний эту кривую можно легко снять экспериментально, перемещая приемник вдоль прямой, проходящей через точку возбуждения гармонических, упругих колебаний излучающим преобразователем и измеряя длину волны λ как расстояние между точками с одинаковыми фазами.

Групповая скорость c_{gr} показывает скорость движения переднего фронта импульса. Для упругих волн любого типа фазовые c_{ph} и групповые c_{gr} скорости отличаются лишь в условиях дисперсии, когда последняя зависит от частоты (при отсутствии дисперсии $c_{ph} = c_{gr}$). Групповая скорость c_{gr} может

быть как больше, так и меньше фазовой. Зная фазовую скорость c_{ph} , групповую скорость c_{gr} можно определить [21] по формуле:

$$c_{gr} = c_{ph} - l \frac{dc_{ph}}{dl}, \quad (1)$$

где $l = \frac{c_{ph}}{f}$ – длина волны.

Аналитический расчет c_{gr} для изделий из анизотропных армированных пластиков и других подобных материалов затруднителен. Поэтому c_{gr} можно найти по формуле (1) или снять экспериментально путем непосредственного измерения времени t распространения импульсов упругих колебаний на известном участке пути l . Скорость c_{gr} находят из выражения

$$c_{gr} = \frac{l}{t}. \quad (2)$$

Волны s_0 и a_0 качественно отличаются от всех остальных волн тем, что они существуют при любых частотах и толщинах пластин. При малых толщинах, когда $k \frac{h}{2} \rightarrow 0$ (где $k=2 \pi f/c$ – волновое число), эти волны представляют собой продольную (s_0) и изгибную (a_0) волны в тонкой пластине. В продольной волне преобладает продольное смещение, амплитуда которого одинакова во всех точках пластины. Смещение в поперечном направлении меньше продольного смещения примерно в $2/k_l \cdot h$ раз (где k_l – волновое число при поперечном смещении). Оно максимально на поверхности и равно нулю в средней плоскости пластины. В изгибной волне преобладает поперечное смещение, амплитуда которого одинакова во всех точках пластины. Продольное смещение равно нулю на средней плоскости, максимально на поверхности пластины и в среднем в $2/k_l \cdot h$ раз меньше поперечного (здесь k_l – волновое число при продольном смещении).

При постоянной частоте скорости распространения и продольной волны s_0 и изгибной волны a_0 с увеличением толщины пластины изменяются,

стремясь к скорости рэлеевской (поверхностной) c_R волны [21]. При $k_t \cdot \frac{h}{2} \geq 1$ смещения становятся локализованными вблизи свободных границ пластины и их распределения с глубиной стремятся к распределению смещений по глубине в рэлеевской волне. При $k_t \cdot \frac{h}{2} \rightarrow \infty$ каждая из волн s_0 и a_0 переходит в две рэлеевские волны, распространяющиеся синфазно по обеим свободным поверхностям пластины.

Известно [24], что параметры распространения упругих волн (например, скорость) находятся в функциональной зависимости от упругих свойств материала. При воздействии переменной силы на анизотропную среду в ней возникают упругие возмущения – волны. Уравнение движения этих волн в тензорной форме [24] имеет вид:

$$\frac{\partial y_{iR}}{\partial x_i} = \rho \frac{\partial^2 U_R}{\partial t^2}, \quad (3)$$

где σ_{iR} – компоненты симметричного тензора напряжений; ρ – плотность; U_R – составляющая смещения в волне.

Из рассмотрения напряженного состояния и уравнения (3) движения упругих волн в ортотропной пластине, когда длина волны значительно больше толщины пластины, получаем следующие выражения:

– для модулей Юнга в направлении осей упругой симметрии

$$E_x = C_x^2 \rho \cdot \frac{(4 C_{x(45)}^2 - C_x^2 - C_y^2 - 4 C_{xy}^2)^2}{4 C_y^2} \cdot \rho, \quad (4)$$

$$E_y = C_y^2 \rho \cdot \frac{(4 C_{x(45)}^2 - C_x^2 - C_y^2 - 4 C_{xy}^2)^2}{4 C_x^2} \cdot \rho; \quad (5)$$

– для модуля сдвига

$$G_{xy} = C_{xy}^2 \rho; \quad (6)$$

– для коэффициентов Пуассона

$$M_{xy} = \frac{4 C_{x(45)}^2 - C_x^2 - C_y^2 - 4 C_{xy}^2}{2 C_y^2}, \quad (7)$$

$$M_{yx} = \frac{4 C_{x(45)}^2 - C_x^2 - C_y^2 - 4 C_{xy}^2}{2 C_x^2}, \quad (8)$$

где c_x, c_y – скорости продольных волн; $c_{x(45)}$ – скорость квазипродольных волн в пластине; c_{xy} – скорость сдвиговых волн.

Используя приведенные формулы (4–8) можно определить характеристики ПКМ в пластине по измеренным значениям скорости упругих волн в направлении осей упругой симметрии.

Определение упругих характеристик в пластине из ПКМ в произвольном направлении рекомендуется проводить по следующим уравнениям:

$$E_\varphi = \frac{C_x^2 c - C_y^2 M_{xy}^2 c}{\cos^4 \varphi + b \sin^2 2\varphi + \lambda \sin^4 \varphi}, \quad (9)$$

$$M_\varphi = \frac{M_{xy} - \frac{1}{4}(1 + \lambda - 4b) \sin^2 2\varphi}{\cos^4 \varphi + b \sin^2 2\varphi + \lambda \sin^4 \varphi}, \quad (10)$$

$$G_\varphi = \frac{C_{xy}^2 c}{1 - (1 - \bar{b}) \sin^2 2\varphi}, \quad (11)$$

$$\text{где } \lambda = \frac{E_x}{E_y} = \frac{C_x^2}{C_y^2}, \quad b = \frac{C_x^2 - C_y^2 M_{xy}}{C_{x(45)}^2} - \frac{\lambda + 1}{4}, \quad \bar{b} = \frac{1 + \lambda + 2M_{xy}}{4b + 2M_{xy}}.$$

Таким образом, все упругие постоянные в пластине из ПКМ можно определить, измерив скорость продольных волн в трех направлениях (0, 45 и 90°) по отношению к осям упругой симметрии и скорость сдвиговых волн вдоль любой из осей.

По аналогии с анизотропией упругих характеристик в работе [24] предложены выражения, описывающие анизотропию прочностных свойств:

$$Y_\varphi = \frac{Y_0}{\cos^4 \varphi + \bar{b} \sin^2 2\varphi + \frac{Y_0 \sin^4 \varphi}{Y_{90}}}, \quad (12)$$

$$\bar{b} = \frac{Y_0}{Y_{45}} - \frac{1 + \frac{Y_0}{Y_{90}}}{4}, \quad (13)$$

$$\Phi_{\varphi} = \frac{\Phi_0}{\cos^2 2\varphi + \frac{\Phi_0 \sin^2 2\varphi}{\Phi_{45}}}, \quad (14)$$

где σ_{φ} – предел прочности при растяжении или сжатии в направлении под углом φ к осям упругой симметрии; σ_0 – предел прочности при растяжении или сжатии вдоль оси X; σ_{90} – то же вдоль оси Y; σ_{45} – то же под углом 45° к осям упругой симметрии; τ_{φ} – предел прочности при сдвиге в направлении под углом φ к осям упругой симметрии; τ_0 – предел прочности при чистом сдвиге в произвольном направлении в плоскости XY.

Следовательно, для описания анизотропии прочности необходимо определить экспериментальным путем три значения σ (σ_0 , σ_{90} , σ_{45}) и два значения τ (τ_0 и τ_{45}). При контроле деталей из неметаллических материалов в форме пластины возбуждают волны нулевого порядка (моды s_0 и a_0). Это определяется как условиями возбуждения волн (формой контактного наконечника излучающего преобразователя, площадью его соприкосновения с изделием и др.), а также тем, что произведение fh при контроле выбирается малым.

Экспериментальные результаты и их обсуждение

Параметры диагностики в пластинах из ПКМ определялись на стенде, структурная схема которого показана на рис. 1. Скорость распространения импульса УЗК определялась на низких частотах (60–150 кГц), что обеспечивает прохождение импульсов на базе 50–150 мм, а частота основной составляющей спектра импульса УЗК определялась в высокочастотном диапазоне (2–3 МГц).

Строго говоря, как отмечалось ранее [4], волны, возбуждаемые в изделиях в форме пластин, плит и т.п. при контроле рассматриваемыми методами не являются нормальными волнами, так как теория этих волн построена только для изотропной среды, а контролируемые изделия являются, как правило, анизотропными слоистыми пластиками (углепластик,

стеклопластик, асботекстолит и др.), или представляют собой многослойные конструкции из различных по свойствам металлических и неметаллических материалов.

Однако, дисперсионные кривые для фазовых и групповых скоростей волн, возбуждаемых в изделиях из ПКМ, подобны таковым для волн s_0 и a_0 в изотропных материалах. Поэтому волны, распространяющиеся в конструкциях при их контроле акустическими низкочастотными методами, целесообразно называть симметричными или антисимметричными волнами нулевого порядка, памятуя об указанном выше отличии.

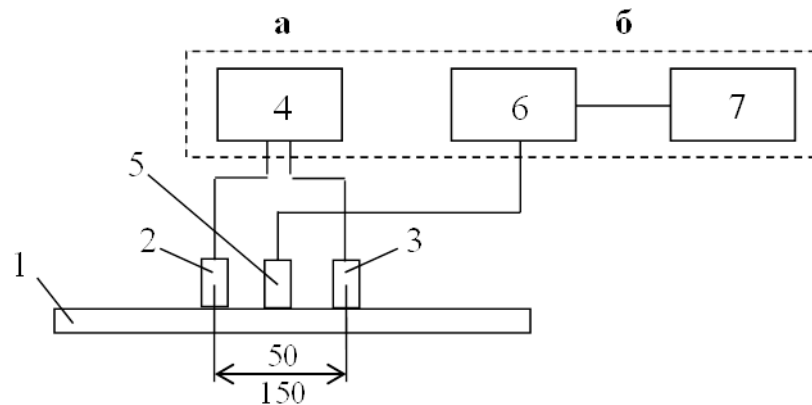


Рис. 1 – Структурная схема стенда для определения параметров диагностики: а – определение времени прохождения сигнала от излучателя к приемнику; б – определение частоты основной составляющей спектра импульса УЗК; 1 – пластина из ПКМ; 2 – излучатель на 60 кГц; 3 – приемник на 60 кГц; 4 – низкочастотный ультразвуковой импульсный прибор; 5 – прямой преобразователь на 2,5 МГц; 6 – высокочастотный ультразвуковой импульсный прибор; 7 – анализатор спектра

При контакте устройства, включающего жестко закрепленные на фиксированном расстоянии излучающий и приемный преобразователи, с поверхностями тонких пластин из ПКМ через слой контактной смазки в пластинах возбуждаются волны, дисперсионные кривые которых показаны на рис. 2. Характер дисперсионных кривых волн, возбуждаемых в пластинах при выбранной схеме возбуждения ультразвуковых волн, подобен волне s_0

(кривые 1 и 2 после максимума при $fh \geq 1,5$ МГц · мм) для изотропных материалов. Однако, восходящие ветви кривых при $fh \leq 1,5$ МГц · мм подобны волне a_0 . Возбуждается волна (рис. 2), которая, видимо, является при малых fh антисимметричной волной нулевого порядка a_0 , а при больших fh – симметричной волной нулевого порядка s_0 .

Для определения скорости УЗК в материале необходимо возбуждать в детали волну, подобную симметричной волне нулевого порядка s_0 , групповая скорость которой при значениях объединенного параметра $fh \geq 5-10$ МГц·мм (произведения частоты УЗК на толщину данной детали) не зависит от изменения этого параметра.

Диапазон произведений fh , применимый для диагностики полимерных композитов, определяется по кривой $c_{gr} = \varphi(fh)$ и должен характеризоваться практическим отсутствием дисперсии скорости УЗК (рис. 2). В этом случае при изменении толщины контролируемого изделия (или частоты УЗК) групповая скорость волны не будет меняться и, следовательно, исключается погрешность, обусловленная дисперсией групповой скорости. Нижний предел частоты УЗК ограничивается дисперсией групповой скорости – при толщине конструкции $h=4$ мм частота УЗК f должна быть $\geq 2,5$ МГц, а при толщине конструкции $h=2$ мм частота УЗК f должна быть ≥ 5 МГц, что находится на участке (рис. 2) с отсутствием дисперсии групповой скорости УЗК. На высоких частотах увеличивается затухание упругих колебаний в материале, что делает практически невозможным проведение измерений на частотах свыше 10 МГц.

Групповая скорость c волны s_0 в тонкостенных изделиях при сравнительно низких частотах УЗК близка к скорости продольной волны $c_{lпл}$ в пластине

$$c_{lпл} = \sqrt{\frac{E}{\rho(1-\mu^2)}}, \quad (15)$$

где E – модуль нормальной упругости; ρ – плотность материала; μ – коэффициент Пуассона.

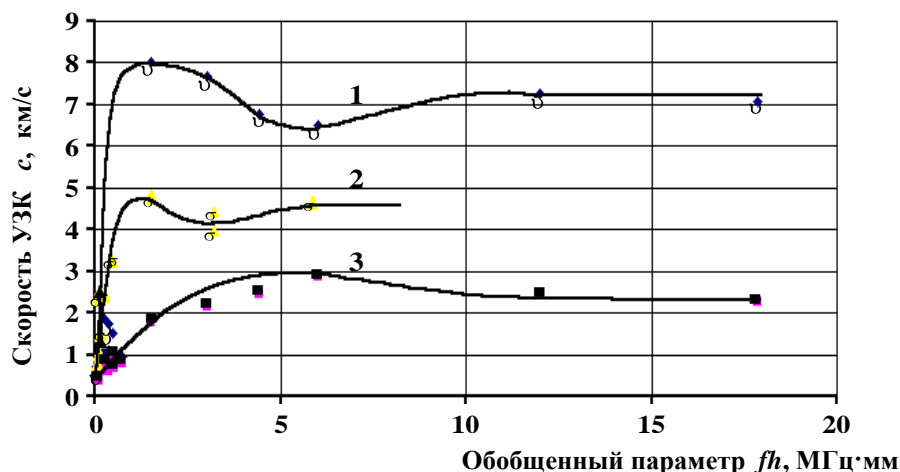


Рис. 2 – Дисперсионные кривые зависимости групповой скорости c_{gr} распространения импульсов ультразвуковых колебаний в углепластике ВК-36РТ от обобщенного параметра fh (произведения частоты колебаний на толщину изделия): 1 и 3 – вдоль волокон, 2 – поперек волокон; структура армирования: 1 и 2 – [0], 3 – [0/90]

Определение затухания УЗК по изменению амплитуды принятого сигнала (первой полуволны) при изменении расстояния между излучающим и приемным преобразователями (рис.1а) не позволяет получить достаточную точность, т.к. величина амплитуды в значительной степени зависит от условий контакта преобразователей с изделием (силы прижатия, вязкости контактной жидкости, шероховатости, кривизны поверхности изделия).

Рассматривая амплитудные спектры отдельных импульсов, отраженных от поверхности контролируемого изделия и прошедших по толщине изделия в прямом и обратном направлении (рис. 1б), можно сделать вывод о значительном влиянии затухания на спектральный состав эхоимпульсов. При увеличении затухания вклад различных гармонических составляющих меняется, высокочастотные составляющие подавляются в большей степени и максимум огибающей амплитудного спектра смещается в область низких частот. Результаты экспериментальных исследований позволяют сделать вывод о более высокой точности оценки затухания УЗК

по частоте основной составляющей спектра импульса, прошедшего по толщине конструкции в прямом и обратном направлениях (рис. 1б), по сравнению с точностью определения затухания УЗК по изменению амплитуды принятого сигнала при изменении расстояния между излучающим и приемным преобразователями (рис. 1а).

На основании результатов статистического анализа были определены корреляционные связи: $\tau = \varphi_1(c)$, $\tau = \varphi_2(f_0)$, $\sigma = \varphi_3(c)$ и $\sigma = \varphi_4(f_0)$. Корреляционно-регрессионный анализ экспериментальных данных позволил получить следующие линейные уравнения корреляционных связей прочностных характеристик углепластика КМУ-3Л с параметрами диагностики:

$$\tau = 65,47 - 2,37 \cdot 10^{-3} c - 10,29 f_0; \quad (16)$$

$$\sigma = -331,16 + 131,62 \cdot 10^{-3} c - 57,44 f_0. \quad (17)$$

Здесь τ – прочность при межслойном сдвиге, МПа; σ – прочность при сжатии, МПа; c – скорость распространения УЗК в материале, м/с; f_0 – частота основной составляющей спектра ультразвукового импульса, прошедшего по толщине объекта контроля в прямом и обратном направлениях, МГц.

Коэффициенты множественных корреляций в решаемой задаче равны $R_{\tau c f_0} = 0,935$ и $R_{\sigma c f_0} = 0,912$ при критериях надежности [25] коэффициентов корреляций значительно больше 3, что позволяет считать вычисленные коэффициенты корреляций достоверными.

Для реализации такого подхода необходимо возбуждать продольную волну и волну, подобную симметричной волне нулевого порядка, групповая скорость которой при значениях объединенного параметра (произведения частоты УЗК на толщину данной детали) выше 5–10 МГц·мм не зависит от изменения этого параметра.

Выводы

Таким образом, степень накопления микрповреждений в полимерных композиционных материалах целесообразно оценивать по их прочностным характеристикам, определяемым неразрушающим методом по комплексному

параметру, включающему значения скорости распространения импульса УЗК в плоскости изделия и значения частоты основной составляющей спектра импульса УЗК, прошедшего изделие по толщине в прямом и обратном направлениях.

Для диагностики материала детали без ее разрушения предложено возбуждать продольную волну и волну, подобную симметричной волне нулевого порядка, групповая скорость которой при значениях объединенного параметра (произведения частоты УЗК на толщину данной детали) выше 5–10 МГц·мм не зависит от изменения этого параметра.

Литература

1. Мурашов В.В., Мишуков К.С. Оценка прочностных характеристик углепластиков акустическим методом // Авиационные материалы и технологии. 2015. № 1. С. 81–85.

2. Способ определения физико-механических характеристик полимерных композиционных материалов и устройство для его осуществления: пат. 2214590 Рос. Федерация; заявл. 26.12.2001, опубл. 20.10.2003 Бюл. № 29. (Каблов Е.Н., Гуняев Г.М., Карабутов А.А., Мурашов В.В., Пеливанов И.М., Подымова Н.Б., Румянцев А.Ф.)

3. Способ определения физико-механических характеристик и состава полимерных композиционных материалов в конструкциях ультразвуковым методом. Пат. 2196982 Рос. Федерация; заявл. 09.01.2001, опубл. 20.01.2003 Бюл. № 2. (Каблов Е.Н., Мурашов В.В., Румянцев А.Ф., Гуняев Г.М., Тищенко А.П., Уральский М.П.)

4. Ермолов И.Н., Ланге Ю.В. Ультразвуковой контроль / Неразрушающий контроль: Справочник / Под общ. ред. В.В. Клюева. В 8-ми томах. Т. 3. М.: Машиностроение. 2006. 864 с.

5. Мурашов В.В., Румянцев А.Ф. Дефектоскопия и диагностика полимерных композиционных материалов акустическими методами //

Юбилейный научно-технический сборник «75 лет. Авиационные материалы. Избранные труды «ВИАМ» 1932-2007». М.: ВИАМ. 2007. С. 342–347.

6. Мурашов В.В. Контроль клееных конструкций акустическим импедансным методом // Клеи. Герметики. Технологии, 2010. № 3. С. 13–20.

7. Мурашов В.В., Ильин В.М., Захарова Т.Т. Оценка прочностных свойств стеклопластика АП-66-151 в тонкостенных крупногабаритных деталях без их разрушения // Автомобильная промышленность. 1973. № 9. С. 34–36.

8. Мурашов В.В. Неразрушающий контроль заготовок и деталей из углерод-углеродного композиционного материала для многоразового космического корабля «Буран» // Авиационные материалы и технологии. 2013. № S1. С. 152–157.

9. Kablov E., Murashov V., Rumyantsev A. Diagnostics of Polymer Composites by Acoustic Methods // Ultrasound. Kaunas: Technologija. 2006. No. 2. P. 7–10.

10. Мурашов В.В., Гуняев Г.М., Румянцев А.Ф. Использование информативных параметров приборов неразрушающего контроля при диагностике физико-механических характеристик углепластиков / В сб. Авиационные материалы и технологии. Вып. «Полимерные композиционные материалы». М.: ВИАМ. 2002. С. 70–77.

11. Murashov V.V. Types of production and operational defects of the multilayer glued constructions and polymer composite materials products and methods to detect them // Proc. 5th European-American Workshop on Reliability of NDT (Berlin, Germany, Oct. 7–10, 2013). [Источник доступа <http://www.nde-reliability.de/Proceedings/Posters>].

12. Murashov V.V. Identification of Areas of Absence of Adhesive Bonding between Layers in Multilayer Structures // Polymer Science. Series D. Glues and Sealing Materials, 2014. Vol. 7. No. 1. P. 46–48.

13. Мурашов В.В. Контроль и диагностика многослойных конструкций из полимерных композиционных материалов акустическими методами. М.: ИД «Спектр», 2016. 244 с.

14. Nagem R.J., Seng J.M., Willians J.H. Residual life predictions of composite aircraft structures via nondestructive testing. Part 1: Prediction methodology and via nondestructive // Materials Evaluation. 2000. Vol. 58. No. 9. P. 1065–1074.

15. Nagem R.J., Seng J.M., Willians J.H. Residual life predictions of composite aircraft structures via nondestructive testing. Part 2: Degradation modeling and residual life prediction // Materials Evaluation. 2000. Vol. 58. No. 11. P. 1310–1319.

16. Мурашов В.В. Контроль монолитных и клееных конструкций из полимерных композиционных материалов акустическим импедансным методом // Авиационная промышленность, 2009. № 3. С. 43–48.

17. Мурашов В.В. Неразрушающий контроль клеевых соединений // Клеи. Герметики. Технологии, 2008. № 7. С. 21–28.

18. Gunasekera A.M. Monitoring of impact damage products from PCM // Materials Evaluation. 2010. Vol. 68. No. 8. P. 880–887.

19. Мурашов В.В. К вопросу определения упругих и прочностных свойств полимерных композиционных материалов акустическим комплексным методом // Деформация и разрушение материалов, 2014. № 11. С. 39–45.

20. Мурашов В.В. Определение прочностных характеристик полимерных композиционных материалов ультразвуковым методом // Заводская лаборатория. Диагностика материалов, 2016. № 10. Том 82. С. 47–55.

21. Викторов И.А. Физические основы применения ультразвуковых волн Рэлея и Лэмба в технике // М.: Наука, 1966. С. 84–87.

22. Ермолов И.Н., Вopilкин А.Х., Бадалян В.Г. Расчеты в ультразвуковой дефектоскопии (краткий справочник). М.: Эхо+, 2000. 108 с.
23. Rose J.L., Soley L.E. Ultrasonic guided waves for anomaly detection in aircraft components // *Materials Evaluation*, September 2000. P. 1080–1086.
24. Ашкенази Е.К. Анизотропия машиностроительных материалов // Л.: Машиностроение, 1969. С. 37–39.
25. Алабин М.А., Ройтман А.Б. Корреляционно-регрессионный анализ статистических данных в двигателестроении. М.: Машиностроение. 1974. 124 с.

УДК 67.03

Особенности испытания армированных материалов с ледяной матрицей

Нужный Г.А.¹; Гриневич Д.В.¹, к.т.н.;

Бузник В.М.¹, академик РАН; Ландик Д.Н.¹

egor_need@mail.ru, d.v.grinevich@gmail.com, bouznik@ngs.ru,

denis_landik@mail.ru

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский институт авиационных материалов», Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»)

Аннотация:

В настоящий момент отсутствует нормативная база на уровне национальных стандартов для исследований и испытаний льда и материалов с ледяной матрицей. Для ее создания необходимо разработать новые или унифицировать существующие методики получения основных механических характеристик при изгибе, сжатии и ударе падающим грузом льда и материалов на его основе.

Ключевые слова:

композиционные материалы с ледяной матрицей, механические испытания, изгиб, сжатие, удар, диаграмма деформирования.

Освоение и разработка Арктики и регионов холодного климата является перспективным экономическим и стратегическим направлением деятельности Российской Федерации. Основными препятствиями для решения данной задачи являются труднодоступность региона, неразвитая транспортная инфраструктура и негативные воздействия климата. Отрицательные температуры в течение длительного времени года, а то и круглый год, накладывают дополнительные требования к используемым материалам [1–3]. Например, хорошо известно такое явление, как хладноломкость сталей. Таким образом, необходима разработка специальных материалов, пригодных к требуемым условиям, что зачастую повышает их стоимость, но не снимает проблему их доставки [4].

В Арктике и регионах Севера есть один материал, который туда уже «доставлен» – это лед. А также имеются практически неограниченные ресурсы для его создания и поддержания: холод и вода. Сам по себе лед обладает невысокими прочностными свойствами и хрупок, что позволяет легко образовываться и распространяться трещинам. Данные характеристики не способствуют использованию льда в качестве конструкционного материала, поэтому его эксплуатация обусловлена толщиной покрова, меняющейся в течение года.

Существуют различные способы повышения прочностных свойств льда: модифицирование микродобавками, создание льдогрунтовых смесей, активно используемое в строительстве, и армирование льда наполнителями различной структуры и состава. При этом нужно помнить о необходимости сохранения благоприятной экологической обстановки, поэтому использование химических добавок там, где они могут попасть в грунтовые воды или Мировой океан крайне нежелательно, а армирующие наполнители должны иметь природное происхождение или легко собираться для утилизации в случае таяния льда.

В данной статье будет рассмотрен армированный лед: композиционные материалы с ледяной матрицей (КМЛ). Самым известным КМЛ является пайкерит (армированный древесными опилками лед), появившийся в 40-х годах XX века [5]. Для эксплуатационного применения и оценки льда наибольший интерес представляют его механические характеристики при сжатии, изгибе [6] и ударе, аналогично широко известному строительному композиционному материалу – железобетону. Стандарты на уровне ГОСТ по оценке указанных характеристик в Российской Федерации в настоящий момент отсутствуют. Приведенные в работе результаты исследования механических характеристик КМЛ, армированных наполнителями природного и искусственного происхождения, были получены по оригинальным методикам авторов, разработанным на основе их опыта испытаний традиционных конструкционных материалов, в том числе композиционных.

Для испытаний в лабораторных условиях изготавливали образцы льда и КМЛ путем послойной заливки дистиллированной воды в предварительно охлажденные до температур от минус 2 до минус 10°C формы, соответствующего размера. Толщина слоя заливки составляла 1–2 мм. Каждый слой охлаждали при температуре от минус 20 до минус 8°C в течение 30–40 минут. Армирующий наполнитель вводили перед заливкой заданного слоя. Послойная заливка проводилась с целью снижения термических напряжений при замерзании льда в форме, ограничивающей расширение льда как минимум с 5 сторон. Замораживание большого объема льда примерно в 30% случаев приводило к образованию магистральной трещины, что вело к разрушению образцов неармированного льда при нагрузках в 2–3 раза меньших, чем в послойно залитых образцах. При невозможности равномерного распределения или послойной укладки наполнителя образцы заливались целиком (объемные наполнители,

например, льняные волокна), либо заливались перемешанные с наполнителем слои (дискретные частицы, например, хвоя или опилки).

Испытания на трехточечный изгиб проводились на образцах размером $20 \pm 2 \times 50 \times 150$ мм (В×Ш×Д) с пролетом опор 125 мм и радиусами скругления нагружающего пуансона и опорных роликов по 12,5 мм. Во избежание образования трещин от местной концентрации напряжений между образцом и опорными поверхностями оснастки прокладывали вставки из морозостойкой резины толщиной $1,0 \pm 0,5$ мм. Испытания проводились при температуре минус $10 \pm 1^\circ\text{C}$. Прочность при изгибе исходных образцов льда без армирования составила $2,5 \pm 0,5$ МПа при скорости нагружения 1 мм/мин и $3,0 \pm 0,5$ МПа при скорости нагружения 3 мм/мин. Разрушение происходило хрупко в результате образования магистральной трещины под нагружающим пуансоном. Время испытания составляло 1-2 минуты. Повышение прочности на 15–20 % при увеличении скорости нагружения свидетельствует о чувствительности к ней льда.

Введение армирующего наполнителя оказывает влияние на прочность при изгибе и характер разрушения в зависимости от прочности самого наполнителя, его размеров и адгезии к ледяной матрице [7]. Так при введении еловой хвои в качестве природного армирующего материала изменения прочности КМЛ не произошло (2,9 МПа) вследствие низкой прочности наполнителя и его невысокой адгезии ко льду. Характер разрушения также остался хрупким, в изломе видно, что отдельные хвоинки продергиваются в образце, не препятствуя распространению магистральной трещины.

Добавление крупнодисперсных опилок с размером частиц порядка 10 мм позволило повысить прочность при изгибе до $6,0 \pm 0,4$ МПа при концентрации 10–15 массовых процентов и снизить хрупкость льда. Разрушение таких образцов происходило плавно с постепенным развитием поперечной трещины, а не одномоментно. Армирование мелкодисперсными

опилками с размером частиц порядка 1 мм при концентрации 10 масс. % привело к снижению прочности на изгиб до 4,5 МПа, при этом наблюдалось хрупкое разрушение. Таким образом очевидно, что на характер разрушения оказывает влияние структура наполнителя. При разрушении КМЛ, армированного достаточно длинными опилками, при испытании на изгиб зарождается трещина в растянутой зоне, но ее продвижению препятствует наполнитель. Поскольку нагрузки при разрушении ледяной матрицы существенно меньше необходимых для разрушения наполнителя, то фронт трещины вынужден либо обогнуть «препятствие» по матрице, либо продернуть наполнитель в материале, что вносит дополнительный вклад в прочность. Поэтому фронту трещины легче «обойти» мелкие опилки, а низкая адгезия хвои ко льду не позволяет повысить прочность КМЛ по сравнению с неармированным льдом, несмотря на достаточный размер частиц наполнителя.

Очевиден вывод о применении длинномерных наполнителей. При введении в КМЛ 30 объемных процентов люффы максимальное напряжение остается на уровне 3,0 МПа, но продвижение трещины останавливается армирующим материалом и появляется остаточная прочность $1,5 \pm 0,3$ МПа, которая сохраняется при дальнейшем деформировании образца. Остаточная прочность возникает в результате того, что ледяная матрица уже треснула, а образец выдерживает нагрузку за счет неразрушенного наполнителя, продергивающегося в матрице. Оценка остаточной прочности при увеличивающемся прогибе со скоростью нагружения 1 мм/мин приводит к длительности испытаний более 10 минут, что не соответствует традиционной продолжительности статических испытаний – до 10 минут. Поэтому целесообразно проводить испытания при скорости нагружения 3 мм/мин. При этом рост скорости влияет на прочность матрицы, но при армировании высокопрочными наполнителями заметного изменения прочности КМЛ не обнаружено (рис. 1). Интересно отметить, что при армировании

высокопрочными волокнами максимум прочности при изгибе наблюдается после образования трещины в матрице [8].

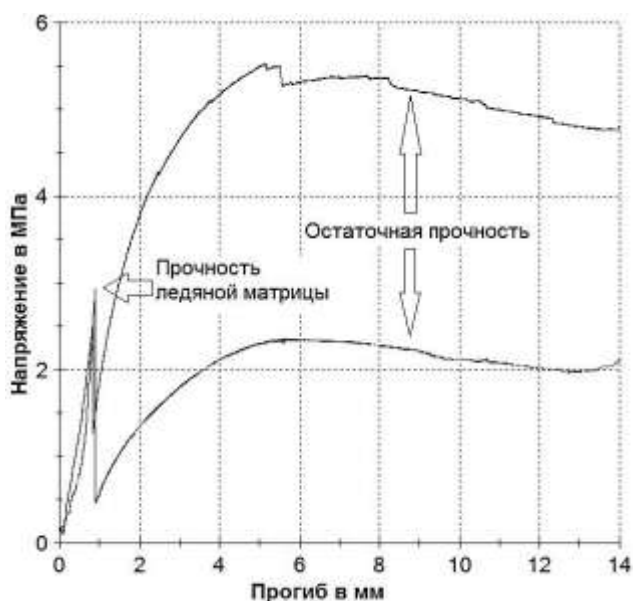


Рис. 1 – Диаграммы деформирования КМЛ, армированных длинномерными наполнителями

При прочности наполнителя, сопоставимой с прочностью льда, характер диаграмм деформирования меняется: остаточная прочность не выходит на плато, а снижается по мере разрушения наполнителя. Например, при армировании льняными волокнами содержанием 10 объемных процентов прочность при изгибе составила $5,7 \pm 0,6$ МПа, а разрушение происходило постепенно при раскрытии поперечной трещины.

Испытания КМЛ с высокомодульными и высокопрочными армирующими компонентами приводит к тому, что при образовании трещины в ледяной матрице спад нагрузки едва заметен на диаграмме деформирования, вследствие хорошей адгезии матрицы и наполнителя и быстрого перераспределения несущей нагрузки на наполнитель. Армирующие слои препятствовали разрушению образцов, что привело к образованию множественных трещин в растянутой зоне образца, а также продольных трещин, вследствие появления поперечной силы в плоскости образца. Нужно отметить, что армирующие слои в данных образцах были

расположены на уровне 5 и 15 мм по высоте образца со стороны, противоположной нагружающему пуансону.

Для испытаний на сжатие льда и КМЛ использовались образцы размером $\varnothing 50 \times 50$ мм в сквозных цилиндрических формах из алюминиевого сплава. Важным аспектом при испытании на сжатие является параллельность сжимаемых поверхностей образца. При несоблюдении данного условия будет наблюдаться скол с кромки, особенно для такого хрупкого материала, как лед. Испытания на сжатие проводились аналогично испытаниям на изгиб при температуре минус $10 \pm 1^\circ\text{C}$.

Прочность при сжатии льда, замороженного из дистиллированной воды доходит до 2,7 МПа при скорости нагружения 3 мм/мин. Для образцов характерно хрупкое разрушение, состоящее из нескольких стадий. Сначала образуется вертикальная трещина, распространяющаяся через весь образец, затем появляются еще несколько вертикальных трещин, приводящих к разделению образца на несколько частей. Трещины объединяются и укрупняются, вследствие чего выкрашиваются части образца. При дальнейшем деформировании образцы рассыпаются на множество осколков, но разрушение происходит плавно, нет резкого «взрыва», характерного для многих хрупких материалов.

Армирование льда различными наполнителями снижает его хрупкость и повышает прочность. Так армирование сеном с массовой долей 5 и 8% повышает прочность льда до 4,6 и 4,2 МПа, соответственно, и снижает чувствительность к дефектам, поскольку препятствует появлению магистральных трещин. Так же как и при испытании на изгиб фронту трещины в ледяной матрице необходимо «обойти» наполнитель, что затрудняется с увеличением протяженности межфазных границ. При сжатии добавляется еще одна особенность: зависимость прочности и характера разрушения от близости содержания наполнителя к предельному значению насыщения. Содержание сена около 8% или мелкодисперсных опилок около

15% является близким к предельному значению, при превышении которого матрица уже не сможет равномерно распределяться в композиционном материале. Характер разрушения таких КМЛ, в отличие от неармированного льда, вязкий, без резких спадов нагрузки, с растрескиванием при образовании так называемой «бочки». При армировании льда мелкодисперсными древесными опилками присущая льда хрупкость исчезает с увеличением массовой концентрации наполнителя с 0,5 до 15%. При содержании опилок более 2,5% образцы при сжатии ведут себя как однородное тело, отсутствуют трещины за исключением растрескивания при образовании «бочки». Рост прочности при сжатии по сравнению с неармированным льдом наблюдается уже при добавлении всего 0,5% опилок. С увеличением концентрации вплоть до 10% прочность растет еще больше до $7,2 \pm 0,6$ МПа, но при концентрации в 15% достигается «пересыщение» композита наполнителем и прочность снижается до 6,5 МПа.

Существенно изменяется характер диаграммы деформирования (рис. 2) в зависимости от концентрации наполнителя.

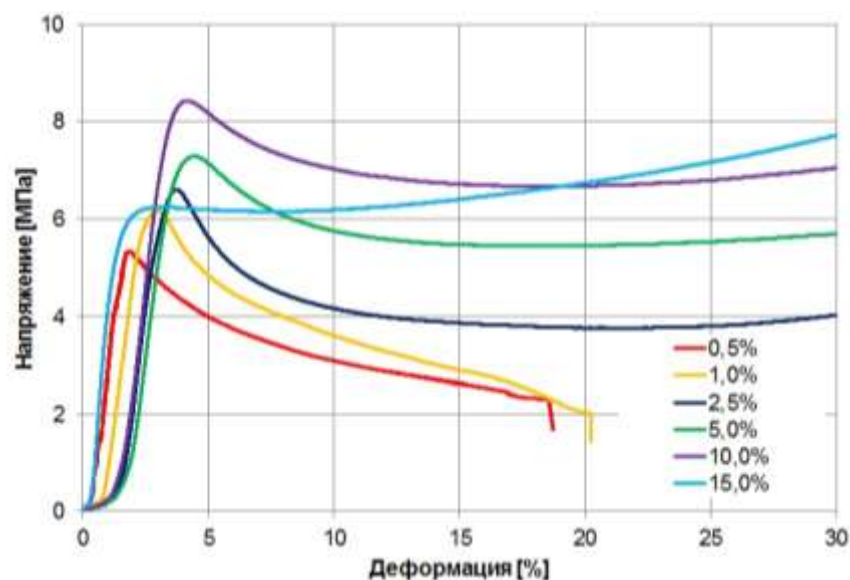


Рис. 2 – Характерные диаграммы деформирования КМЛ, армированных мелкодисперсными опилками с различной концентрацией

При содержании опилок 0,5 и 1% после достижения максимума прочности при сжатии наблюдается плавный спад нагрузки, аналогично неармированному льду. Для концентраций 2,5; 5 и 10% после достижения максимального напряжения происходит спад нагрузки, а затем последующий рост, связанный, вероятно, с достижением предела уплотнения КМЛ и активным расширением образца под давлением, которое не учитывается в расчетах напряжений (расчет ведется по площади исходного сечения). Величина спада снижается с ростом концентрации опилок. При концентрации в 15% спад нагрузки после максимума вырождается в горизонтальную прямую.

Увеличение скорости деформирования существенно отражается на прочности при сжатии. Так повышение в 5 раз скорости нагружения образца (до 15 мм/мин), армированного сеном с концентрацией наполнителя 5 % приводит к росту прочности при сжатии до 7,1 МПа. При увеличении скорости деформирования до 30 мм/мин (в 10 раз больше) прочность КМЛ, армированного мелкодисперсными опилками, возрастает до 10,9 МПа при концентрации наполнителя 15%.

Для концентрации опилок в 10% зависимость максимального напряжения от скорости деформирования представлена в таблице 1.

Таблица 1

Зависимость максимального напряжения при сжатии от скорости деформирования для образцов КМЛ с 10% содержанием опилок

Скорость деформирования, мм/мин	Прочность при сжатии, МПа
3	7,2
10	9,2
20	11,8
60	13,8
90	14,7

При увеличении скорости деформирования до 90 мм/мин прочность КМЛ, армированного мелкодисперсными опилками при концентрации наполнителя 10%, возрастает до 14,7 МПа, однако наблюдается образование магистральных трещин не только на боковой поверхности, но и в центре образца, сам образец крошится на несколько частей. С увеличением скорости деформирования спад нагрузки после максимума напряжения также увеличивается и характер диаграммы деформирования схож с неармированным льдом. Таким образом, можно сделать предположение, что для каждой концентрации наполнителя существует своя критическая скорость, при которой разрушение становится хрупким: для концентрации 1 % эта скорость не превышает 3 мм/мин, для 10 % – 90 мм/мин.

Заливка образцов, армированных бумажным наполнителем, проводилась послойно для сплошных слоев (использовалась нарезанная кружками газетная бумага) и целиком для порезанных на кусочки бумажных салфеток. Бумажные наполнители перед закладкой в образец смачивались. Диаграмма деформирования при армировании размолотыми салфетками схожа с диаграммами при армировании сеном и опилками: имеется спад нагрузки и локальный минимум. Прочность при этом составляет 7,6–8,7 МПа, что является одним из наибольших значений среди исследованных в работе образцов. Характер разрушения схож с описанным для образцов, армированных опилками.

При армировании слоями газетной бумаги рост прочности коррелирует с количеством уложенных листов при их равномерном расположении: для 15 листов (5 слоев по три листа в слое) максимальное напряжение 6,1–6,6 МПа, для 10 листов (10 слоев по одному листу в слое) – 4,8–5,0 МПа. При этом образец неоднороден и после достижения максимального напряжения начинается спад нагрузки, аналогично неармированному льду или КМЛ с малым содержанием наполнителя. Необходимо отметить, что слои, разделенные газетной бумагой, незначительно проскальзывают друг относительно друга и происходит сжатие не изотропного материала, а скорее стопок льда уложенных друг на друга и разделенных прослойкой бумаги.

При кажущейся низкой прочности бумаги, разделения образца на части не происходит, образуются трещины на боковой поверхности, прерывающиеся поперечными армирующими слоями.

Испытания на удар падающим грузом проводились на образцах размером $150 \times 100 \times 10$ мм с послойной заливкой намораживаемых слоев. Определяемой характеристикой являлась энергия удара, необходимая для пролома образца бойком со сферическим наконечником диаметром 16 мм. В процессе испытания велась запись силы, действующей на ударный боек, и его перемещения, которые позволили вычислить работу бойка на разрушение образца. При возврате бойка работа считалась отрицательной. Характерные диаграммы при ударе падающим грузом представлены на рисунке 3.

Энергия, необходимая для разрушения определялась подбором таким образом, чтобы при возврате бойка остаток энергии был максимально близок к нулю, то есть вся сообщенная образцу энергия была преобразована в работу разрушения. В случае хорошей повторяемости результатов или наборе достаточного количества статистических данных возможно вычисление работы разрушения путем испытаний образцов одного материала при различных энергиях удара и построении соответствующих кривых, аппроксимация которых позволит установить необходимую величину. Из-за анизотропии по толщине образцов льда и КМЛ процесс внедрения ударного бойка зачастую не линеен, поэтому подбор энергии эффективнее.

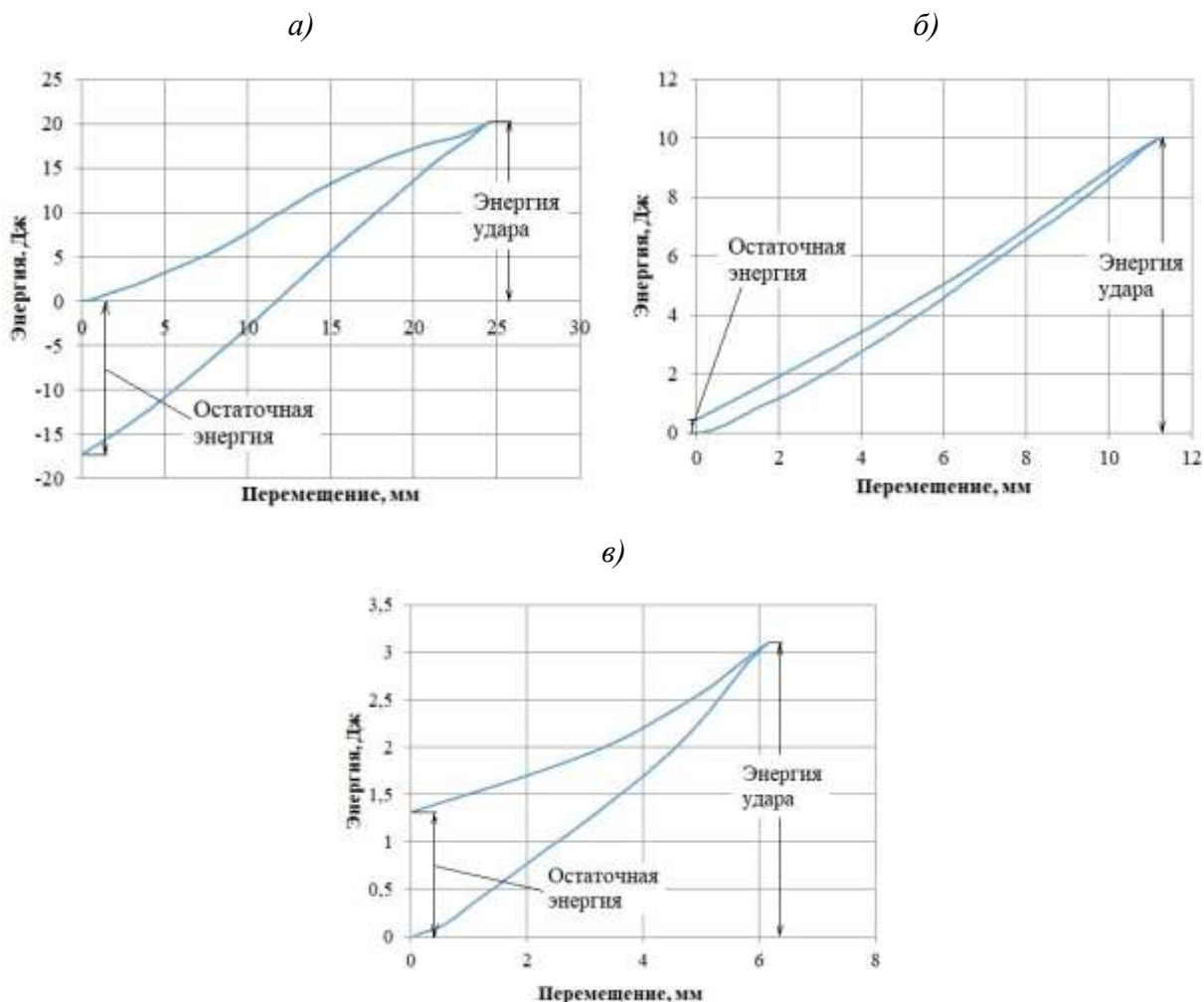


Рис. 3 – Характерные диаграммы для образцов КМЛ избыточной энергией удара (а), подобранной энергией удара (б) и недостаточной энергией удара (в)

При испытании неармированного льда или КМЛ с дискретными наполнителями (опилки, размолотые бумажные салфетки) минимальной энергии копра 2,18 Дж достаточно для пробоя образца. При разрушении образец разделяется на части радиально расходящимися трещинами. Для КМЛ, армированных слоями длинномерных наполнителей, образуется круглая лунка от бойка. Боек «раздвигает» армирующие слои, но наполнитель препятствует дальнейшему распространению радиальных трещин, в результате чего образуются множественные трещины в зоне удара, ориентированные вдоль направления армирования. Результаты испытаний КМЛ, армированных базальтовыми волокнами представлены в таблице 2.

Таблица 2

Результаты испытаний КМЛ, армированных базальтовыми волокнами,
при ударе падающим грузом.

Высота расположения слоев наполнителя, отсчитывая со стороны противоположной удару, мм	Подобранная энергия удара, Дж	Средняя остаточная энергия, Дж
4 и 8	3,0	0,3
2, 4, 6 и 8	10,0	0,6

Выводы

Установлено, что при испытании на изгиб композиционных материалов с ледяной матрицей характерный вид диаграммы деформирования и механизм разрушения зависят от состава и структуры армирующего наполнителя, его прочности и адгезии ко льду. Для дискретных наполнителей малого размера и/или с низкой адгезией ко льду характер разрушения хрупкий. Для дискретных наполнителей с высокой адгезией ко льду разрушение более вязкое. Длинномерные наполнители приводят к появлению остаточной прочности после достижения максимального напряжения, величина которой зависит от прочности самого наполнителя.

Выявлено, что при испытании на сжатие КМЛ влияние на прочность оказывают концентрация наполнителя и скорость нагружения. При достижении «пересыщения» наполнителя и дальнейшем увеличении его концентрации прочность КМЛ снижается, а на диаграмме деформирования снижается величина или вовсе отсутствует локальный спад нагрузки после достижения максимального напряжения сжатия. С ростом скорости деформирования прочность композиционного материала с ледяной матрицей возрастает, но характер разрушения становится хрупким.

При ударе падающим грузом необходимо подбирать величину энергии удара для оценки необходимой работы, затрачиваемой на разрушения

образца. Введение длинномерных наполнителей препятствует распространению трещин по образцу КМЛ.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (код проекта 18-13-00392).

Литература

1. Каблов Е.Н., Лебедев М.П., Старцев О.В., Голиков Н.И. Климатические испытания материалов, элементов конструкций, техники и оборудования в условиях экстремально низких температур // Труды VI Евразийского симпозиума по проблемам прочности материалов и машин для регионов холодного климата EURASTRENCOLD-2013. 2013. С. 5–7.
2. Каблов Е.Н. Из чего сделать будущее? Материалы нового поколения, технологии их создания и переработки – основа инноваций // Крылья Родины. 2016. №5. С. 8–18.
3. Бузник В.М., Каблов Е.Н. Состояние и перспективы арктического материаловедения // Вестник РАН, 2017. том 87 № 9. С. 827–839.
4. Дынкин А.А., Верниковский В.А., Добрецов Н.Л., Бузник В.М., Каблов Е.Н. и др. Научно-технические проблемы освоения Арктики. М.: Наука. 2015. 490 с.
5. Кравчук А.Н., Лысенко В.А. Удивительный композит – пайкерит // Композитный мир. 2015, №4 (61), С. 68–70.
6. Сазонов К.Е., Добродеев А.А. Исследование прочности льда на изгиб в северно-восточной части Каспийского моря // Проблемы Арктики и Антарктики. 2014. № 3. С. 62–68.
7. Бузник В.М., Гончарова Г.Ю., Нужный Г.А., Разомасов Н.Д., Черепанин Р.Н. Влияние растительных армирующих наполнителей на прочностные свойства композиционных материалов с ледяной матрицей // Материаловедение. 2018. №9. С. 33–40.

8. Черепанин Р.Н., Нужный Г.А., Разомасов Н.Д., Гончарова Г.Ю., Бузник В.М. Физико-механические свойства ледяных композиционных материалов, армированных волокнами Русар-С // Материаловедение. 2017. №7. С. 38–44.

УДК 620.193.27: 620.197.6

Повышение коррозионной стойкости поверхности изделий газодинамическим напылением защитных покрытий

Архипов В.Е.¹, к.т.н.; Лондарский А.Ф.¹, к.т.н.;

Москвитин Г.В.¹, д.т.н.; Пугачев М.С.¹

vearkhipov@mail.ru; gvmoskvitin@yandex.ru; pugachevmax@mail.ru

¹Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт
машиноведения им. А.А. Благонравова Российской академии наук (ИМАШ
РАН)

Аннотация:

Предложен способ защиты от коррозии ответственных изделий, изготовленных из алюминиевых сплавов путем создания композиционного покрытия на их поверхности, из слоя никеля, который наносится на подслои из мягких металлов с использованием газодинамического напыления.

Ключевые слова:

газодинамическое напыление, покрытие, коррозия, прочность.

В настоящее время, как правило, для защиты поверхности применяют разнообразные лакокрасочные покрытия, которые не всегда по механическим характеристикам удовлетворяют условиям эксплуатации и, кроме того, не выдерживают воздействие низкой и высокой температуры. Использование таких методов, как химическое или электрохимическое осаждение покрытий, достаточно трудо- и энергозатратно и не всегда возможно, например, из-за габаритов изделия. Нанесение защитных покрытий газотермическими методами, например металлизацией, может привести к перегреву металла основы и изменению геометрии, а также механических характеристик изделия. При необходимости нанесения защитных покрытий на локальные участки поверхности эти методы требуют использования дополнительной оснастки для защиты остальной поверхности.

Низкотемпературное газодинамическое напыление (ГДН) позволяет наносить разнообразные функциональные покрытия и не обладает большинством указанных выше недостатков. Метод основан на использовании узконаправленного потока воздуха, имеющего сверхзвуковую скорость, в который вводится механическая смесь частиц металлов и оксида алюминия (корунда). Частицы металлов разгоняются до значительной скорости и, попадая на поверхность, формируют покрытие, а твёрдые частицы уплотняют металл, в результате чего достигаются высокие показатели прочности сцепления покрытия с подложкой (адгезия) и когезионной прочности металла покрытия (когезия).

Газодинамическое напыление имеет ряд существенных технологических и экологических преимуществ по сравнению с традиционными методами нанесения покрытий, например газотермическими. Его можно использовать в производственных и полевых условиях, так как качество покрытия существенно не зависит от воздействия внешней среды. В процессе напыления не происходит вредных выделений, а разогрев деталей, изделий и конструкций не превышает 120-140°C, благодаря чему их

геометрия и механические характеристики материала сохраняются. Газодинамическим напылением можно наносить покрытия толщиной от 100 мк до 1 мм со скоростью 10 см²/мин на локальные (без специальной защиты соседних участков) и труднодоступные участки поверхности [1,2].

В настоящей работе представлены результаты исследования свойств однокомпонентных и композиционных покрытий на основе цинка, алюминия и никеля, нанесённых на поверхность низкоуглеродистой стали.

Механические свойства покрытия

Твёрдость алюминия зависит от температуры напыления и повышается до ≈ 1000 МПа при увеличении количества циклов (времени) напыления при температуре потока воздуха 180°C (см.1 рис.1). Повышение температуры потока воздуха до 360°C сопровождается незначительным ростом твёрдости при увеличении количества циклов напыления. Использование максимальной температуры процесса (540°C) приводит к повышению твёрдости при минимальном времени процесса и её снижению при увеличении количества циклов нанесения покрытия (см.3, рис.1). Снижение твёрдости алюминия при увеличении времени напыления обусловлено процессами возврата (отдыха) в нанесённом и деформированном металле [3].

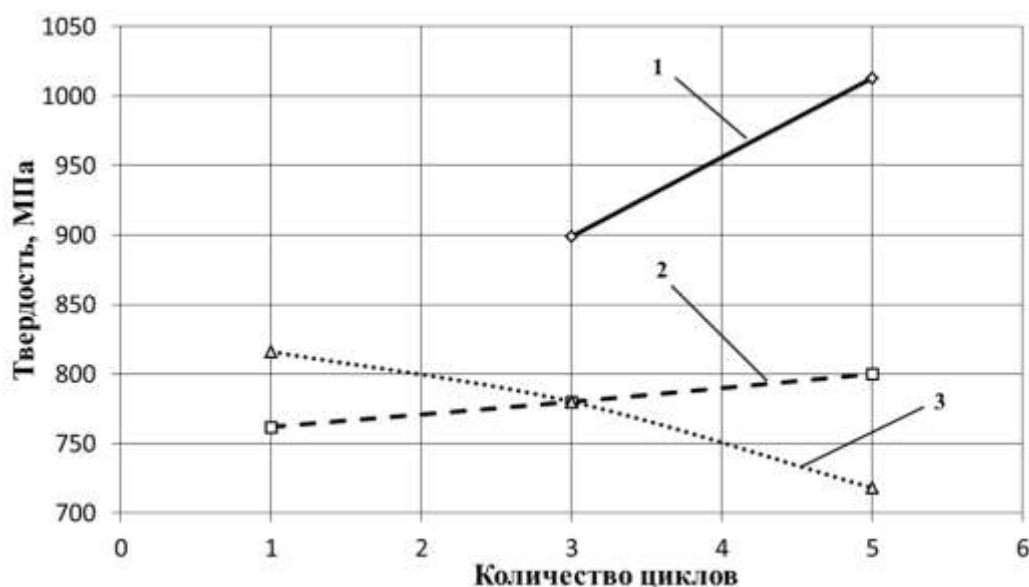


Рис. 1 – Зависимость твёрдости алюминия от количества циклов и температуры напыления: 1 – 180°C, 2 – 360°C, 3 – 540°C

Слой никеля, нанесённый при минимальном количестве циклов и температуре потока воздуха 180 С, имеет твёрдость порядка ≈ 2700 МПа (см.1, рис.2).

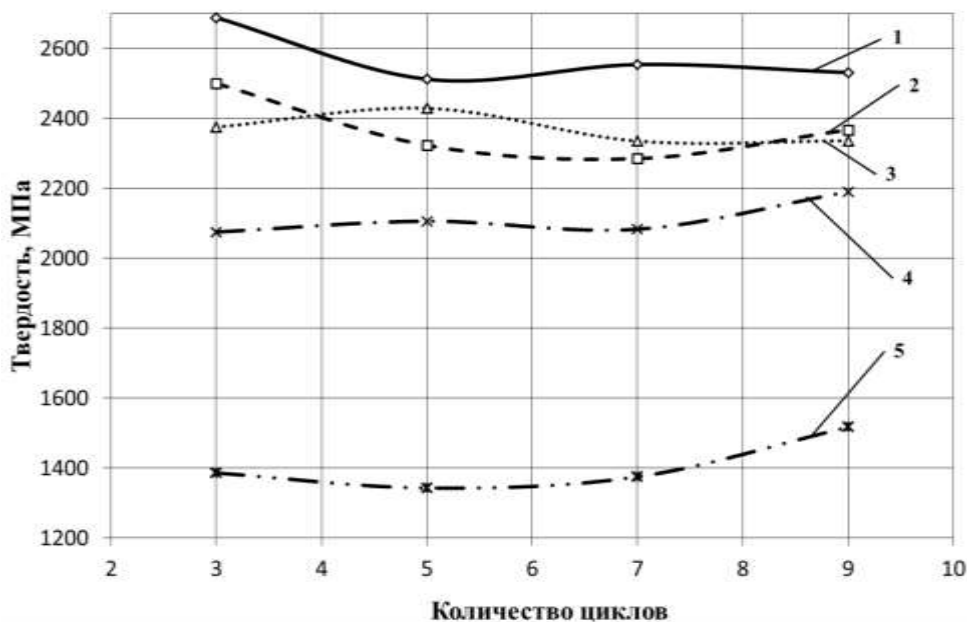


Рис. 2 – Изменение твёрдости никеля в зависимости от количества циклов и температуры напыления: 1 – 180°C, 2 – 360°C; 3 – 540°C; 4 – 540°C с последующей термической обработкой в печи при температуре 530°C и выдержке 2 часа; 5 – 540°C с последующей термической обработкой в печи при температуре 830°C и выдержке 4 часа

Повышение температуры напыления до 360°C приводит к снижению твёрдости примерно на 200 МПа во всём интервале изменения количества циклов напыления (3-9 циклов) (см.2, рис.2). Дальнейшее увеличение температуры напыления до 540°C практически не оказывает влияния на твёрдость формируемого покрытия (см.3, рис. 2). Термическая обработка в печи образцов из стали с покрытием никеля при температуре 530°C и времени выдержки 2 часа незначительно влияет на твёрдость (см.4,рис. 2). Однако, дальнейшее повышение температуры и времени термической обработки в печи сопровождается понижением твёрдости никеля до уровня 1400 МПа (см.5, рис. 2).

Столь высокая твёрдость покрытия никеля и отсутствие значительного влияния режимов напыления на твёрдость нанесённого металла обусловлена дроблением исходной структуры на фрагменты размеров 105 нм и тем, что температура рекристаллизации никеля (640°C) выше, чем термические параметры напыления.

Твёрдость покрытия цинка снижается с 850 до 650 МПа при повышении температуры напыления с 270°C до 450°C.

Высокие значения твёрдости металла покрытия могут способствовать повышению сопротивления разрушению под воздействием твёрдых частиц и взвесей.

При испытании на прочность сцепления покрытия с основой методом сдвига происходит срез нанесённого металла с подложки, поэтому результаты испытания интерпретируются как когезионная прочность металла покрытия на срез [4]. Для покрытия алюминия и цинка когезионная прочность на срез составляет порядка 30 МПа и 35 МПа соответственно и снижается с увеличением температуры напыления (см. 3 и 4, рис. 3).

Испытание покрытия при растяжении показывает, что когезионная прочность покрытия алюминия составляет порядка 180 МПа, что в два раза выше, чем объёмная прочность алюминия (см. 1, рис. 3) [5]. При повышении температуры напыления когезионная прочность покрытия алюминия снижается до 53 МПа, что связано с процессами, проходящими в деформированном металле при нагреве [3].

Когезионная прочность покрытия цинка при растяжении находится в интервале 93-95 МПа при повышении температуры напыления с 270°C до 450°C (см. 2, рис.3).

Когезионная прочность покрытия никеля при растяжении находится в интервале 64-72 МПа при повышении температуры напыления с 360°C до 540°C (см. 5, рис. 3).

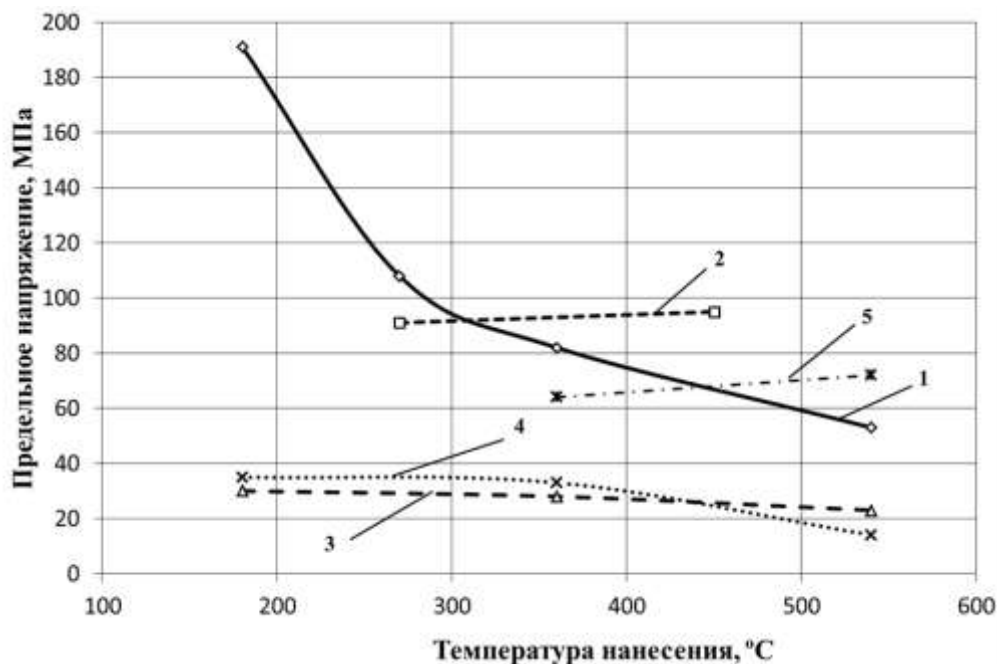


Рис. 3 – Зависимость когезионной прочности покрытия от температуры напыления при испытании на растяжение 1 – алюминий, 2 – цинк, 5 – никель и срез 3 – алюминий, 4 – цинк

В таком случае прочность сцепления покрытия алюминия с подложкой из стали 40Х составляет не менее 30 МПа, а покрытия цинка не менее 35 МПа.

Прочность сцепления покрытий с подложкой (адгезия) и когезионная прочность металла покрытия (когезия) зависят от температуры напыления и достигают значительных величин, что позволяет нанесённому слою металла не разрушаться при значительных нормальных и касательных нагрузках.

Коррозионные свойства

Ускоренные испытания покрытия алюминия и цинка, нанесённого на низкоуглеродистую сталь 20, в среде слабого электролита (3% NaCl) выявили значительные перспективы использования технологии газодинамического напыления для защиты изделий из железоуглеродистых сплавов от коррозии [6].

Коррозионные потери массы у образцов с покрытием цинка, нанесённым методом ГДН, возрастают до 840 часов нахождения образцов в

коррозионной среде, а в дальнейшем снижаются и к концу испытаний составляют $2,8 \times 10^{-15}$ кг/м² (линия 2, рис.3). При нанесении покрытия цинка методом горячего цинкования коррозионные потери массы изменяются по зависимости близкой к линейной (линия 3, рис.4). К концу испытаний общие потери массы составляют $4,3 \times 10^{-15}$ кг/м², что в 1,5 раза выше, чем при газодинамическом напылении.

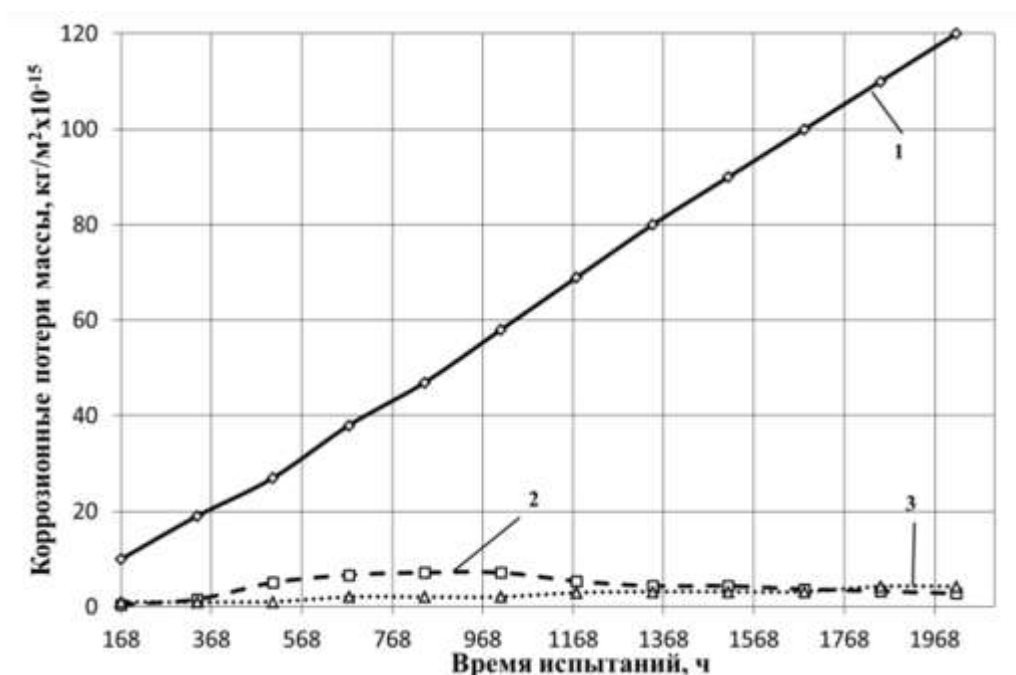


Рис. 4. Коррозионные потери массы образцов: 1 – сталь 20, 2 – сталь 20 с покрытием цинка, нанесённым методом ГДН, 3 – сталь 08Ю с покрытием цинка, нанесённым методом горячего цинкования

Скорость коррозии у образцов из стали 20, покрытых цинком методом ГДН, после испытаний в течение 2016 часов составляет $0,63 \times 10^{-15}$ кг/м² год. У образцов из стали 08Ю с покрытием цинка, нанесённым методом горячего цинкования, скорость коррозии выше и составляет $1,0 \times 10^{-15}$ кг/м² год. Таким образом, нанесение покрытия цинка на сталь 20 методом газодинамического напыления позволяет снизить скорость коррозии низкоуглеродистой стали до 45 раз.

Более высокая твёрдость цинкового покрытия, нанесённого методом газодинамического напыления, позволяет более эффективно сопротивляться разрушению в условиях воздействия коррозионно – абразивной среды.

Ускоренные сравнительные испытания стали 20 с покрытиями из алюминия и смеси частиц цинка с алюминием показывают, что коррозионные потери массы покрытия алюминия к концу проведения исследований имеют некоторую тенденцию к снижению с $14,3$ до $10,1 \times 10^{-15}$ кг/м² (см. 3, рис. 5). У двухкомпонентного покрытия они, наоборот, возрастают с нуля (336 часов) до $10,2 \times 10^{-15}$ кг/м² (2016 часов) и достигают коррозионной потери массы, полученной для покрытия из чистого алюминия (см. 4, рис. 5). В то же время коррозионные потери массы у покрытия цинка возрастают с $0,47$ до $2,8 \times 10^{-15}$ кг/м² в течение всего времени испытаний. Таким образом, коррозионные потери массы двухкомпонентного покрытия определяются свойством металла, который имеет более низкое сопротивление коррозии. Следовательно, с учётом одинаковой твёрдости покрытия алюминия и двухкомпонентной системы алюминий – цинк целесообразно проводить напыление покрытия на основе алюминия или цинка.

Однако, после термической обработки двухкомпонентного покрытия системы алюминий – цинк при температуре 480°C и времени выдержки 600 с коррозионные потери массы снижаются с $11,0 \times 10^{-15}$ кг/м² до нуля в течение 1512 часов испытаний и затем не изменяются (см. 5, рис. 5).

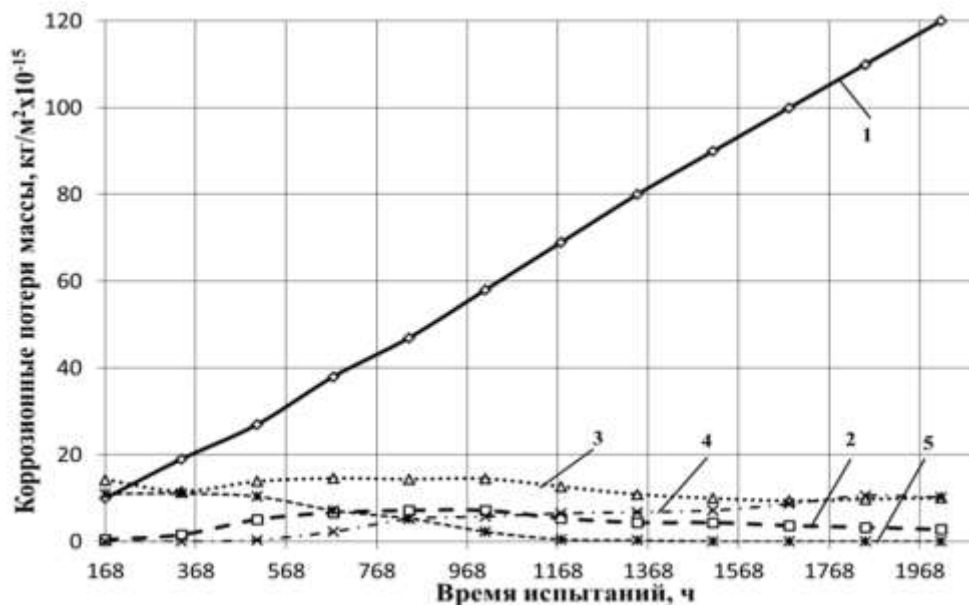


Рис. 5 – Коррозионные потери массы для стали 20 (1) и стали 20 с покрытием: 2 – Zn, 3 – Al, 4 – Al+Zn, 5 – Al+Zn (т/о)

Скорость коррозии покрытия алюминия и двухкомпонентного покрытия Al-Zn имеет одинаковую величину и составляет $2,2 \times 10^{-15}$, кг/м² год (табл. 1). После термической обработки двухкомпонентного покрытия скорость коррозии имеет нулевую величину [7].

Таблица 1

Результаты испытаний на коррозию

Скорость коррозии, кг/м ² год $\times 10^{-15}$				
Сталь 20	Покрытие			
	Zn	Al	Al + Zn	Al + Zn (т/о)
27,3	0,6	2,2	2,2	0
Повышение сопротивления коррозии, раз				
-	45,5	12,4	12,4	-
Примечание: термическая обработка (т/о) покрытия проводилась в печи при температуре 480°C и времени выдержки 600 с.				

В процессе напыления можно наносить на поверхность изделия покрытие из композиции на основе двух и более металлов. Процесс напыления одного металла на другой осуществляется переключением с одного питателя на другой на блоке установки без существенной корректировки и изменения параметров и режимов напыления [1].

Испытание на коррозионную стойкость показывает, что покрытие никеля повышает сопротивление коррозии низкоуглеродистой стали 20 незначительно (до 2 раз). Однако, за счёт особого механизма формирования структуры, покрытие никеля значительно превосходит покрытие алюминия и цинка по твёрдости 2500–2700 МПа, что может обеспечить ему более высокую способность сопротивляться разрушению под механическим воздействием частиц и взвесей. Поэтому, для повышения сопротивления разрушению покрытия под механическим воздействием на поверхность железоуглеродистых сплавов наносится покрытие из меди, алюминия или цинка, а на него напыляется покрытие никеля.

Коррозионные потери массы образцов из стали 20, с нанесенным покрытием никеля на подслое из меди, достаточно низкие [6]. Их появление отмечается только после 1848 часов нахождения в коррозионной среде и, после завершения испытаний, они составляют $5,9 \times 10^{-15}$ кг/м² (см. 3, рис. 6). Коррозионные потери массы композиционного покрытия никеля, нанесенного на подслое из цинка, имеют тенденцию к повышению с $1,5 \times 10^{-15}$ кг/м до $30,6 \times 10^{-15}$ кг/м² при 1512 часов испытаний. Затем коррозионные потери массы снижаются до $24,7 \times 10^{-15}$ кг/м² и сохраняются на этом уровне до конца испытаний (см. 1, рис. 6). Нанесение подслоя из алюминия оказывается самым эффективным для повышения коррозионной стойкости образцов из низкоуглеродистой стали. На протяжении 336 часов испытаний коррозионные потери массы образца с композиционным покрытием

алюминий - никель уменьшаются с $4,4 \times 10^{-15}$ кг/м² до $0,4 \times 10^{-15}$ кг/м² и в дальнейшем снижаются до нуля (см. 2, рис. 6).

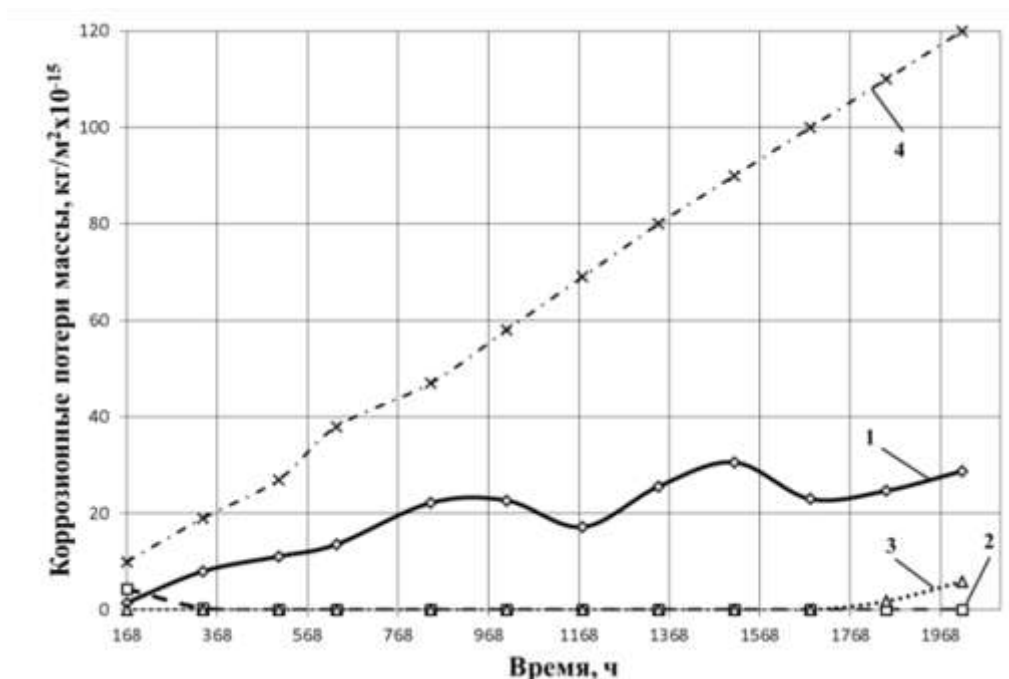


Рис. 6 – Коррозионные потери массы образцов с покрытием никеля, нанесённым на подслоя из: 1 – цинка, 2 – алюминия, 3 – меди, 4 – сталь 20

Скорость коррозии композиционного покрытия, где в качестве подслоя используется медь, составляет $1,34 \times 10^{-15}$ кг/м² год, что обеспечивает повышение сопротивления коррозии до ≈ 20 раз (табл. 2). Нанесение подслоя из цинка повышает сопротивление коррозии покрытия никеля чуть больше, чем вдвое. Использование алюминия в качестве подслоя перед напылением покрытия никеля позволяет снизить скорость коррозии до нуля (табл. 2).

Таблица 2

Сопротивления коррозии композиционных покрытий

Скорость коррозии, кг/м ² год $\times 10^{-15}$			
Сталь 20	Металл подслоя		
	медь	цинк	алюминий
27,3	1,34	6,56	0
Повышение сопротивления коррозии			
-	20,4	4,2	

Выводы

Газодинамическое напыление позволяет наносить покрытие алюминия и цинка на поверхность железоуглеродистых сплавов, с высокими характеристиками прочности сцепления покрытия с подложкой из железоуглеродистых сплавов, которая составляет не менее 35 МПа и 30 МПа соответственно.

Когезионная прочность покрытия алюминия, цинка и никеля имеет высокие значения – 150, 80 и 70 МПа соответственно, что обеспечит сопротивление разрушению поверхности при больших механических воздействиях.

Нанесение покрытия алюминия и цинка на поверхность железоуглеродистых сплавов позволяет снизить скорость коррозии в среде слабого электролита до 12 и 45 раз соответственно. Нанесение композиционного покрытия на основе алюминия и никеля снижает скорость коррозии до нуля.

Газодинамическое напыление защитных покрытий может стать наиболее эффективным, а в отдельных случаях незаменимым методом нанесения защитных покрытий, которые отвечают требованиям самых жестких условий эксплуатации.

Литература

1. Димет. Применение технологии и оборудования. [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://www.dimet-r.narod.ru/> - (Дата обращения 14.10.2014).
2. Холодное газодинамическое напыление. Теория и практика / А.П. Алхимов [и др.] — М.: Физматлит, 2010.- 536 с.
3. Структура и свойства покрытий, нанесенных газодинамическим напылением / Архипов В.Е., Дубравина А.А., Куксёнова Л.И.,

Лондарский А.Ф., Москвитин Г.В., Пугачев М.С. // Упрочняющие технологии и покрытия. 2015. № 4 (124). С. 18–24.

4. Сравнительная оценка адгезии покрытий / В.Е. Архипов, А.В. Балашова, А.Ф. Лондарский, Г.В. Москвитин, А.Ф. Мельшанов, М.С. Пугачев // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. -2014.-№ 12.-С. 47–52.

5. Адгезия и когезия газодинамических покрытий / В.Е. Архипов, А.В. Балашова, А.Ф. Лондарский, Г.В. Москвитин, М.С. Пугачев // Труды конференции «Живучесть и конструкционное материаловедение (ЖивКом – 2016)». 26-28 октября 2016. С. 196–199.

6. Архипов В.Е., Дубравина А.В., Лондарский А.Ф., Москвитин Г.В., Пугачев М.С., Хрущёв М.М. Коррозионные свойства покрытий, нанесенных газодинамическим напылением / Коррозия: материалы, защита. 2014. № 4. С. 33–38.

7. Свойства алюминий – цинкового покрытия, нанесённого газодинамическим напылением. Архипов В.Е., Лондарский А.Ф., Москвитин Г.В., Пугачев М.С., Фалалеев Н.С. //Упрочняющие технологии и покрытия. 2016. №6. С. 28–34.

УДК 620.1

Результаты исследований диаграмм растяжения меди М1, алюминиевых сплавов АМГ-6 и АМц по методу составного стержня Гопкинсона с применением галтельных образцов

Пушков В.А.^{1,2}, д.т.н.; Цибилов А.Н.¹; Юрлов А.В.¹;

Окинчиц А.А.¹; Найданова Т.Г.¹

postmaster@ifv.vniief.ru, support@sarfti.ru

¹Российский Федеральный Ядерный Центр – ВНИИЭФ, Саров,
Нижегородская обл.

²Саровский Физико-Технический Институт НИЯУ МИФИ, Саров,
Нижегородская обл.

Аннотация:

Представлены результаты создания установки для исследования динамического растяжения конструкционных материалов по методу составного стержня Гопкинсона (метод ССГ). Приведены результаты тестовых экспериментов на образцах меди М1, сплавов АМГ-6 и АМц.

Ключевые слова:

метод составного стержня Гопкинсона, динамическое растяжение.

Введение

Для разработки конструкций необходимы различные экспериментальные данные о поведении материалов конструкций, включая данные о динамическом растяжении при скоростях деформации 10^2 - 10^3 с⁻¹. Данные о динамическом растяжении материалов во многих случаях, в частности во ВНИИЭФ, получают, используя метод составного стержня Гопкинсона (ССГ, другое название - метод Кольского) [1], [2]. В опытах на динамическое растяжение ранее в методе ССГ применялись образцы колпачкового типа [3]. При этом нагружающий стержень вставлялся в колпачок, а фланцы колпачка опирались на опорный стержень в виде трубки. С точки зрения однородности напряженно-деформированного состояния и расчетного описания более предпочтительными являются цилиндрические образцы галтельного типа, которые закрепляются на резьбе в нагружающий и опорный стержни (оба стержня сплошные) [4].

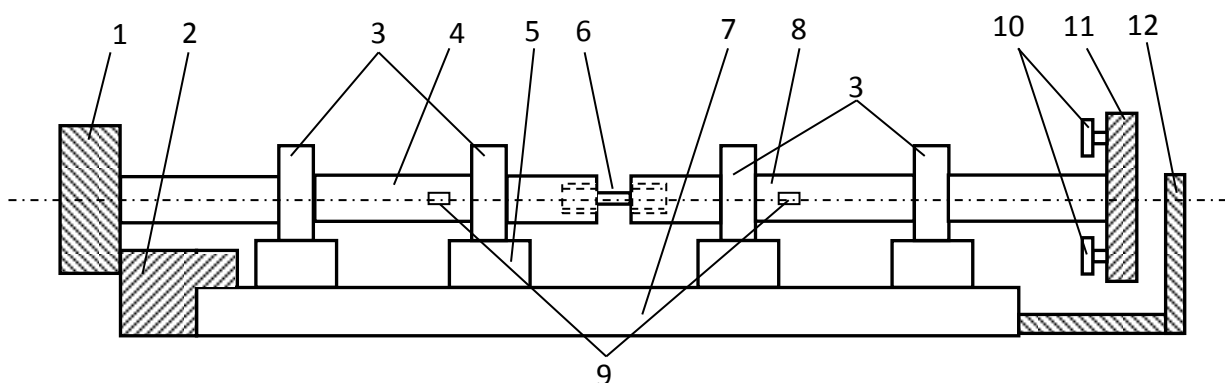
В настоящей работе представлена установка метода составного стержня Гопкинсона для исследований динамического растяжения конструкционных материалов на цилиндрических образцах галтельного типа. Установка создавалась на основе известных принципов метода ССГ [1], анализа применяющихся для динамического растяжения методик и опыта работ с устройствами и установками ССГ, например [5–7]. Схема динамического растяжения, разработанная во ВНИИЭФ [8] и в НИИ Механики ННГУ [9], имеет сходство со схемой Т.Николаса [10], где волна растяжения формируется после отражения волны сжатия от свободного торца опорного стержня. Однако в новой схеме растяжение осуществляется первичной волной растяжения (прямое растяжение).

В устройствах метода ССГ используются, как правило, пневматический или гидро-пневматический способ создания нагрузки, например [4, 9]. В отличие от этого в настоящей работе применяется используемый нами в методе ССГ взрывной способ нагружения [2, 8].

Представлены результаты тестовых экспериментов по исследованию динамического растяжения меди М1, алюминиевых сплавов АМг-6 и АМц при скоростях деформации $\dot{\epsilon}=1160-1450 \text{ с}^{-1}$.

Конструкция установки ССГ

Схема установки приведена на рисунке 1. Основа установки – мерные стержни из сплава титана ВТ16. Диаметр стержней 20 мм, образец цилиндрический галтельного типа с резьбой на торцах, рабочая часть образца $\varnothing 5 \times 8$ мм. В установке с помощью взрыва создается волна напряжения, распространяющаяся по стержням (рисунок 1, поз. 4 и 8) и растягивающая образец (поз. 6). Цилиндрический галтельный образец имеет резьбы с обоих торцов и с помощью них закреплен в стержнях.



1, 2 – ограничительный узел, 3 – направляющие элементы, 4 – опорный стержень, 5 – подставка, 6 – образец, 7 – основание-швеллер, 8 – нагружающий стержень, 9 – тензодатчики, 10 – узел взрывного нагружения, 11 – ударник, 12 – узел защиты
Рис. 1 – Схема установки ССГ для исследования диаграмм динамического растяжения

Механический импульс, создающий волну напряжения, формируется с помощью узла взрывного нагружения (поз. 10), представляющего собой стальной диск с наклеенным на него ВВ, установленный на формирователь импульса (демпфер). Узел взрывного нагружения (их может быть до 4 шт.) закрепляется на ударнике (поз.11), соединенном с нагружающим стержнем (поз. 8). При взрыве ВВ демпфер деформируется и механический импульс, передаваемый на ударник, создает волну напряжения (растяжения) в нагружающем стержне (поз. 8) и образце. Диск (поз. 1), соединенный с

опорным стержнем, и вставка (поз. 2) служат для исключения перемещения опорного стержня (поз. 4) при нагружении образца. Узел защиты (поз. 12) служит для ограничения перемещения нагружающего стержня в случае разрыва образца в процессе нагружения. Стержни с образцом вместе с направляющими элементами (поз. 3) и подставками (поз. 5) закреплены на основании - швеллере (поз. 7). По записям упругих деформаций стержней, зарегистрированным тензодатчиками (поз.9), по известным формулам метода ССГ [1] строятся диаграммы «напряжение-деформация» σ - ϵ . На рисунке 2 приведена фотография установки с образцом.

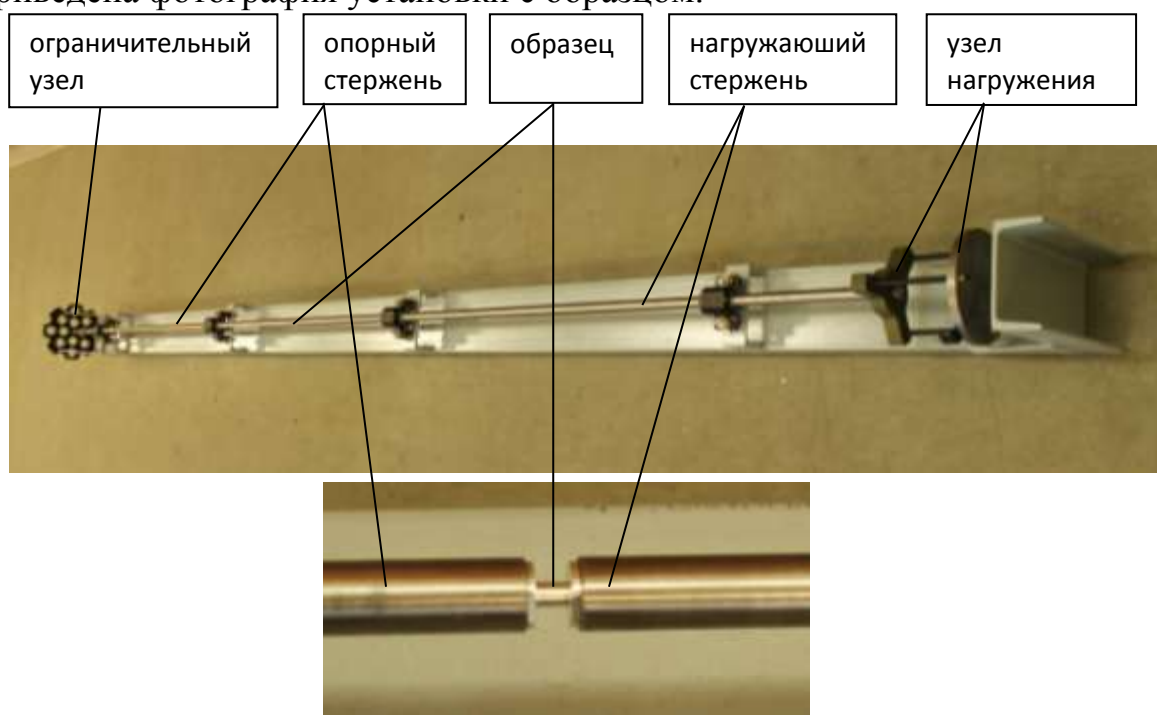


Рис. 2 – Фотографии установки и образца между стержнями

Установка предназначена для исследования диаграмм динамического растяжения материалов в диапазоне скоростей деформации от 10^2 до $0,5 \cdot 10^4$ с⁻¹ методом ССГ.

Результаты тестовых опытов

Медь М1

Образцы меди М1 были в состоянии поставки. Было проведено 2 опыта при динамическом растяжении со скоростями деформации $\dot{\epsilon}=1000-1100$ с⁻¹. Образцы в опытах деформировались и разрушались. На рисунке 3 приведены

построенные по импульсам деформаций на стержнях диаграммы σ - ε опытов по динамическому растяжению меди М1.

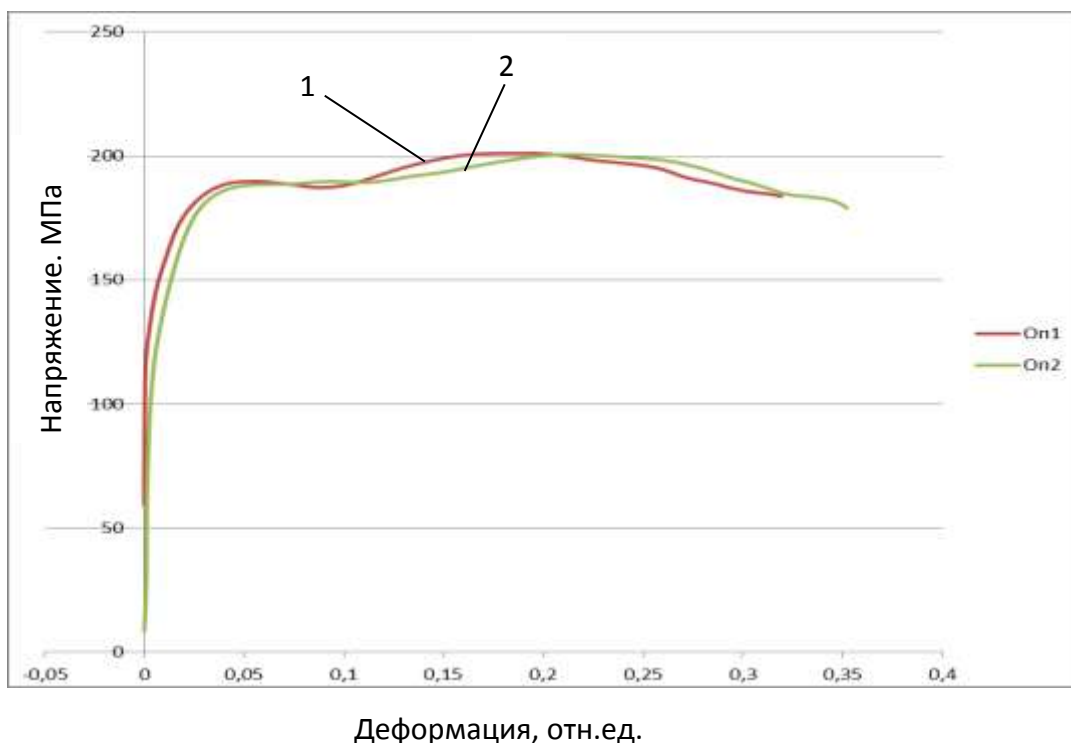


Рис. 3 – Диаграммы σ - ε динамического растяжения меди М1 при $\dot{\varepsilon}=1000-1100 \text{ с}^{-1}$

Следует отметить, что диаграммы σ - ε построены для первой волны напряжения (растяжения), проходящей по образцу. На последующие волны напряжения, проходящие по образцу, накладываются другие волны, отраженные от торцов стержней, что не позволяет корректно строить продолжение диаграмм σ - ε .

На рисунке 4 представлены типичные записи импульсов деформаций на нагружающем стержне $\varepsilon_l(t)$ и на опорном стержне $\varepsilon_T(t)$, зарегистрированные в одном из опытов с медью М1. Длительность первых волн, растягивающих образец, в опытах составили 400-440 мкс. Однако такой длительности не хватало для получения конечной деформации вплоть до разрушения. Поэтому на построенных диаграммах величины относительных деформаций составляют $\sim 30-35 \%$, а по «постопытным» образцам,

собранным из двух половинок, остаточные деформации разрушения составляют ~62–68 %.

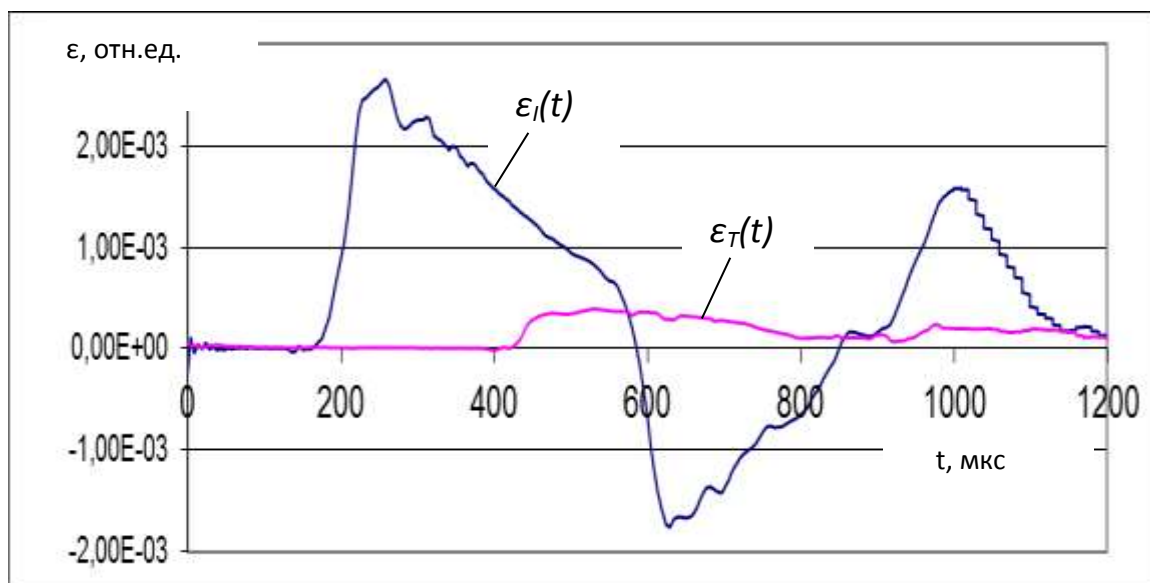


Рис. 4 – Типичные записи импульсов деформаций $\varepsilon_I(t)$ и $\varepsilon_T(t)$ на нагружающем и опорном стержне соответственно в одном из опытов с медью М1 (опыт №1)

Таким образом, конечная деформация образцов вплоть до разрушения достигалась не в первой волне напряжения, а в последующих волнах и она по диаграммам не определялась.

Из полученных диаграмм определены величины пределов текучести $\sigma_{0,2}$ и пределов прочности σ_B . В таблице 1 приведены результаты опытов с медью М1.

Таблица 1

Результаты опытов с медью М1

№ оп.	$\dot{\varepsilon}$, с ⁻¹	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа
1	1000	125	200
2	1100	115	198

Среднее значение $\sigma_{0,2}$, при скоростях деформации 1000-1100 с^{-1} составляет 120,0 МПа, среднее значение $\sigma_{\text{в}}=199,0$ МПа. По постопытным образцам среднее значение конечного остаточного удлинения при разрыве $\delta=65$ %. В работе [2] для отожженной меди М1 при динамическом растяжении и при скоростях деформации 500-3000 с^{-1} получено среднее значение $\sigma_{0,2}=66$ МПа. В справочнике [11], приведено, что при статическом растяжении для отожженной меди $\sigma_{0,2}=70$ МПа, а для нагартованной $\sigma_{0,2}=380$ МПа. В справочнике [12] приведено, что также при статическом растяжении для прутков меди М0, М1, М2 $\sigma_{0,2}=80$ МПа, $\sigma_{\text{в}}=200-240$ МПа, а $\delta=30-50\%$.

Следует отметить, что для меди М0, М1, М2 характерна сильная зависимость свойств (предела текучести, модуля упрочнения, предельных характеристик при растяжении) от исходного состояния, в частности, от исходной микроструктуры. Поэтому для разработчиков конструкций очень важно исследовать свойства именно той меди (имеющей то или иное состояние, структуру, состав), которая будет работать в конструкции. Подробных сведений о состоянии, структуре, химическом составе испытанной нами М1 на сегодня нет, однако исходя из приведенного выше разброса механических характеристиках меди, можно отметить, что полученные данные не противоречат имеющимся данным.

АМг-6

Образцы алюминиевого сплава АМг-6 были в состоянии поставки. Было проведено 4 опыта при динамическом растяжении со скоростями деформации $\dot{\epsilon}=1160-1450$ с^{-1} .

Во всех опытах образцы деформировались и разрушались, деформация разрушения составляла $\sim 25-35\%$. Процесс деформирования и разрушения регистрировался скоростной видеокамерой типа FASTCAM, скорость видеосъемки составляла $4 \cdot 10^4$ кадров/сек. В опытах образцы разрушались в первой волне напряжения, проходящей по образцу, когда еще не происходит ее взаимодействие с отраженной от торца опорного стержня волной. Это

подтвердилось с помощью скоростной видеосъемки процесса и записанных импульсов деформаций с тензодатчиков. На рисунке 5 представлены кадры видеосъемки одного из опытов, где образец находится в состоянии предразрушения с образованием шейки и где образец уже разрушен.



Рис. 5 – Видеокдры образца АМг-6 в состоянии предразрушения с образованием шейки (а) и разрушенного образца (б)

На рисунке 6 приведены построенные по импульсам деформаций диаграммы σ - ϵ динамического растяжения АМг-6.

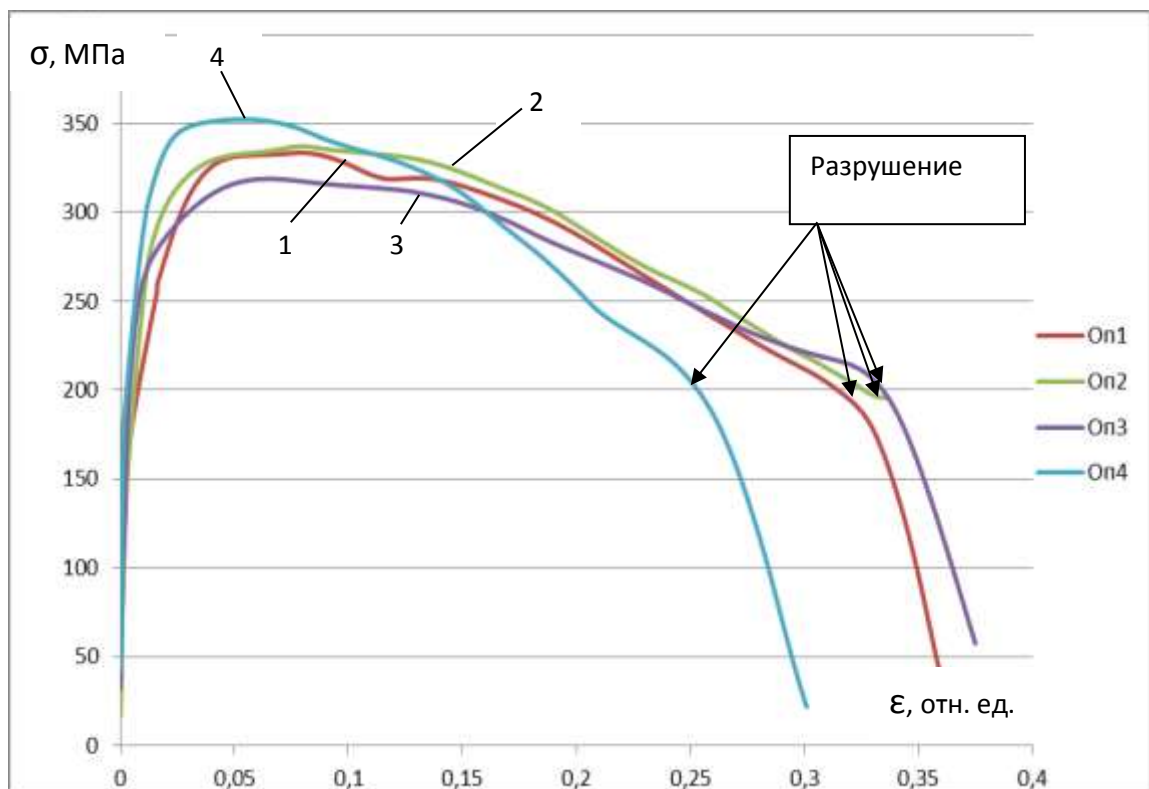


Рис. 6 – Диаграммы σ - ϵ динамического растяжения АМг-6 при $\dot{\epsilon}=1160\text{--}1450$ с⁻¹

Из диаграмм опытов №№1-4 видно, что после достижения максимального напряжения (предел прочности) разрушение образцов происходит не резко, а в течение довольно продолжительного времени, о чем говорит пологая форма ниспадающих участков σ - ϵ диаграмм. И только по достижении деформации ~ 25 % (опыт №4) и 33–35 % (опыты №№1-3) напряжение резко уменьшается, что говорит об окончательном разрушении образцов. После опытов штангенциркулем были измерены остаточные деформации разрушения образцов, составившие ~ 28 % (для опыта №4) и 34–35 % (для опытов №№1-3), что говорит о хорошем согласии расчетных (по записям деформаций) и экспериментальных постопытных данных.

Из диаграмм динамического растяжения АМГ-6 были определены величины пределов текучести $\sigma_{0,2}$, пределы прочности σ_b , остаточная деформация при разрушении δ , которые приведены в таблице 2.

Таблица 2

Результаты опытов с АМГ-6

№ оп.	$\dot{\epsilon}$, с^{-1}	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %
1	1300	184	333	33
2	1160	187	337	35
3	1450	210	319	34
4	1200	212	352	25

Из полученных данных следует, что при скоростях деформации 1160–1450 с^{-1} предел текучести $\sigma_{0,2}$ и предел прочности σ_b не зависят от скорости деформации. Среднее значение $\sigma_{0,2}$, в этом диапазоне скоростей деформации составляет 198,3 МПа, а среднее значение $\sigma_b=335,3$ МПа. Для АМГ-6 в работе [2] при динамическом растяжении со скоростью деформации $\dot{\epsilon}=1700 \text{ с}^{-1}$ получено значение $\sigma_{0,2}=205$ МПа. В работе [13] приведено, что для АМГ-6 при динамическом растяжении с $\dot{\epsilon}=1200\text{--}1450 \text{ с}^{-1}$ среднее значение предела прочности $\sigma_b=338,3$ МПа. Это хорошо согласуется с полученными в настоящей работе данными.

При статическом растяжении в справочниках [11] и [14] приведено, что для АМГ-6 (лист, профиль, поковка) предел текучести $\sigma_{0,2}$ составляет 150–170 МПа, а предел прочности $\sigma_B=300–340$ МПа, что в целом в 1,1–1,2 раза ниже, чем полученные нами данные. Это подтверждает чувствительность АМГ-6 к увеличению скорости деформации от статических значений (10^{-3} с^{-1}) до динамических ($600–1450 \text{ с}^{-1}$), проявившуюся при растяжении в опытах в работе [13].

Следует отметить, что при динамическом растяжении АМГ-6 остаточное удлинение при разрыве, среднее значение которого составляет $\delta=31,8 \%$ (см. таблицу 2), выше, чем при статическом ($\delta_{\text{стат.}}=16 \%$, среднее значение из [11] и [14]) в 2 раза.

По диаграммам σ - ϵ статического растяжения АМГ-6, приведенных в [14], видно, что поведение АМГ-6 при статическом растяжении аналогично его поведению при динамическом растяжении: после достижения максимального напряжения (предел прочности) разрушение образцов происходит не резко, а в течение довольно продолжительного времени с достижением остаточного удлинения $\delta \sim 22 \%$. Это также говорит о хорошем согласии данных.

АМц

Образцы алюминиевого сплава АМц были также в состоянии поставки. Было проведено 4 опыта при динамическом растяжении со скоростями деформации $\dot{\epsilon} = 1200–1350 \text{ с}^{-1}$. В целом во всех опытах образцы деформировались и разрушались, деформация разрушения составила ~ 40 - 47% . Процесс деформирования и разрушения регистрировался скоростной видеокамерой типа FASTCAM, скорость видеосъемки составляла $4 \cdot 10^4$ кадров/сек. В опытах образцы АМц также как и образцы АМГ-6, разрушались в первой волне напряжения, проходящей по образцу, когда еще не происходит ее взаимодействие с отраженной от торца опорного стержня волной. Это подтвердилось с помощью скоростной видеосъемки процесса и

записанных тензодатчиками импульсов деформаций. На рисунке 7 представлены кадры видеосъемки одного из опытов, где образец находится перед разрушением с образованием шейки и где образец уже разрушен.

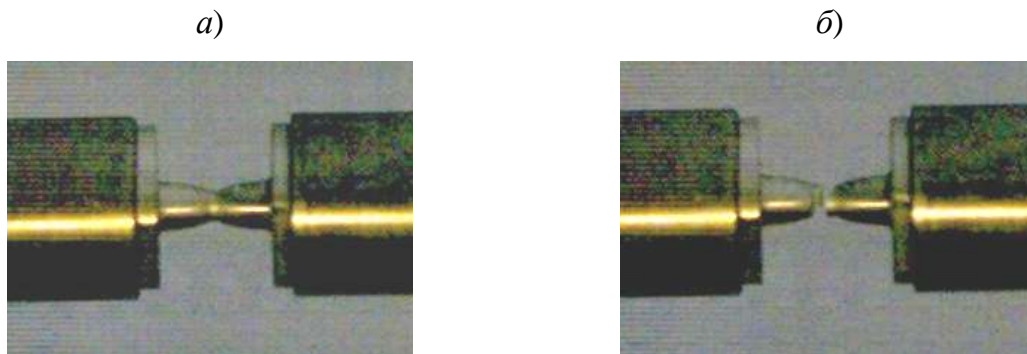


Рис. 7 – Видеокадры образца АМц перед разрушением (а) и разрушенного образца (б)

На рисунке 8 приведены построенные по импульсам деформаций диаграммы σ - ϵ динамического растяжения АМц.

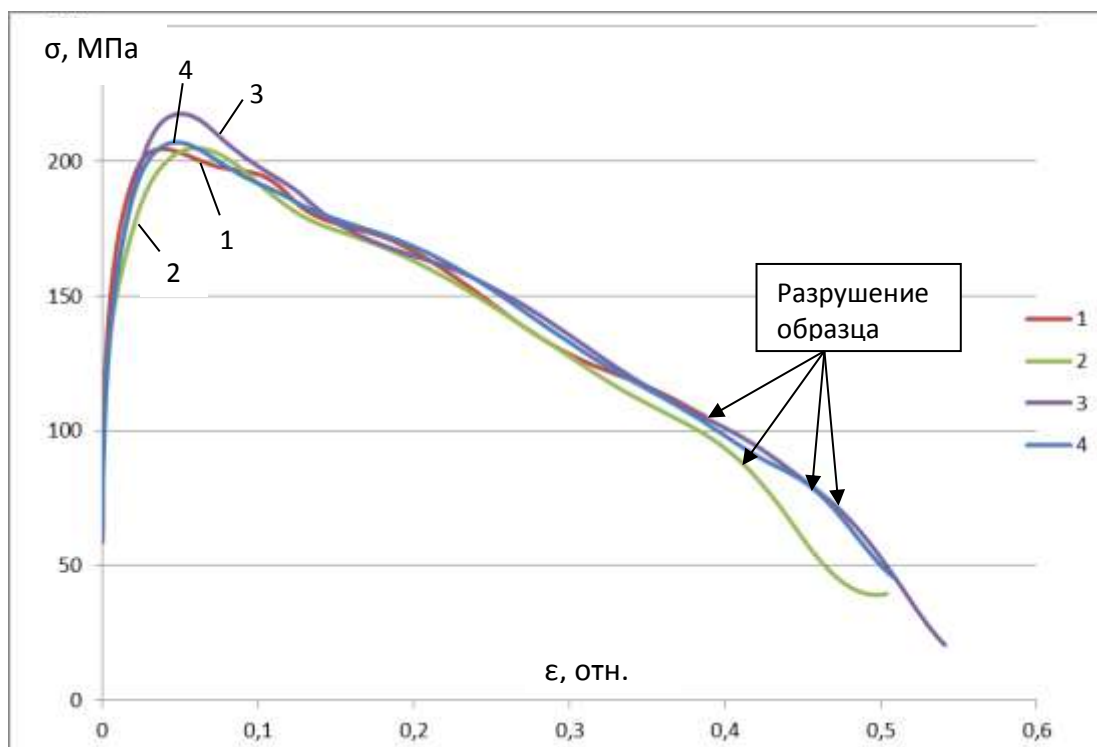


Рис. 8 – Диаграммы σ - ϵ динамического растяжения АМц при $\dot{\epsilon} = 1200-1350 \text{ c}^{-1}$

Из диаграмм опытов на рисунке 8 видно, что после достижения максимального напряжения (предел прочности) разрушение образцов АМц

начинается более резко, чем у АМг-6, но окончательное разрушение происходит не сразу, а, в течение продолжительного времени (аналогично АМг-6). Об этом говорит пологая форма ниспадающих участков σ - ϵ диаграмм. И только по достижении деформации ~ 42 - 47 % напряжение резко уменьшается, что говорит о окончательном разрушении образцов.

После опытов штангенциркулем были измерены остаточные деформации разрушения образцов, составившие 42,5-46%, что говорит о хорошем согласии расчетных (по записям деформаций) и экспериментальных постопытных данных.

Из диаграмм динамического растяжения АМц были определены величины пределов текучести $\sigma_{0,2}$, пределы прочности σ_b , остаточная деформация при разрушении δ , представленные в таблице 3.

Таблица 3

Результаты опытов с АМц

№ оп.	$\dot{\epsilon}$, с^{-1}	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %
1	1250	127	205	40,0
2	1220	121	206	41,5
3	1350	122	216	47,0
4	1200	120	208	44,5

Из полученных данных следует, что при скоростях деформации 1200–1350 с^{-1} предел текучести $\sigma_{0,2}$ и предел прочности σ_b не зависят от скорости деформации. Среднее значение $\sigma_{0,2}$, составляет 122,5 МПа, а среднее значение $\sigma_b=208,8$ МПа.

В литературе не выявлено данных о динамическом растяжении сплава АМц, а данные о его статическом растяжении приведены в справочниках [11] и [14]. В [11] для полунагартованного листа АМц приведено, что $\sigma_{0,2}=130$ МПа, а $\sigma_b=170$ МПа, $\delta=10\%$. В [14] для не термообработанного прутка АМц (близко к испытанному нами материалу) приведено, что предел текучести

$\sigma_{0,2}=110$ МПа, предел прочности $\sigma_b=170$ МПа, остаточное удлинение при разрыве $\delta \approx 20\%$. Сравнивая полученные нами данные о динамическом растяжении АМц с данными в [14] для близкого по качественным исходным характеристикам АМц, можно отметить, что предел текучести $\sigma_{0,2}$ при динамическом растяжении выше, чем при статическом растяжении в 1,1 раза. Подобно этому предел прочности σ_b при динамическом растяжении выше, чем при статическом растяжении в 1,2 раза. Аналогично сплаву АМг-6 такая зависимость говорит о чувствительности сплава АМц к скорости деформации при увеличении последней от статических значений (10^{-3} с^{-1}) до динамических ($1200-1350 \text{ с}^{-1}$).

Аналогично АМг-6, при динамическом растяжении АМц остаточное удлинение при разрыве, среднее значение которого составляет $\delta=43,3 \%$ (см. таблицу 3), выше, чем при статическом ($\delta_{\text{стат.}}=20 \%$, [14]) в 2,2 раза.

По диаграммам σ - ε статического растяжения АМц, приведенных в [14], видно, что поведение АМц при статическом растяжении аналогично его поведению при динамическом растяжении: после достижения максимального напряжения (предел прочности) разрушение образцов происходит не сразу, а в течение довольно продолжительного времени с достижением остаточного удлинения $\delta \sim 18 \%$.

Сравнивая полученные динамические характеристики алюминиевых сплавов АМг-6 и АМц, можно отметить, что в целом сплав АМг-6 является более прочным и менее пластичным, чем сплав АМц, что характерно и при статических нагрузках.

Заключение

1 Создана установка для исследования динамического растяжения конструкционных материалов по методу составного стержня Гопкинсона с формированием прямого растяжения галтельных образцов и более однородного напряженно-деформированного состояния в процессе нагружения.

2 Проведены эксперименты на установке по исследованию динамического растяжения меди М1 и алюминиевых сплавов АМг-6 и АМц в состоянии поставки. Испытывались образцы галтельного типа с рабочей частью $\varnothing 5 \times 8$ мм. В опытах были реализованы скорости деформации от 1000 до 1450 с^{-1} . Построены диаграммы динамического растяжения σ - ε , определены пределы текучести, пределы прочности, остаточные удлинения при разрыве. Полученные данные согласуются с имеющимися литературными данными.

3 Вместе с классическими опытами на динамическое сжатие по методу ССГ, опыты на динамическое растяжение дают дополнительные данные и повышают эффективность исследований прочностных характеристик материалов, а также расчетного описания поведения материалов.

Литература

1. Kol'sky H, "An Investigation of the Mechanical Properties of Materials at Very High Rates of Loading", Proceedings of the Physical Society, Section B, 62, 676-700, 1949

2. Большаков А.П., Новиков С.А., Сеницын В.А. Исследование динамических диаграмм одноосного растяжения и сжатия меди, и сплава АМг-6 // Проблемы Прочности, №10, 1979, С. 87–88.

3. U.S.Lindholm, L.M.Yeakley, Exp.Mech., 1, p.p.1-9, 1968.

4. Брагов А.М., Ломунов А.К., Константинов А.Ю., Ламзин Д.А. Модификация метода Кольского для испытания хрупких материалов на растяжение // Приволжский научный журнал, 2016, №2, С.9–17.

5. Pushkov V.A., Yurlov A.V., Bol'shakov A.P., Podurets A.M., Kal'manov A.V. and Koshatova E.V. Study of adiabatic localized shear in metals by split Hopkinson pressure bar method // Proceedings of the 9th DYMAT International Conference, Belgium, Brussels, EDP Sciences, 2009, Vol.1, pp.395–400.

6. Pushkov V.A., Yurlov A.V., [Okinchits A.A.](#), [Naydanova T.G.](#) Beryllium strain under dynamic loading // Proceedings of the 11th DYMAT International Conference, Switzerland, Lugano, EDP Sciences, 2015, pp.02002/p1÷02002/p3.

7. Пушков В.А., Юрлов А.В., Найданова Т.Г., Цибилов А.Н. Исследование реакции ВВ на основе октогена на динамическое нагружение методом составного стержня Гопкинсона // Физика горения и взрыва, 2016, т.52, №4, стр.134–138.

8. Victor Pushkov, Alexey Yurlov, Valery Leonov, Andrew Tsibikov, and Tatiana Naydanova. Dynamic tension of aluminum alloy AMg-6 in a facility of Split Hopkinson Bar // Proceedings of the 12th DYMAT International Conference, France, Arcachon, EDP Sciences, 2018, pp.02036/1-02036/3.

9. Anatoly Bragov, Alexander Konstantinov, Leopold Kruszka, Andrey Lomunov, and Andrey Filippov. Dynamic properties of stainless steel under direct tension loading using a simple gas gun // Proceedings of the 12th DYMAT International Conference, France, Arcachon, EDP Sciences, 2018, pp.02035/1-02036/5.

10. Nicholas T. Tensile testing of materials at high rates of strain // Exp. Mech. 1981. Vol.21, №5, p.177–195.

11. Физические величины. Справочник под редакцией И.С.Григорьева и Е.З.Мейлихова. М., Энергоатомиздат, 1991.

12. Справочник. Авиационные материалы. Под ред. Р.Е.Шалина. М.ОНТИ-ВИАМ. 1982. Т.6.

13. Pushkov V.A., Novikov S.A., Sinitsyn V.A., Govorunov I.N. Deformation of aluminum alloys AD-1, AMg-6 and D-16 at dynamic compression and temperatures of 25-250°C // Journal Phys. IV. France (DYMAT-2003), 2003, 110, pp. 135–140.

14. Справочник. Авиационные материалы. Под ред. Р.Е. Шалина. М.ОНТИ-ВИАМ. 1982. Т.4.

УДК 629.7.036.54-66:620.22.419.8

Исследование влияния межслоевого дефекта на НДС в многослойных конструкциях из композита

Соколовский М.И.^{1,2}, член-корр. РАН; Бульбович Р.В.², д.т.н.;

Рогожникова Е.Н.^{1,2}

pioneer241@mail.ru, bulbovich@pstu.ru, ren730@iskra.perm.ru

¹ ПАО научно-производственное объединение «Искра», г. Пермь

² ФГБОУ ВО Пермский национальный исследовательский политехнический университет

Аннотация:

Исследовано влияние межслоевого дефекта на напряженно-деформированное состояние и прочность многослойных композитных конструкций. Перечислены часто встречающиеся причины образования расслоений. Описан метод испытания кольцевых образцов на растяжение для получения прочностных физико-механических характеристик и прочностных свойств материала образцов. Анализ полученных результатов показал, что предел прочности образцов с расслоениями снижается по сравнению с образцами без расслоений и зависит от направления приложения нагрузки относительно периферии расслоения.

Ключевые слова:

композиционный материал, расслоение, напряженно-деформированное состояние, дефекты, прочность.

Реализация технологии изготовления высоконагруженных ответственных элементов летательных аппаратов (ЛА) из композиционных материалов (КМ) требует решения вопросов регламентации объективно возникающих дефектов. При этом особое внимание должно быть уделено возникающим в конструкции расслоениям, как к одному из наиболее распространенных дефектов изготовления слоистых КМ. Для решения этой задачи необходимо оценить влияние размеров (характерной площади) и расположения локального расслоения конструкции по отношению к действующей нагрузке на характер возникающего напряженно-деформированного состояния (НДС) и прочность конструкции при характерных условиях нагружения [1–4].

Технология изготовления изделий методом намотки позволяет наиболее полно реализовать в изделиях высокую прочность на растяжение волокон армирующего материала при высоком уровне автоматизации технологического процесса. Важным технологическим фактором, определяющим качество процесса изготовления композитной конструкции, является режим отверждения матричной компоненты, влияющий на структуру и дефектность готового изделия [5, 6]. Наиболее часто дефекты типа расслоений возникают на этапе изготовления изделия, но могут также появиться и в процессе эксплуатации изделия.

Исходя из вышеизложенного, можно предложить следующие часто встречающиеся причины образования расслоений:

– неравномерная пропитка армирующего материала и отсутствие в месте дефекта связующего, обеспечивающего перераспределение внешних нагрузок между отдельными волокнами;

– локальное растрескивание и выкрашивание связующего вследствие удара по стенке изделия или образования вмятины в ней;

– потеря устойчивости стенки изделия при возникновении соответствующего уровня сжимающих напряжений в конструкции.

Для определения влияния расслоений на физико-механические свойства многослойных цилиндрических композиционных оболочек были изготовлены кольцевые образцы из одной партии органожгута на эпоксидном связующем с внутренним диаметром 150 мм, шириной 12 мм и толщиной 1,2 мм (6 слоев кольцевой намотки). Условно рассматривая расслоение, как локальное нарушение совместной работы отдельных слоев КМ, в образцах были созданы межслойные расслоения путем размещения фторопластовой пленки между слоями в среднем слое стенки по трем схемам:

1. Расслоение в одну треть окружности;
2. Расслоение в половину окружности;
3. Расслоение по всей окружности.

Схемы расположения фторопластовой пленки в образцах представлены на рис.1. Испытания проводились в соответствии с ОСТ 92-1473-78 «Метод испытания кольцевых образцов на растяжение». При испытании кольцевые образцы из КМ растягивались с приложением нагрузки с помощью полудисков (рис. 2) с постоянной скоростью деформирования 10 мм/мин. Образцы нагружали до разрушения с одновременной записью на компьютере значений текущей нагрузки и перемещений полудисков в течении времени нагружения.

В работе представлены результаты исследования влияния угла, характеризующего расположение локального расслоения по отношению к действующей нагрузке, длины (площади) расслоения на НДС образцов и разрушающие напряжения.

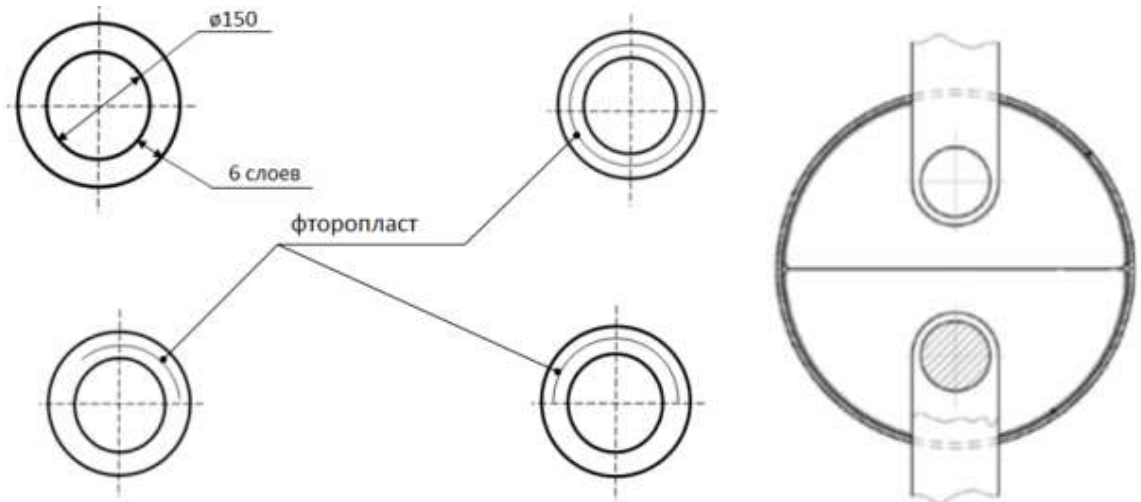


Рис. 1 – Схемы образцов с расслоениями



Рис. 2 – Вид образца

На рисунке 3 представлены схемы нагружения образцов в испытательной машине относительно расположения расслоения.

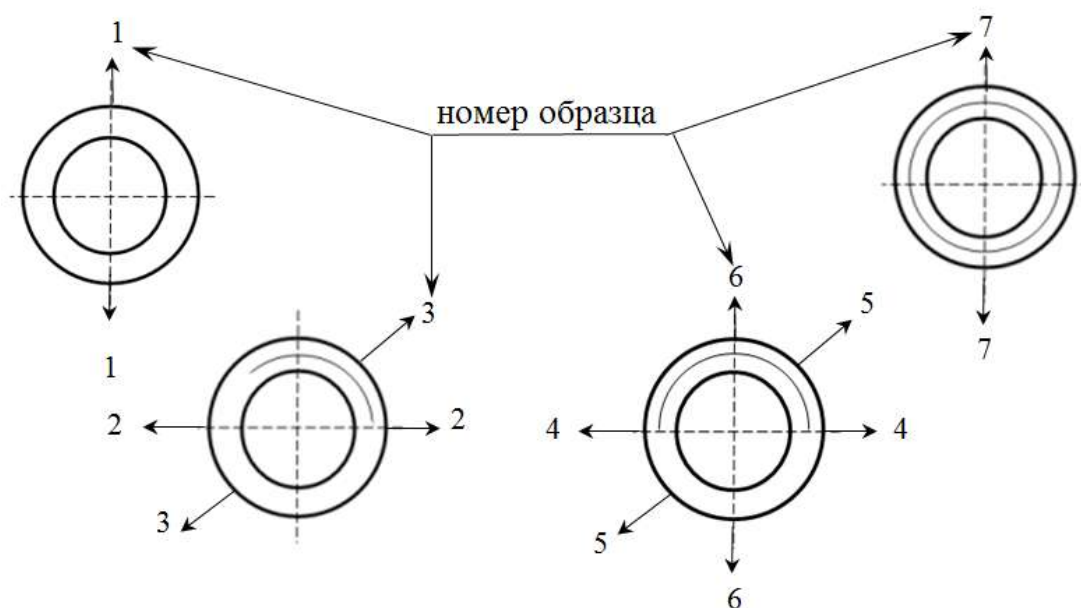


Рис. 3 – Схемы нагружения образцов в испытательной машине

По результатам испытаний образцов, изготовленных по различным вариантам, были определены прочностные физико-механические характеристики (ФМХ) материала образцов (таблица 1) и прочностные свойства, а также построены диаграммы их деформирования (зависимость окружного напряжения σ (МПа), от окружной деформации ε (%)) (рисунки 4 – 5)).

Таблица 1

ФМХ и прочностные свойства материала образцов

№ образца	Предел прочности σ_b , МПа	Модуль упругости E, МПа
1	2858	123920
2	2715	110130
3	2379	129840
4	2698	128150
5	2632	132250
6	2769	123920
7	2584	122700

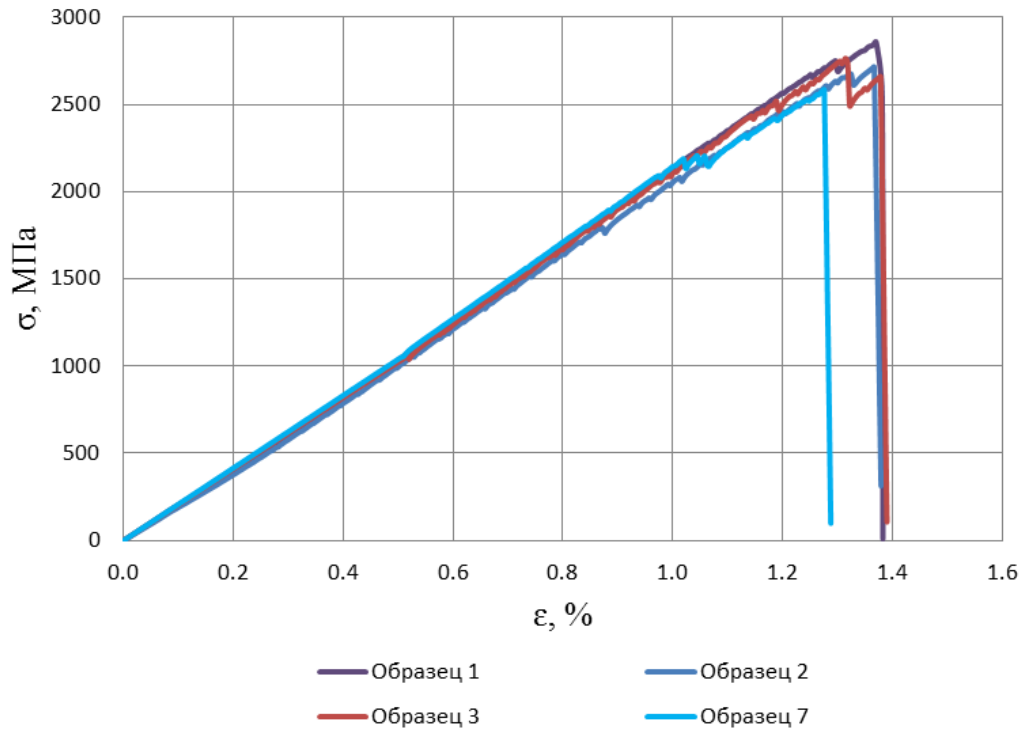


Рис. 4 – Диаграммы деформирования материала образцов 1, 2, 3, 7

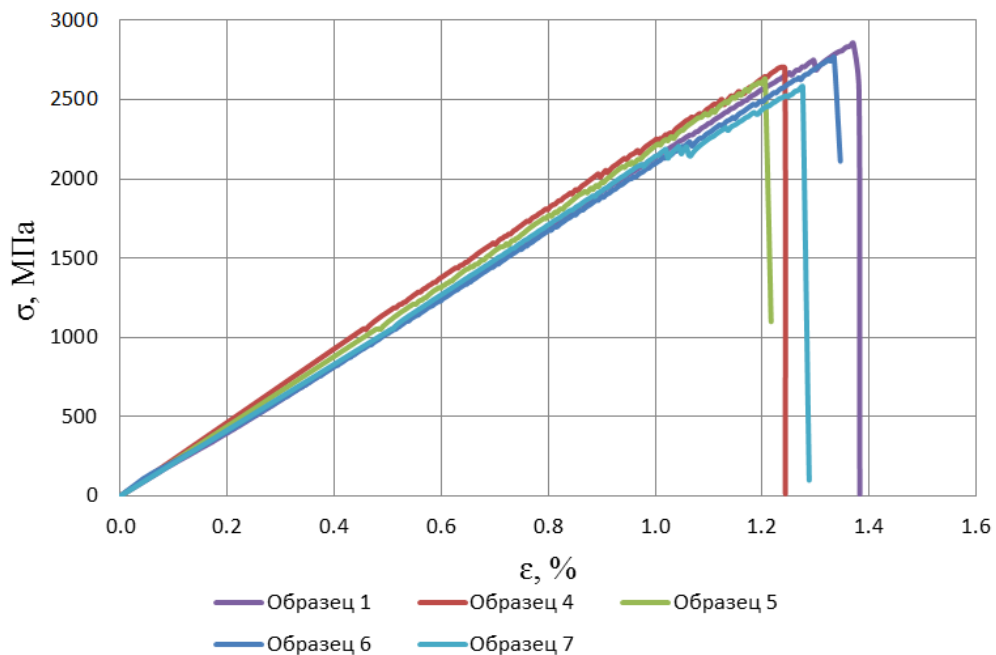


Рис. 5 – Диаграммы деформирования материала образцов 1, 4, 5, 6, 7

Разрушение образцов сопровождалось характерным щелчком и расслоениями по всему образцу. Вид разрушения образца приведен на рис. 6.



Рис. 6 – Вид разрушенного кольцевого образца

Анализ результатов испытаний образцов показывает, что предел прочности образцов с расслоениями материала снижается по сравнению с образцами без расслоений. Для различного вида расслоений и взаимного расположения локального расслоения по отношению к действующей нагрузке характеризуется следующими значениями снижения предела прочности:

- от 5 до 17 % для схемы 1 (расслоение в треть окружности);
- от 1 до 17 % для схемы 2 (расслоение в половину окружности);
- от 3 до 10 % для схемы 3 (расслоение по всей окружности).

При этом наибольшее снижение предела прочности обнаружено в случае, когда направление нагрузки составляет угол 45° относительно периферии введенного расслоения, при этом предельная деформация также снижается на величину от 7 до 14 %.

Выводы

Результаты проведенных исследований подтвердили отрицательное влияние дефектов типа расслоений на прочностные и деформационные характеристики КМ. Позволили получить количественную оценку влияния

угла, характеризующего взаимное расположение локального расслоения по отношению к действующей нагрузке, длины (площади) расслоения на НДС образцов и разрушающие напряжения и деформации.

Полученные результаты с введением критериев, характеризующих количественно дефекты типа расслоений, могут быть перенесены на свойства натурной цилиндрической оболочки в условиях ее реального нагружения и, соответственно, регламентировать требования к допустимой дефектности изготовленной конструкции.

Литература

1. Бохоева Л.А. Испытания на прочность кольцевых образцов из слоистых композиционных материалов с межслойными дефектами / Л.А. Бохоева, А.Г. Пнев, А.С. Чермошнцева // Вестник БГУ, Улан-Удэ, 2011, №9, С. 230–236.

2. Викторов Е.Г. Подрастание и излом отслоений в композитах при сжатии / Е.Г. Викторов // Механика материалов и конструкций. М.: Изд-во МЭИ, 1982. – С. 36–40.

3. Бохоева Л.А. Теоретическая оценка максимальных размеров безопасных дефектов типа отслоений / Л.А. Бохоева, В.Б. Антохонов, Б.И. Зангеев // Материалы Международной научной конференции «Проблемы механики современных машин». – Улан-Удэ, 2000. – С. 14–15.

4. Бохоева Л.А. Влияние дефектов типа отслоений в слоистых пластинах на величину критической нагрузки // Вестник БГУ, Улан-Удэ, 2005. Вып.5. С. 243-264.

5. Методические указания по дисциплине «Основы механики, проектирования и технологии изготовления изделий из композиционных материалов» / Уфимск. гос. авиац. техн. ун-т; Сост.: Ю.С. Первушин, П.В. Соловьев, Г.М. Зильбан. – Уфа, 2013. – 39 с.

6. Первушин Ю.С. Основы механики, проектирования и технологии изготовления изделий из слоистых композиционных материалов: учеб. пособие / Ю.С. Первушин, В.С. Жернаков ; Уфимск. гос. авиац. техн. ун-т – Уфа, 2008. – 303 с.

УДК 620.1

Влияние направления синтеза СЛС и параметров испытаний на сопротивление усталости жаропрочных никелевых сплавов

Горбовец М.А.¹, к.т.н.; Беляев М.С.¹, к.т.н.; Рыжков П.В.¹

lab33@viam.ru

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский институт авиационных материалов», Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»)

Аннотация:

Доклад посвящен исследованию влияния направления синтеза СЛС и параметров испытаний на сопротивление усталости жаропрочных никелевых сплавов ВЖ159 и ЭП648. Характеристики усталости исследованы при много- и малоцикловом нагружении и различных температурах. Анизотропии усталостной прочности (величина предела выносливости), связанной с ориентацией направлений синтеза материала не наблюдается. Поверхность многоциклового усталостного разрушения сплава ЭП648, полученного методом СЛС, имеет те же фрактографические признаки, которые наблюдаются у жаропрочных никелевых сплавов, произведенных по традиционной технологии.

Ключевые слова:

характеристики усталости, жаропрочные никелевые сплавы, технология селективного лазерного сплавления (СЛС), усталостное разрушение, анизотропия усталостной прочности.

Введение

Разработка аддитивных технологий является одним из основных направлений технологического развития [1–4]. Их применение позволяет создавать детали сложной формы, а также значительно сократить издержки при производстве деталей конструкций из металлических материалов.

Технология производства деталей из никелевых жаропрочных сплавов разрабатывается на основе процесса селективного лазерного сплавления (СЛС). В целом, процесс заключается в расплавлении лазером в нейтральной среде металлического порошка, полученного по особой технологии, и послойном синтезе детали или полуфабриката. Управление технологическим процессом осуществляется при помощи компьютерного комплекса. Никелевые сплавы, произведенные с применением технологического процесса СЛС с целью улучшения структуры, в дальнейшем подвергаются термической обработке и горячему изостатическому прессованию (ГИП) [5–6].

Полученный материал характеризуется анизотропией механических свойств.

Исследования характеристик прочности, полученных с применением технологии СЛС, в особенности анизотропии прочности никелевых сплавов, находятся в начальном состоянии [7-12]. Отметим также, что в каждой работе материал для исследований произведен на различном оборудовании, исходный металлический порошок, по-видимому, отличается по параметрам качества. Отсутствует какая-либо нормативно-техническая документация на параметры технологического процесса СЛП. В значительном большинстве исследований механические свойства определены только при статическом растяжении. По этим причинам в настоящее время отсутствует систематизированная, общепризнанная информация по механическим свойствам никелевых сплавов, полученных с применением технологии СЛС.

Целью настоящей работы является исследование влияния ряда параметров технологического процесса СЛС, на сопротивление усталости никелевых жаропрочных сплавов, а также сравнение полученных результатов с соответствующими характеристиками сплавов, произведенных по традиционной технологии.

Работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления 2.2. «Квалификация и исследования материалов» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [1].

Материалы и методы

Образцы для механических испытаний получали сплавлением порошков никелевых сплавов ЭП648, ВЖ159, изготовленных методом газовой атомизации (распыление расплавленной струи сплава потоком аргона в среде аргона). Сплавы ВЖ159 и ЭП648 являются свариваемыми никелевыми сплавами, в которых при выделении γ' -фазы и других фаз реализуется гетерофазное упрочнение.

Гранулометрический состав полученных порошков определяли путем первоначального отделения частиц размером более 160 мкм (скрап – негодная часть порошка). Далее рассев порошка осуществляли в промышленном виброгрохоте Concept Laser QM Powder совместно с отделением тонкой (<10 мкм) фракции на газодинамическом сепараторе (классификаторе) установки HERMIGA 10/100 VI. Гранулометрический состав порошка находился в диапазоне 10...50 мкм.

Процесс селективного лазерного сплавления проводили на установке Concept Laser M2 с мощностью лазера 180 Вт, без подогрева платформы, со стохастическим алгоритмом построения штриховки по «шахматной» стратегии, в среде азота. Толщиной слоя порошка составляла 40 мкм.

С целью обеспечения требуемой структуры исследованных сплавов заготовки образцов подвергали термическому воздействию. Часть образцов

подвергали горячему изостатическому прессованию (ГИП) в газостате «Квинтус-16» фирмы ASEA (Швеция), часть образцов процессу ГИП не подвергалась. Заготовки обоих сплавов подвергались полной термической обработке по установленным режимам для каждого сплава.

Исследование сопротивления усталости жаропрочных сплавов ЭП648, ВЖ159 проведено при испытаниях на много- и малоцикловую усталость. Различие между двумя видами испытаний состоит в следующем.

Испытания на многоцикловую усталость проводят только в пределах упругости. Действующий ГОСТ 25.502 устанавливает, что частота нагружения не регламентируется в границах $10 \div 300$ Гц. Проведение испытаний при иных частотах оказывает влияние на получаемые результаты.

Испытания на малоцикловую усталость проводят в условиях упруго-пластического деформирования (нагружения). В этом случае ГОСТ 25.502 напрямую не регламентирует частоту испытаний, но ее влияние на результаты неоспоримо. Обычно частоту испытаний выбирают в интервале $0,5 \div 1,0$ Гц или близко к этому.

Поскольку условия испытаний на МнЦУ и МЦУ значительно различаются по уровню нагрузок (деформаций), то также значительно различается база испытаний. При испытаниях на МнЦУ база испытаний составляет $10^7 \div 10^8$ циклов, при испытаниях на МЦУ – 5×10^4 циклов. На практике востребованы оба вида испытаний и выбирают тот, который больше соответствует цели исследования.

В настоящей работе при оценке характеристик усталости жаропрочных сплавов, которые произведены с применением нового технологического процесса, целесообразно получить информацию при двух названных видах испытаний на усталость. Испытания на многоцикловую (МнЦУ) и малоцикловую усталость (МЦУ) проведены в соответствии с ГОСТ 25.502 и стандартом ASTM E-606.

Испытания на МнЦУ проведены на машине МВИ611М при чистом изгибе с вращением, заданном напряжении и симметричном цикле нагружения $R=-1$. Минимальный диаметр рабочей части образца составлял 7,50 мм, база испытаний $N=2 \times 10^7$ циклов и более, частота нагружения 50 Гц. Температура испытаний составляла 20°C или 800°C, количество испытанных образцов равнялось 12–14 шт. При испытаниях сплава ВЖ159, синтезированного при плоском направлении роста полуфабриката испытано 7 образцов.

Испытания на МЦУ проведены на сервогидравлической машине Lfv-100 при контроле амплитуды полной (упругой и пластической) деформации ϵ_a . Были испытаны гладкие цилиндрические образцы с диаметром рабочей части 5,0 мм при частоте 1 Гц. Испытания проведены при температуре 800°C, в каждой партии испытано 5–6 образцов. Значение коэффициента асимметрии цикла R указано на соответствующих рисунках.

Характер усталостного разрушения сплава ЭП648, испытанного на МнЦУ, исследован с помощью оптического микроскопа.

Более подробно условия проведения испытаний на МЦУ и МнЦУ описаны в работах [13, 14].

Результаты и обсуждение

При проведении процесса СЛС синтез материала осуществлялся в двух направлениях – горизонтальном и вертикальном. Направление роста материала влияет на механические свойства, в том числе на сопротивление усталости. Влияние направления роста исследовано при испытаниях сплавов ВЖ159 и ЭП648 на многоцикловую (МнЦУ) и малоцикловую (МЦУ) усталость.

Испытания сплава ВЖ159 на МнЦУ выполнены при температуре 20°C. Испытано 7 образцов, синтезированных в горизонтальном направлении, и 14 образцов – в вертикальном направлении. Результаты испытаний приведены

на рис.1. При температуре 20⁰С нет существенных различий во взаимном положении средних линий МнЦУ, а также в значениях пределов МнЦУ на базах испытания N=10⁷ и 2×10⁷ циклов. Отметим, что по окончании процесса СЛС сплав ВЖ159 подвергался термической обработке, при этом обработка ГИП не проводилась. Таким образом, при температуре 20⁰С зависимости характеристик МнЦУ от направления выращивания не наблюдается.

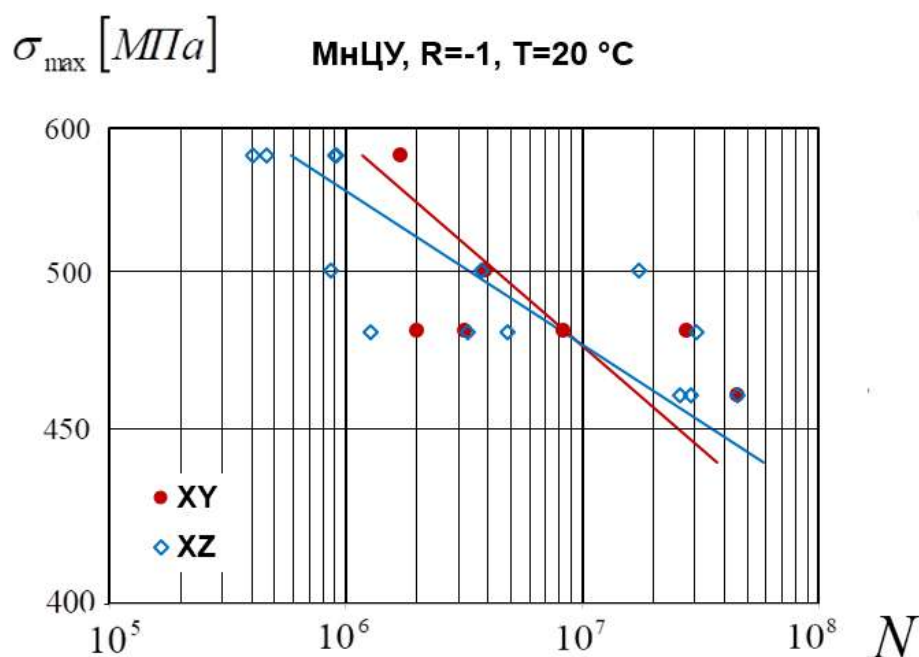


Рис. 1 – Многоцикловая усталость сплава ВЖ159 в зависимости от направления роста материала

Испытания на МЦУ выполнены при температуре 800⁰С при заданной амплитуде деформации, т.е. при «жестком» цикле. В каждой партии испытано ограниченное количество образцов 5÷6 шт., испытания проведены при двух значениях коэффициента асимметрии цикла деформаций R=0 и R=-1. Результаты испытаний приведены на рис. 2. При испытаниях на МЦУ так же, как при испытаниях на МнЦУ, нет существенных различий во взаимном расположении средних линий МЦУ. Пределы МЦУ (амплитуда деформации

ε_a) на базе испытания $N=10^4$ циклов достаточно близки между собой $\varepsilon_a = 0,28 \div 0,30\%$.

Анализ результатов испытаний на усталость сплава ВЖ159 в имеющемся структурном состоянии показывает, что в условиях испытаний принятых в данной работе направление синтеза материала – горизонтальное или вертикальное – не оказывает существенного влияния на характеристики МнЦУ и МЦУ.

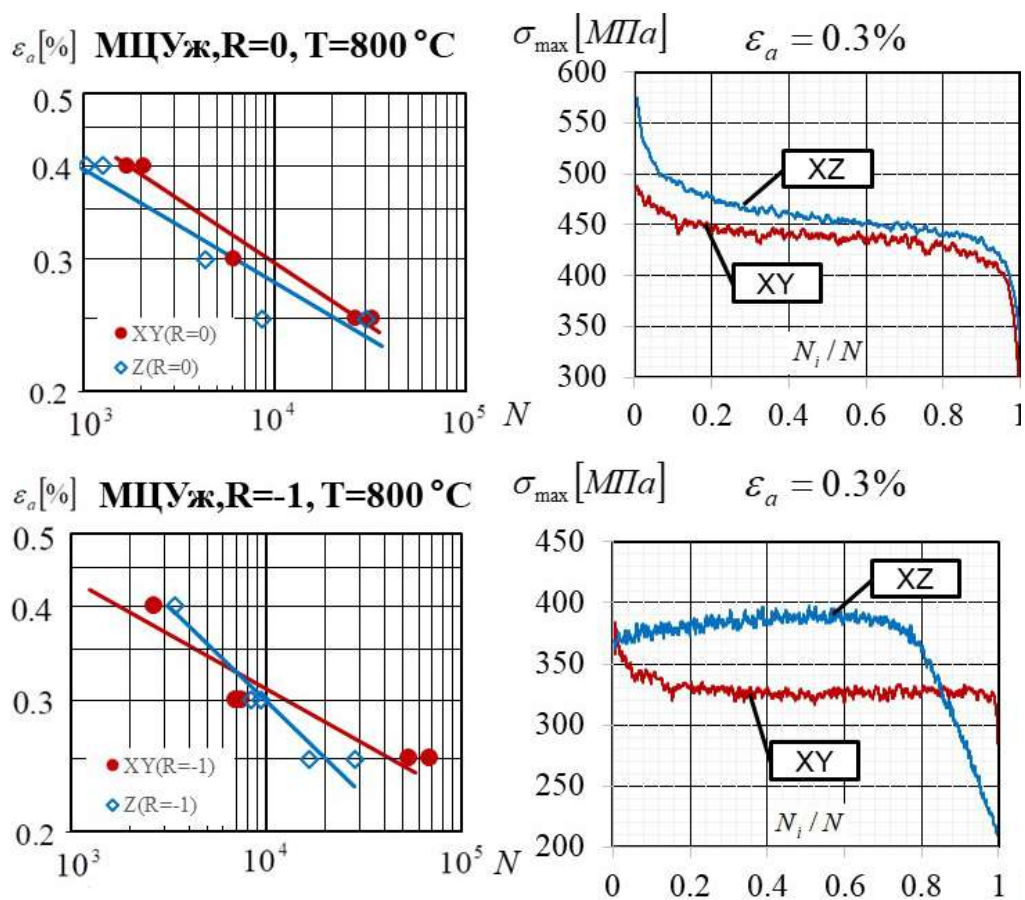


Рис. 2 – Малоцикловая усталость сплава ВЖ159 в зависимости от направления роста материала

Испытания сплава ЭП648 на МнЦУ выполнены при температурах 20°C и 800°C , при каждой температуре испытаны образцы, синтезированные в вертикальном и горизонтальном направлениях, объем каждой партии образцов составлял 12 шт. Результаты испытаний приведены на рис. 3.

Для сплава ЭП648, полученного в процессе выращивания методом СЛС и последующего применения технологических процессов ГИП и термической обработки, наблюдается зависимость характеристик МнЦУ от направления выращивания полуфабриката. При обеих температурах испытания более высокие значения усталостной прочности во всем интервале долговечностей реализуются в случае роста полуфабриката в горизонтальном направлении. На базе испытания $N=2 \times 10^7$ циклов превышение предела выносливости при сравнении горизонтального и вертикального направлений роста составляет, примерно, 10–12%.

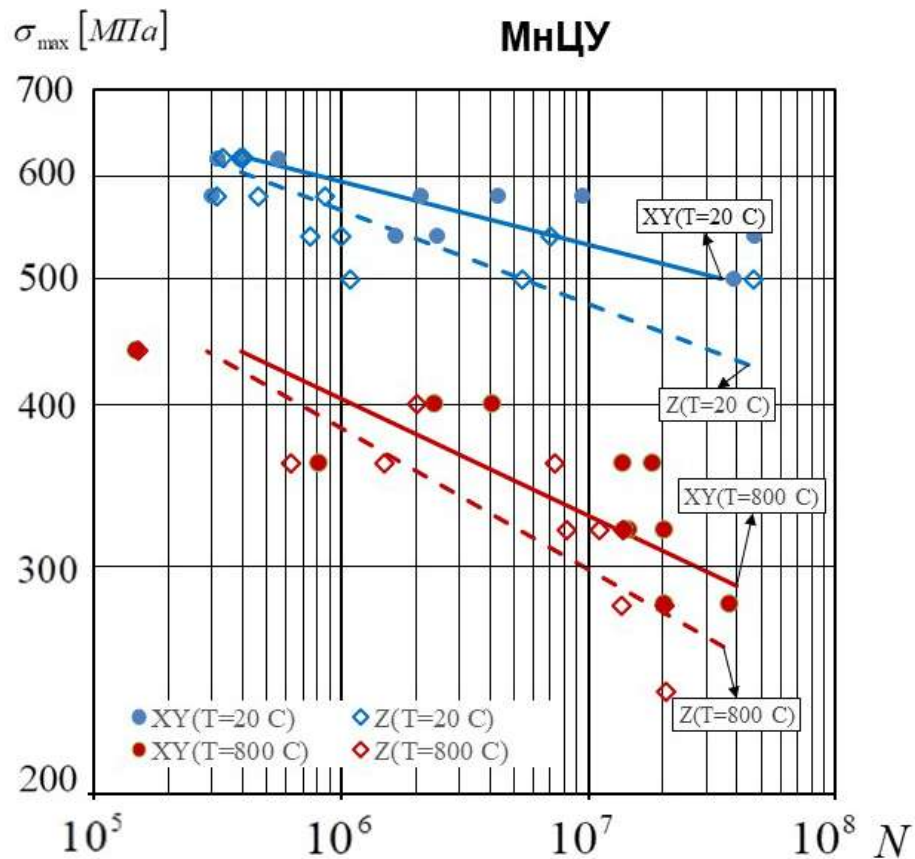


Рис. 3 – Многоцикловая усталость сплава ЭП648 в зависимости от направления роста материала и температуры испытаний

Отметим, что при испытаниях на МнЦУ при комнатной температуре у сплавов ВЖ159 и ЭП648 наблюдается прямо противоположное влияние

направления роста материала. Сплав ВЖ159 при долговечностях более $N=10^7$ циклов обладает более высоким пределом МЦУ в случае вертикального направления роста. В то же время, сплав ЭП648 во всем интервале долговечностей испытаний имеет более высокий предел МЦУ при горизонтальном направлении роста. Видимо, на настоящем этапе развития технологии СЛС делать окончательный вывод преждевременно. Совершенствование технологического процесса СЛС и дальнейшие исследования позволят прийти к окончательному выводу.

Испытания для сплава ЭП648 после СЛС на МЦУ проведены при температуре 800°C при контроле заданной деформации (рис. 4). При испытаниях на МЦУ оценивалось влияние усталостного нагружения. Было исследовано влияние коэффициента асимметрии цикла деформаций при значениях $R=-1$ и $R=0$ на сопротивление материала малоциклового усталости. В каждом случае испытано 5 образцов. Результаты испытаний приведены на рис. 4. Они показывают, что нет существенных различий между средними значениями МЦУ в зависимости от величины указанных значений коэффициента асимметрии R . Несколько более высокими значениями пределов МЦУ обладает материал, испытанный при значении $R=-1$. Различие между пределами МЦУ при долговечностях $N=10^4$ циклов невелико, оно не превышает 0,05% и имеет тенденцию к уменьшению по мере возрастания базы испытания. Такое же влияние при сопоставлении воздействия коэффициентов асимметрии $R=-1$ и $R=0$ на МЦУ обнаружено у жаропрочного никелевого сплава ВЖ175 [15].

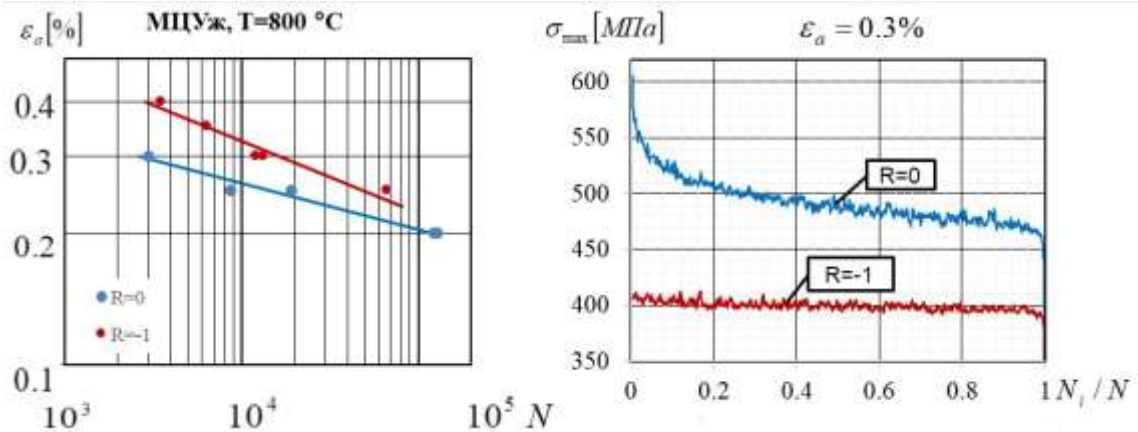


Рис. 4 – Малоцикловая усталость сплава ЭП648 в зависимости от коэффициента асимметрии цикла R

Результаты, полученные при испытаниях на МЦУ сплава ЭП648, несколько отличаются от приведенных в работе [16], в которой также указано, что коэффициент асимметрии $R=-1$ по сравнению с коэффициентом $R=0$ обеспечивает получение более высоких значений МЦУ. При этом отмечено более сильное различие экспериментальных данных по долговечности, чем в данной статье. Отметим также, что влияние коэффициента асимметрии R на характеристики МЦУ жаропрочных сплавов при контроле деформации исследовано недостаточно. В целом, неясно как меняются характеристики МЦУ при переходе от одного значения коэффициента асимметрии R к другому, имеется недостаток литературных источников по этому направлению. В этих условиях нет оснований противопоставлять экспериментальные результаты, полученные в различных исследованиях, а наметившееся отличие будет разрешено по мере накопления исследовательской информации. Следует также принять во внимание, что два исследования проведены с определенным временным интервалом. Поскольку технологический процесс СЛС постоянно совершенствуется, то сравнивать полуфабрикаты при одном нагружении не представляется возможным из-за их различного структурного состояния.

Проанализирован характер разрушения образца сплава ЭП648, испытанного на многоцикловую усталость при температуре 800°C, при следующих параметрах – напряжение $\sigma=320$ МПа число циклов до разрушения $N=20,4 \times 10^6$ циклов. Сплав, синтезированный по технологии СЛС, имеет типичное строение усталостного излома [16]. На рис. 5а легко различимы очаг разрушения, зона развития трещины усталости и долом. В целом, излом носит плоский характер. Зона развития трещины усталости занимает несколько больше половины общей площади поверхности разрушения. По рисунку поверхности она разделена на две неравные части. Часть меньшего размера, более близкая к очагу, соответствует стадии медленного развития трещины усталости. Часть более отдаленная от очага соответствует стадии ускоренного развития трещины.

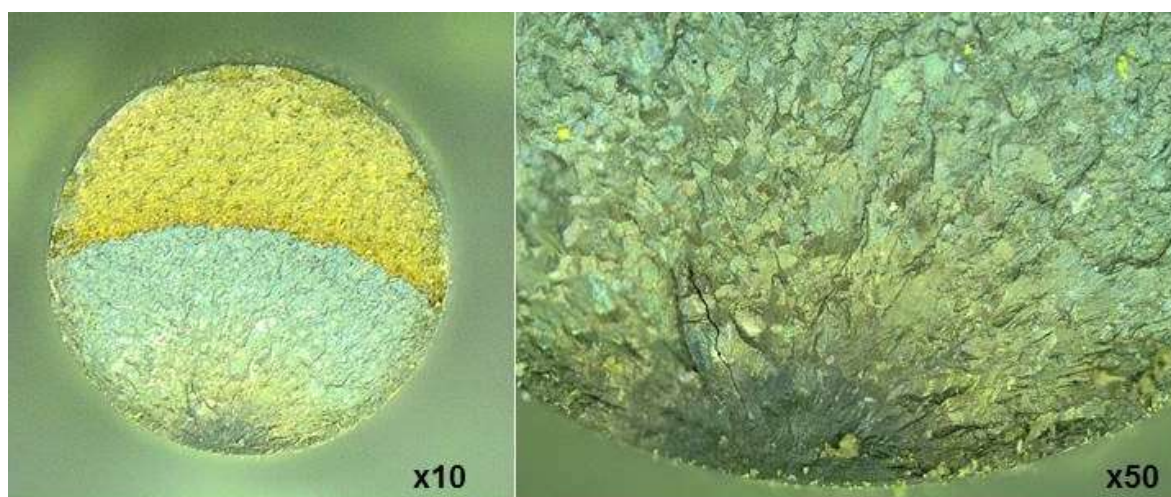


Рис. 5 – Поверхность разрушения образца сплава ЭП648, синтезированного в вертикальном направлении (температура испытания $T=800^\circ\text{C}$, напряжение $\sigma=320$ МПа, число циклов разрушения $N=20,4 \times 10^6$ циклов)

Очаг усталостного разрушения располагается под поверхностью на малом расстоянии от поверхности образца. В зоне очага находится металлургический дефект, но, по-видимому, он не является основным очагом. Вероятно, дефект способствовал образованию очага. Наблюдается определенное сходство исследованием усталости сплава типа Ti-6Al-4V [17].

Выводы

Определены характеристики много- и малоциклового усталости жаропрочных никелевых сплавов ВЖ159 и ЭП648, синтезированных по технологии селективного лазерного сплавления. Направление роста материала – по вертикали или по горизонтали – не оказывает существенного влияния на сопротивление сплавов усталостному нагружению. Установлено, что значительное влияние на сопротивление многоциклового усталости сплава ЭП648 оказывает температура испытания. Повышение температуры испытания от 20°C до 800°C вызывает понижение значений предела выносливости на 25% на базе 2×10^7 циклов.

У сплава ЭП648, синтезированного по технологии СЛС, строение излома образца, испытанного на МнЦУ (800°C), при увеличении не более $\times 50$ имеет все характерные фрактографические признаки усталостного разрушения наблюдаемого у жаропрочных никелевых сплавов, произведенных по традиционной технологии.

Литература

1. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. №1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
2. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Ломберг Б.С., Сидоров В.В. Приоритетные направления развития технологий производства жаропрочных материалов для авиационного двигателестроения // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2013. №3. С. 47–54.
3. Каблов Е.Н. Тенденции и ориентиры инновационного развития России: сб. науч.-информац. Матер. 3-е изд. М.: ВИАМ, 2015. 720 с.

4. Каблов Е.Н. Что такое инновации // Наука и жизнь. 2011. №11. С. 16–21.
5. Мазалов И.С., Евгенов А.Г., Прагер С.М. Перспективы применения жаропрочного структурно-стабильного сплава ВЖ159 для аддитивного производства высокотемпературных деталей ГТД // Авиационные материалы и технологии 2016. № S1(43). С. 3–7.
6. Евгенов А.Г., Рогалев А.М., Неруш С.В., Мазалов И.С. Исследование свойств сплава ЭП648, полученного методом селективного лазерного сплавления металлических порошков // Труды ВИАМ. 2015. №2. Ст. 02. URL. <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 05.06.2018).
7. Catchpole-Smitha S., Aboulkhaira N., Parrya L., Tucka C., Ashcroft I.A., Clarea A. Fractal scan strategies for selective laser melting of ‘unweldable’ nickel superalloys // Additive Manufacturing 15 (2017) p. 113–122.
8. Ahmad Mostafa, Ignacio Picazo Rubio, Vladimir Brailovski, Mohammad Jahazi and Mamoun Medraj. Structure, Texture and Phases in 3D Printed IN718 Alloy Subjected to Homogenization and HIP Treatments// Metals 2017, 7, p.196, 11 April 2017/
9. Tanja Trosch, Johannes Strobner, Rainer Volkl, Uwe Glatzel. Microstructure and mechanical properties of selective laser melted Inconel 718 compared to forging and casting. // Materials Letters 164 (2016), p. 428–431.
10. Helvajian, H., Pique, A., Wegener, M., Gu, B., Witkin, D.B., Adams, P., and Albright, T. Microstructural evolution and mechanical behavior of nickel-based superalloy 625 made by selective laser melting. 2015. 9353: p. 93530B.
11. Amato K.N., Gaytan, S.M., Murk, L.E., Martinez, E., Shindo, P.W., Hernandez, J., Collins, S., and Medina, F. Microstructures and mechanical behavior of Inconel 718 fabricated by selective laser melting. Acta Materialia, 2012. 60(5): p. 2229-2239.

12. Gu H., Gong H., Dilip J.J.S. et al. Effects of powder variation on the microstructure and tensile strength of Ti-6Al-4V parts fabricated by selective laser melting // Int. J. Powder Metall. 2015. V.51. N 1. P. 35–42.

13. Беляев М.С., Хвацкий К.К., Горбовец М.А. Сравнительный анализ российского и зарубежных стандартов испытаний на усталость металлов // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2014. №9. Ст. 11. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 04.06.2016). DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-9-11-11.

14. Горбовец М.А., Базылева О.А., Беляев М.С., Ходинев И.А. Малоцикловая усталость монокристаллического интерметаллидного сплава типа ВКНА в условиях «жесткого» нагружения // Metallurg. 2014. № 8. С. 111–114.

15. Беляев М.С., Терентьев В.Ф., Горбовец М.А., Бакрадзе М.М., Антонова О.С. Малоцикловая усталость при заданной деформации и разрушение жаропрочного сплава ВЖ175 //Материаловедение. 2017. № 3. С. 18–24.

16. В.Ф. Терентьев, М.С. Беляев, М.М. Бакрадзе, М.А. Горбовец, М.А. Гольдберг Разрушение жаропрочного сплава ВЖ175 в условиях жесткого малоциклового нагружения // Труды ВИАМ. электрон. науч.-технич. журн., 2014. № 11. ст. 12. URL. <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 06.06.2018). ЗАМЕНИЛ при правке 03 07 18.

17. Геров М.В., Владиславская Е.Ю., Терентьев В.Ф. и др. Исследование усталостной прочности сплава типа Ti-6Al-4V, полученного методом селективного лазерного плавления //Деформация и разрушение материалов. 2016. № 5. С. 14–20.

УДК 620.17

**Экспериментальное определение коэффициентов трения скольжения
между корпусом РН и опорными ложементами транспортно-
установочного агрегата при повышенных
и пониженных температурах**

Смердов А.А.¹, д.т.н.; Таирова Л.П.¹, к.т.н.; Кулиш Г.Г.¹;
Бахтин А.Г.², к.т.н.; Строков В.О.²

asmerdov@mail.ru, com-or@yandex.ru, gennadijkulish@yandex.ru,
agbakhtin@mail.ru, st.vad@rambler.ru

¹*Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана,
Москва, Россия*

²*КБ "Салют" АО «ГКНПЦ им. М.В. Хруничева», Москва, Россия*

Аннотация:

Цель статьи – представление методик для изучения закономерностей изменения коэффициента трения скольжения для материалов, соответствующих покрытию корпуса ракето-носителя (РН) и облицовке ложементов транспортно-установочного агрегата при вертикализации и установке на стартовый стол.

Ключевые слова:

коэффициент трения скольжения, алюминиевый сплав, фторопласт, резина.

Введение

При установке на стартовый стол РН ее корпус удерживается в нужном положении за счет сил трения между покрытием корпуса и облицовкой ложементов транспортно-установочного агрегата. При этом в процессе поворота РН (вертикализации) величина нагрузки, прижимающей корпус к ложементу, меняется. Для того, чтобы обеспечить перемещение РН по ложементам без рывков и задержек, необходимо знать коэффициент трения этой пары как в момент начала движения (коэффициент трения покоя – КТП), так и в процессе движения корпуса и ложементов друг относительно друга (коэффициент трения скольжения - КТС).

Как показывают исследования [1, 2 и др.], коэффициенты трения при больших нормальных нагрузках, характерных для поставленной задачи, могут существенным образом зависеть от величины нормальной (прижимающей) нагрузки, от скорости скольжения, от температуры и влажности контактирующих поверхностей. Поэтому моделирование процессов контактного взаимодействия металлического корпуса РН с двумя возможными видами материала ложементов (резина и фторопласт) необходимо было провести с учетом заданных давлений (от 0,4 до 2,0 МПа) и погодных условий, при которых может осуществляться установка РН (температуры от минус 40°С до плюс 50°С и при сухих и увлажненных поверхностях трения), что и явилось целью настоящей работы.

Методика эксперимента

2.1 Образцы для испытаний

Образцы для исследования процессов контактного взаимодействия (трения) были изготовлены из материала корпуса РН (алюминиевый сплав) и из двух видов материалов, которые могут быть использованы для наружного покрытия ложементов - резины и фторопласта. Образцы из фторопласта вырезались из пластин толщиной 10 мм, а образцы из резины – из пластин на

металлической подложке толщиной 2 мм с ребрами прямоугольного сечения с шагом 26 мм. Суммарная толщина пластин из резины в зоне ребер 16,5 мм, ширина ребер 12 мм, суммарная толщина пластины между ребрами 8 мм. Ширина неметаллических образцов была принята 25 мм - примерно равной шагу ребер на резиновой пластине. Длина большинства неметаллических образцов была равной 20 мм, 8 образцов из резины имели длину 40 мм. Пластины из алюминиевого сплава имели толщину 5 мм, из них были вырезаны образцы размером 30×250. Поверхности пластин из алюминиевого сплава идентичны наружным поверхностям корпуса РН.

Испытания проведены при значениях прижимающей нагрузки, обеспечивающих контактное давление 0,4 МПа, 0,8 МПа, 1,2 МПа и 2,0 МПа. КТП и КТС определялись при температуре 20°С, 50°С и -40°С. При каждой температуре проводились испытания при сухих и при смоченных водой трущихся поверхностях.

2.2 Особенности проведения испытаний при монотонном смещении неметаллических образцов относительно металлической пластины

Несмотря на большое количество известных способов и установок для измерения коэффициентов трения [3, 4, 5], особенности поставленной задачи потребовали создания специальной установки, позволяющей выполнить работу при имеющемся оборудовании.

Поскольку испытания необходимо было провести при температуре, существенно отличающейся от комнатной, установка для испытаний была смонтирована в климатической камере ПЛКА-КРК400, где можно автоматически поддерживать заданную температуру и влажность в течение нескольких часов. Допустимый диапазон изменения температуры в камере – от минус 50°С до плюс 100°С. Испытания при комнатной температуре проводились при выключенной камере и открытой двери камеры.

Принцип работы установки заключается в обеспечении линейного перемещения пластины 1 из алюминиевого сплава относительно

неподвижных прижатых к ней с двух сторон образцов 2 из неметаллических материалов (резины или фторопласта), закрепленных на нижней 3 и верхней 4 балках (рисунок 1). Концы нижней опорной балки соединены с опорами 5 вне климокамеры 6. Контактное давление задаётся весом наборного груза 7, размещаемого на верхней балке, шарнирно скрепленной с нижней балкой. Перемещение металлической пластины 1 реализуется с помощью троса 8, проходящего через отверстие в стенке камеры к шкиву 9 и далее к червячному редуктору 10 с барабаном для намотки троса. Вращение входного вала редуктора производится оператором вручную. Сила, приложенная к тросу и обеспечивающая перемещение металлической пластины, регистрируется с помощью предварительно протарированного тензокольца 11, подключённого к тензостанции СТММ. Тензостанция регистрировала показания датчиков тензокольца каждые 0,25 секунды.

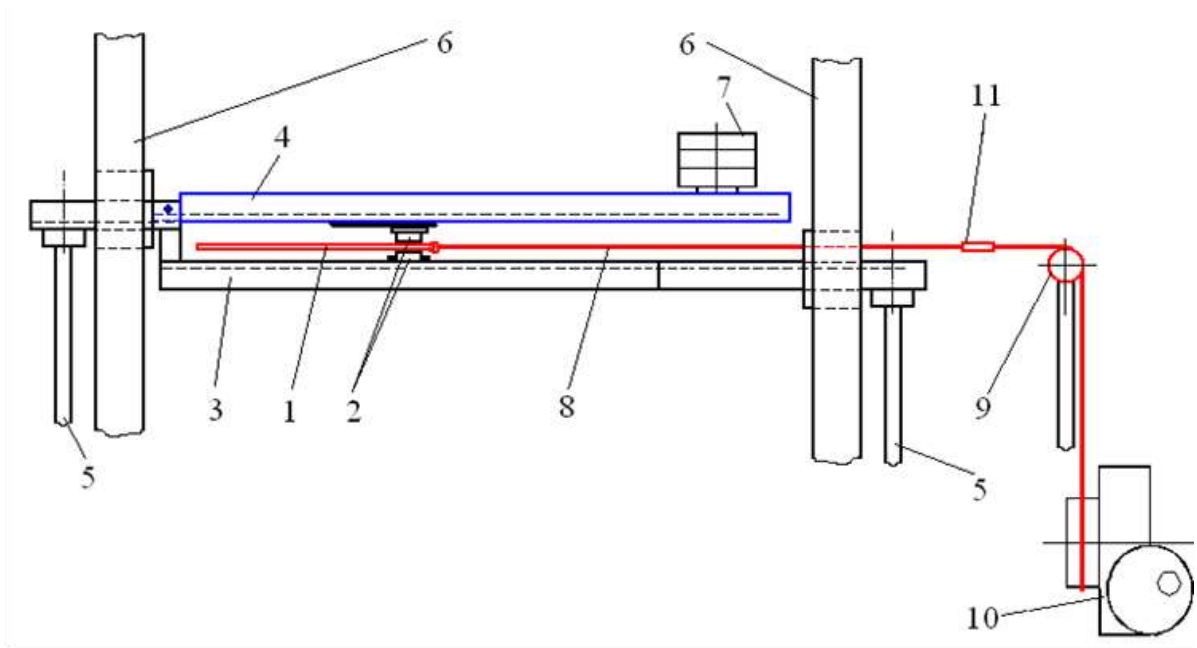


Рис. 1 – Схема экспериментальной установки для испытаний при монотонном смещении неметаллических образцов относительно металлической пластины

Максимальная величина давления прижатия неметаллических образцов к металлической пластине была задана 2,0 МПа, т.е. для приведенных выше размеров образцов с максимальной площадью 10 см² максимальное нормальное усилие составляет 2 кН. Поскольку поддон и полки климокамеры

не предназначены для выдерживания таких нагрузок, в качестве опоры при испытаниях образцов была использована стальная балка, которая вводилась внутрь камеры через специальные теплоизолированные отверстия, имеющиеся в стенках камеры. После введения балок внутрь камеры эти отверстия теплоизолировались с помощью поролоновых заглушек. Поскольку оси отверстий в правой и левой стенках камеры не совпадали, опорная балка выполнена составной.

Фотография части установки, находящейся внутри климатической камеры, представлена на рисунке 2.

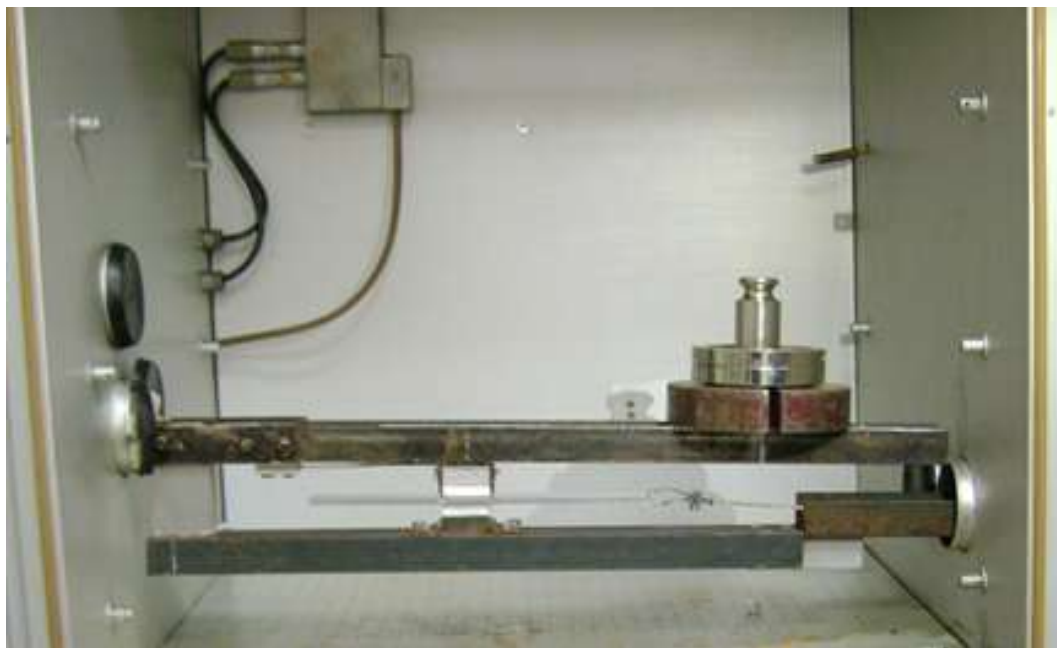


Рис. 2 – Часть установки, находящаяся внутри климатической камеры, при испытаниях с образцами из фторопласта

При двух образцах покрытия ложементов, размещенных с разных сторон алюминиевого образца, экспериментальное значение коэффициента трения:

$$\mu = F/2P \quad (1)$$

где P – нормальная нагрузка на образцы, F – зарегистрированная с помощью тензокольца сила, приложенная к металлической пластине.

Сила P рассчитывалась по площади контакта и заданному контактному давлению p . Затем, с учетом погонной массы верхнего рычага (см. рисунок 1) и длины его плеч (от шарнира до образцов и до наборных грузов) определялся необходимый вес наборных грузов, обеспечивающих давление p . Для дополнительного контроля силы P проводилось ее измерение с помощью динамометра (рисунок 3).

Испытания проводились при следующих контактных давлениях:

0,4 МПа, 0,8 МПа, 1,2 МПа, 2,0 МПа.

При изменении контактного давления каждый раз использовался новая пара образцов материалов.



Рис. 3 – Контроль нормальной нагрузки на образцы

Значения приложенной к тросу силы F пропорциональны значениям деформаций в тензокольце:

$$F = \varepsilon \times a, \quad (2)$$

где ε – значения деформаций, полученные при испытании,

a - коэффициент пропорциональности между значениями деформаций в кольце и значениями силы F , который определялся по итогам тарировки при растяжении тензокольца известными грузами (5 кГ, 15 кГ, 20 кГ, 30 кГ) при креплении верхней его части на балке. Зависимости между величиной приложенной к кольцу нагрузки и деформациями по показаниям тензодатчиков близки к линейным. По полученным данным определяли средние деформации, соответствующие нагрузкам, а по результатам линейной аппроксимации $F(\varepsilon)$ - значения коэффициента a . По данным нескольких нагружений $\bar{a} = (15 \pm 1) \times 10^5$ кг.

Тарировка проводилась как непосредственно перед испытаниями, так и несколько раз в процессе опытов (для контроля).

Перемещение металлической пластины измерялось метрической линейкой по рискам на пластине и на опорной балке, число точек на графике при известной дискретности данных определяет время перемещения пластины. Эти данные были основой контроля за скоростью движения пластины, которая менялась от опыта к опыту (из-за ручного привода), но поддерживалась внутри интервала от 3 до 5 мм/с.

2.3 Особенности испытаний при возвратно поступательном перемещении образца из алюминиевого сплава относительно неметаллических образцов

Кроме представленной выше методики испытаний необходимо было реализовать методику определения КТС при возвратно поступательном перемещении образца из алюминиевого сплава относительно контактирующих с ним образцов материалов. Смещение должно было

происходить в диапазоне от -10 мм до $+10$ мм от некоторого среднего положения с двадцатикратным повторением этого цикла.

Для реализации возвратно-поступательного движения металлической пластины нельзя использовать трос для передачи нагрузки. Вместо троса к концу металлической пластины был прикреплен металлический стержень 8 (рисунок 4), скрепленный с тензokolьцом 11, с другой стороны тензokolьца прикреплялся такой же стержень, второй конец которого был соединен с втулкой 9 и рычагом 10. Втулка 9 соединялась с неподвижной опорой через шарнир, позволяющий при качании рычага 10 приводить втулку и соединенный с ней стержень в возвратно-поступательное движение. На стержне и опорной балке имелись пластинки 12, ограничивающие сдвиг стержня 8 заданными пределами ± 10 мм относительно среднего положения. Остальные элементы установки аналогичны соответствующим элементам при монотонном нагружении (рисунке 1).

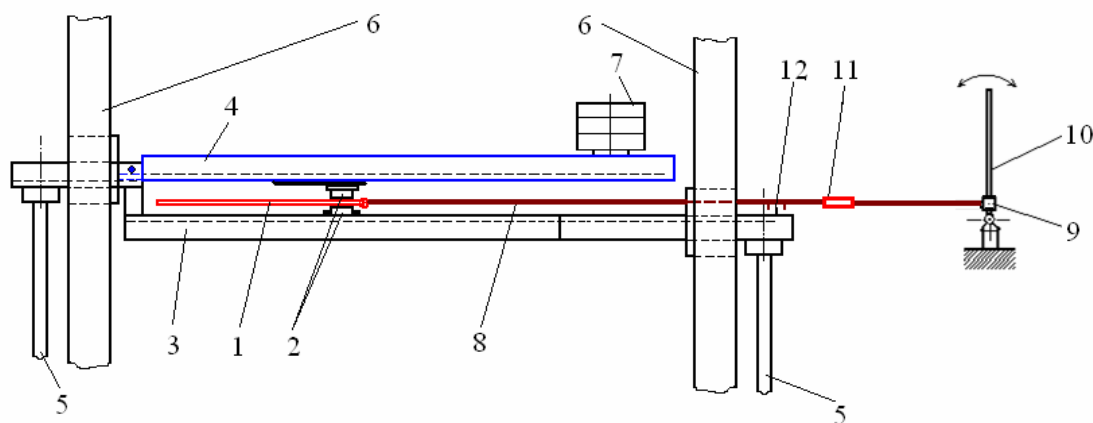


Рис. 4 – Схема экспериментальной установки при возвратно поступательном перемещении образца из алюминиевого сплава

В ходе таких испытаний экспериментальные данные представляются в виде циклограммы, типичный вид которой приведен на рисунке 5. По этим графикам можно определить средние амплитудные значения деформаций, по

ним - значения силы трения, а значит, и средний коэффициент трения скольжения, соответствующий этой силе.

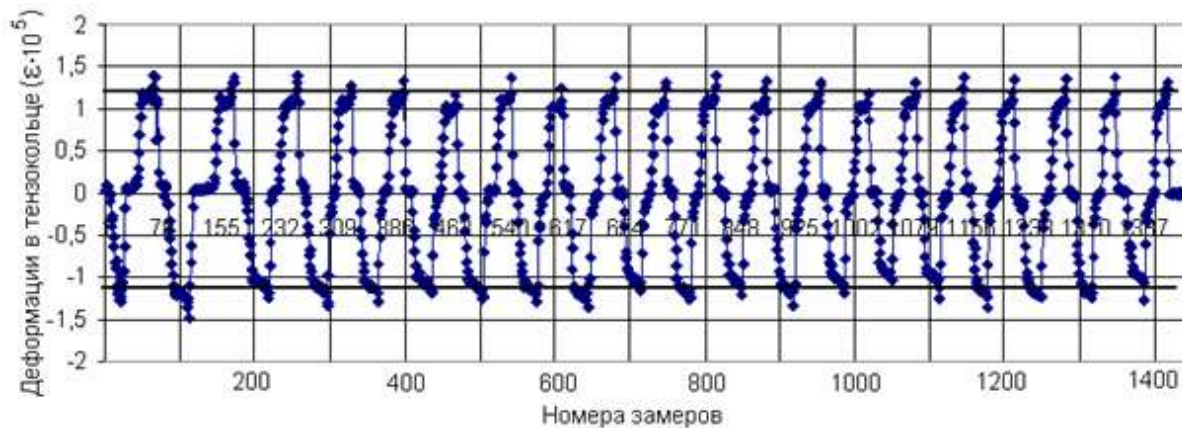


Рис. 5 – Экспериментальная циклограмма при испытании резиновых образцов при нормальных условиях (сухое трение)

2.4 Основные результаты испытаний

Проведено 140 испытаний по определению коэффициентов трения скольжения для различных сочетаний взаимодействующих материалов и параметров внешних условий. Из них 54 испытаний с парой алюминий – резина (образцы $L = 20$ мм); 8 испытаний с парой алюминий – резина (образцы $L = 40$ мм); 54 испытаний с парой алюминий – фторопласт (образцы $L = 20$ мм); 12 испытаний при возвратно - поступательном перемещении образца из алюминиевого сплава относительно контактирующих с ним образцов резины (образцы $L = 20$ мм); 12 испытаний при возвратно - поступательном перемещении образца из алюминиевого сплава относительно контактирующих с ним образцов фторопласта (образцы $L = 20$ мм).

На рисунке 6 показаны некоторые экспериментальные зависимости для силы трения, отнесенной к силе давления, как функции номера регистрации при монотонном смещении металлической пластины относительно неметаллических образцов. Коэффициент трения по этим зависимостям

определяется по участку максимальных значений относительной нагрузки, где происходит скольжение металлической пластины относительно неметаллических образцов.

На зависимости, приведенной на рисунке бб, наблюдается увеличение относительной нагрузки в момент начала скольжения, соответствующее трению покоя, а на рисунке ба – такого увеличения не наблюдается. Такие различия экспериментальных зависимостей наблюдались как при комнатной, так и при повышенной температуре при разных уровнях давления, т.е. они зависят от случайного различия состояния поверхностей образцов.

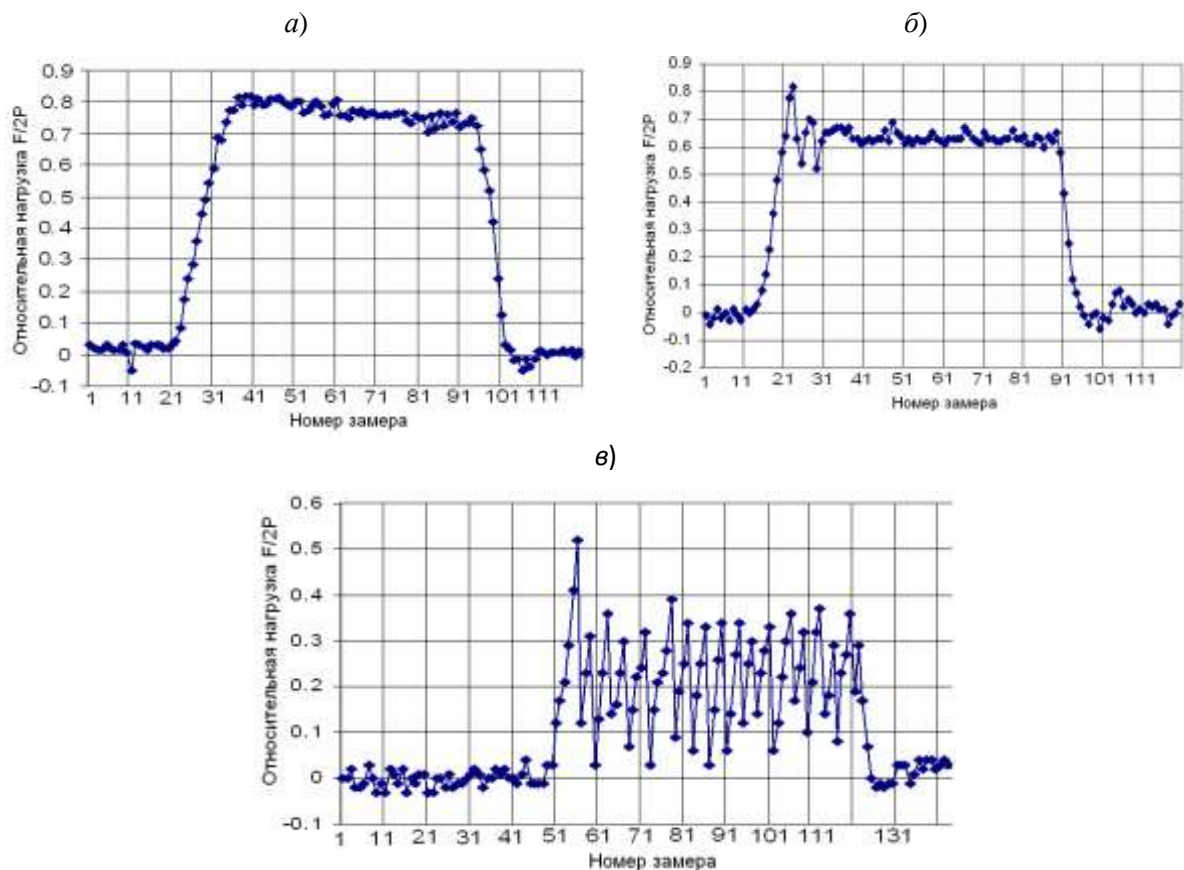


Рис. 6 – Экспериментальные зависимости для сухих резиновых образцов длиной 20 мм: 5а - при 20°C; 5б - при 50°C; 5в - при -40°C.

На зависимости, приведенной на рисунке 5в, наблюдается резкое скачкообразное изменение нагрузки, связанное, по-видимому, с прилипанием резиновых образцов к металлу даже без дополнительного увлажнения трущихся поверхностей. При увлажнении образцов примерзание и разбросы

нагрузки усиливаются, т.к. на металлической пластине образуется слой льда: образцы из резины или фторопласта должны были сколоть лёд с металлической пластины, прежде чем начиналось её движение, поэтому считать полученные отношения средней сдвигающей нагрузки к прижимающей нагрузке коэффициентами трения можно весьма условно.

На рисунке 5 приведена типичная экспериментальная зависимость при испытании резиновых образцов при циклическом взаимном смещении трущихся поверхностей. Фактически скольжение наблюдается при амплитудных значениях силы трения, поэтому именно эти значения и определяют КТС. Увеличенные примерно на 20% значения силы трения в начальный момент соответствуют КТП.

Для экспериментальных значений коэффициентов трения характерны довольно большие разбросы, связанные со случайным изменением шероховатости трущихся поверхностей и со случайными перекосами неметаллических образцов под действием напряжений сдвига. Оценка влияния шероховатости металлических пластин была проведена при испытаниях одних и тех же фторопластовых образцов с четырьмя разными металлическими пластинами при комнатной температуре и давлении 0,4 МПа. Получен разброс экспериментальных значений коэффициентов трения скольжения (КТС) относительно среднего значения около 10%.

Коэффициенты трения покоя (КТП), определенные по диаграммам типа приведенной на рисунке 5б, превышают КТС примерно на 20÷30%. На части диаграмм не наблюдалось увеличение коэффициента трения перед началом движения, $КТП \approx КТС$.

Заключение

Обобщая полученные данные, можно отметить по результатам испытаний образцов из резины при монотонном движении металлической пластины:

1) влияние изменения температуры испытаний от 20°C до 50°C пренебрежимо мало сказывается на КТС;

2) увеличение давления от 0,2 МПа до 2,0 МПа приводит к уменьшению КТС примерно от 0,75÷0,80 до 0,50÷0,55 при сухих трущихся поверхностях и от 0,55÷0,62 до 0,40÷0,50 при увлажненных трущихся поверхностях;

3) при температуре -40°C разбросы средних значений КТС увеличиваются и для отдельных измерений превышают соответствующие КТС при положительной температуре на 20÷25%, а для других измерений – наоборот, - меньше значений при положительной температуре на 30÷40%; причиной таких разбросов является прилипание резиновых образцов к металлу.

По результатам испытаний образцов из фторопласта при монотонном движении металлической пластины:

1) влияние не только изменения температуры испытаний от 20°C до 50°C, но и наличие или отсутствие увлажнения не вызывает изменения КТС, превышающих разбросы экспериментальных данных; диапазон изменения КТС примерно 0,07÷0,11;

2) при температуре -40°C разбросы средних значений КТС увеличиваются и составляют 0,11÷0,16 по той же причине, что и для резиновых образцов.

Измерения КТС при возвратно-поступательном движении металлической пластины были проведены только при положительных температурах и при давлениях 0,4÷1,2 МПа. Разбросы средних значений КТС здесь оказались несколько выше, чем при монотонном движении металлической пластины, а величины КТС отличались от соответствующих КТС при монотонном движении пластины меньше, чем разбросы экспериментальных данных.

Исследования фактических значений коэффициентов трения при различных внешних условиях с использованием специально разработанной методики испытаний дают информацию для кинематических расчетов процесса вертикализации и установки РН на стартовый стол и спроектировать оборудование, обеспечивающее равномерное скольжение РН по ложементам без рывков и задержек.

Полученные данные были использованы при проектировании наземного оборудования для вертикализации и установки на стартовый стол РН производства АО «ГКНПЦ им. М.В. Хруничева».

Литература

1. Крагельский И.В. Трение волокнистых веществ. – М.: Изд-во АН СССР, 1949. – 287 с.
2. Крагельский И.В. О природе трения полимеров. Обзор // Механика полимеров. 1972. №5. С. 797-808.
3. Испытательная техника: Справочник. В 2-х кн./ Под ред. В.В. Клюева. М.: Машиностроение, 1982 - Кн. 1 1982. – 528 с. (Гл. 5. Средства испытаний материалов на износ и трение – Г.С. Батуев, В.С. Голубков и др.).
4. ГОСТ 11629-75 Пластмассы. Метод определения коэффициента трения. – М.: Изд-во стандартов. 1988. 7 с.
5. Патент № RU 2300755С1. – Способ определения коэффициента трения. – Лобачевский П.Я., Несмиян А.Ю. и др. – опубл. 10.06.2007.

УДК 533.9.08

Интерферометрические системы измерения массовой скорости в физике экстремального состояния вещества

Тищенко И.Ю.¹; Пирог В.А.¹; Глухов Р.Д.¹; Губский К.Л.¹;

Казиева Т.В.¹; Кузнецов А.П.¹

¹НИЯУ МИФИ

Аннотация:

В статье представлено описание диагностических систем КДНИ-532-7 (типа VISAR) и КИВИ (типа PDV), позволяющих проводить высокоточные бесконтактные измерения массовой скорости вещества в быстропотекающих экспериментах. Рассмотрены их принципиальные схемы, принципы работы и отличительные особенности. Так же представлены результаты совместных экспериментов по ударно-волновому нагружению вещества.

Ключевые слова:

лазерная интерферометрия, экстремальные состояния вещества.

Введение

В настоящее время наиболее распространенным способом исследования прочностных свойств вещества является техника ударно-волнового нагружения при высокоскоростном соударении. Реализуется это при помощи пороховых пушек, легкогазовых ускорителей, ускорителей на основе конденсированных взрывчатых веществ, электромагнитных ускорителей. Отличительной чертой данной техники является создание ударной волны с фронтом близким к плоскому. Это позволяет упростить процесс обработки экспериментальных данных и использовать одномерные термодинамические модели.

При исследовании ударно–волновых процессов каждый эксперимент является по-своему уникальным и обладает рядом трудновоспроизводимых параметров. Основным термодинамическим параметром, доступным для измерения в этих экспериментах является массовая скорость. Большое число каналов регистрации увеличивает информативность эксперимента, а также достоверность получаемых данных за счёт контроля параметров эксперимента, отвечающих за адекватность предпосылок, используемых в расчётах. Увеличение детектируемых точек позволяет в процессе одного эксперимента исследовать поведение массовой скорости одновременно нескольких объектов (или несколько точек одного и того же объекта), измерять параметры ударной волны до взаимодействия с мишенью и оценивать плоскостность волнового фронта.

Существует большое количество измерительных методик измерения массовой скорости вещества, различных по принципу действия. Одними из наиболее популярных методов диагностики вещества в экстремальном состоянии являются неравноплечная интерферометрия (VISAR) и прямое оптическое гетеродинирование (PDV) [1, 2].

Представленные разработки зарекомендовали себя надёжными измерительными инструментами и различные их модификации успешно

используются в экспериментах исследованиях быстропротекающих процессов [3].

Измерительный комплекс КДНИ-532-7

Принципиальная схема работы системы типа VISAR представлена на рис. 1.

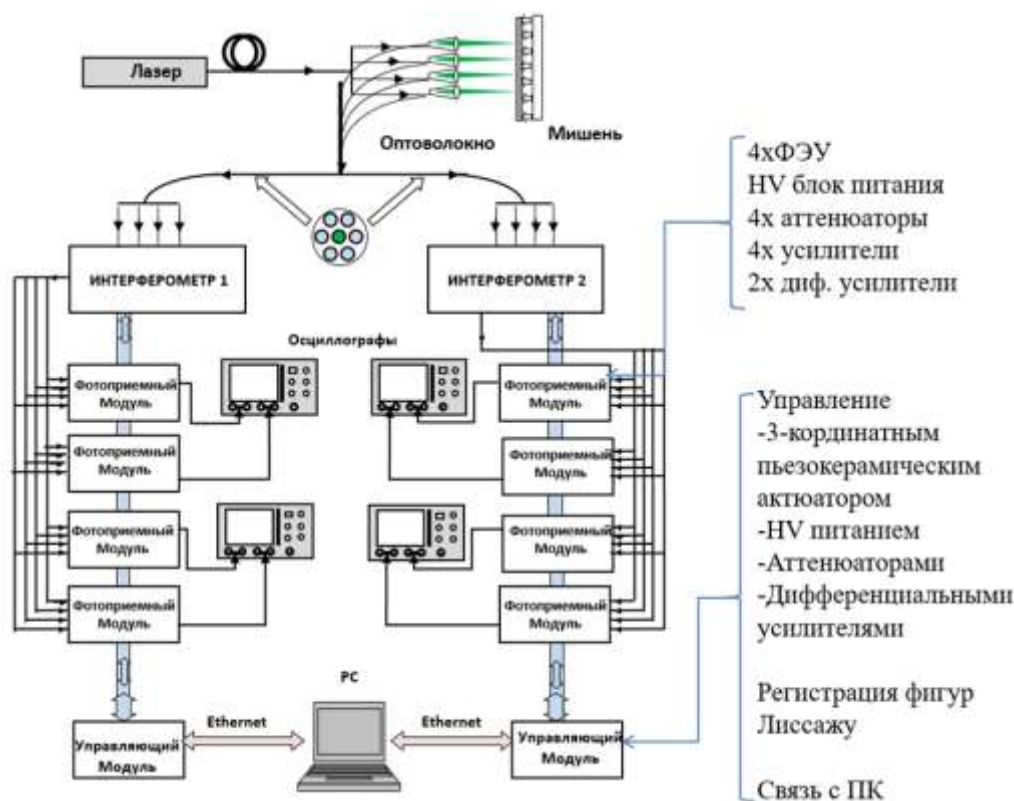


Рис. 1 – Принципиальная схема КДНИ 532-7

Измерительная система состоит из блока оптического преобразования (многоканального квадратурно-дифференциального неравноплечного интерферометра), блоков фотоэлектронного преобразования и осциллографов. Используя волоконные транспортные системы, лазерным излучением освещают исследуемый объект. Отраженное от мишени излучение собирается оптическим датчиком и доставляется по волоконной трассе в интерферометр. Из выходов интерферометров доставляется оптическими волоконными кабелями в фотоприемники, которые преобразуют излучение в электрический сигнал. Фотоприемники состоят из

фотоэлектронных умножителей и усилительных каскадов. Сигналы одной квадратуры подаются на дифференциальный усилитель, что позволяет сократить количество используемых осциллографов в два раза. Сигналы с фотоприемников подаются на осциллографы, которые записывают полученный сигнал. Информация о скорости восстанавливается из сигналов, записанных осциллографами, с помощью специального программного обеспечения.

Интерферометрический блок изготовлен из оптических элементов, установленных на металлической платформе и в металлических оправках, соединенных между собой стальными направляющими. Оптическая схема интерферометрического блока приведена на рис. 2.

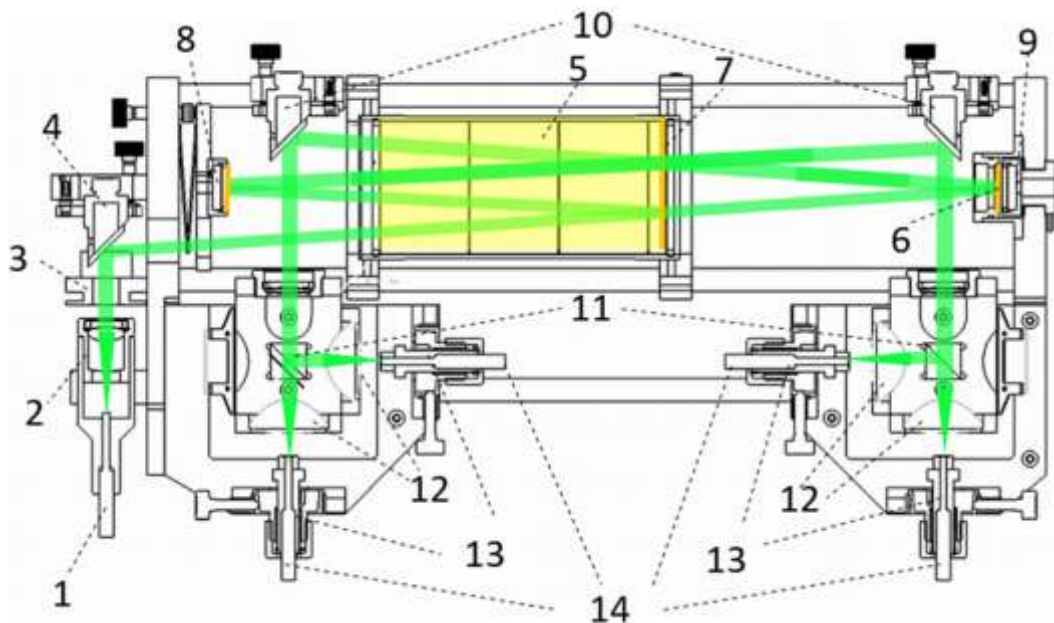


Рис. 2 – Оптическая схема интерферометра: 1 – входной оптоволоконный жгут, 2 – коллиматор, 3 – диафрагма, 4 – зеркало, 5 – оптическая линия задержки, 6 – фазовая пластинка $\lambda/8$, 7 – делительное зеркало, 8 – зеркало плеча с задержкой, 9 – зеркало плеча без задержки, установленное на пьезокерамический актюатор, 10 – зеркала, направляющие излучение из интерферометра на PBS кубики, 11 – PBS кубики, 12 – линзы, 13 – зажимы и держатели выходных оптических волоконных жгутов, 14 – выходные оптические волоконные жгуты

Исследуемый объект освещается лазерным излучением с длиной волны 532 нм. Излучение, собранное от объекта, вводится в интерферометрический

блок входным оптическим волоконным жгутом 1, состоящим из семи оптических волоконных кабелей типа QQ 200/220 (рис. 3) и коллиматором 2. Коллиматор устанавливается в металлическую оправу, соединенную с корпусом интерферометрического блока резьбой, с помощью которой осуществляется перемещение коллиматора 2 вдоль оптической оси интерферометра. Оптическая схема интерферометрических блоков рассчитана таким образом, что изображения торцов входных оптических волоконных кабелей строятся на делительном зеркале 7, которое является диэлектрическим покрытием (коэффициент отражения 50% для длины волны 532 нм), нанесенным на грань оптической линии задержки 5. С помощью диафрагмы 3, управляемой с помощью компьютера, осуществляется дистанционная регулировка светового потока, необходимая для того, чтобы фотоэлектрический преобразователь не входил в насыщение. Зеркало 4 направляет излучение в интерферометр, образованный зеркалами 8 и 9, полупрозрачным зеркалом 7 и оптической линией задержки 5. Зеркало 8 установлено в металлическую оправу, которая закреплена на металлической пластине. С помощью трех микрометрических винтов осуществляется настройка углов этой пластины по отношению к стальным направляющим, а также ее перемещение вдоль стальных направляющих. Зеркало 9 установлено на трехкоординатный пьезокерамический актюатор, управляемый с помощью компьютера, который под действием приложенного к нему напряжения позволяет сдвигать зеркало 9 вдоль стальных направляющих и изменять угол между плоскостью зеркала и стальными направляющими конструкции интерферометра. Таким образом осуществляется дистанционная юстировка интерферометра и калибровка посредством модуляции разности длин плеч. Оптические линии задержки 5 изготовлены из стекол марки К8 с показателем преломления $n=1.519$ цилиндрической формы диаметром 75 мм и длинами 160, 110, 60, 35 и 10 мм. Использование различных длин линий задержки позволяет менять диапазон

измеряемых скоростей. Зеркала 10 выводят излучение из интерферометра. С помощью линз, расположенных между поляризационными делительными кубиками 11, зеркалами 10 (фокусное расстояние 100 мм, на рисунке не указаны во избежание загромождения) и линз 12 (асферические, фокусное расстояние 32 мм) строятся изображения торцов входных оптических волоконных кабелей на торцах выходных оптических волоконных кабелей типа POF 750 (торец выходного оптического волоконного жгута 14 изображен на рис. 3) с коэффициентом увеличения 2.7. С помощью зажимов и держателей выходных оптических волоконных жгутов 13 осуществляется перемещение торцов выходных оптических волоконных кабелей: вдоль оптической оси интерферометрического блока, в перпендикулярной ей плоскости микрометрическими винтами, а также осуществляется их поворот в указанной плоскости. С помощью фазовой $\lambda/8$ пластинки 6 в одном из плеч интерферометра осуществляется разделение по фазе излучения разных поляризаций на величину $\pi/2$, а с помощью поляризационных делительных кубиков 11 их пространственное разделение для последующей независимой регистрации. Таким образом осуществляется поляризационное кодирование сигнала. Фазовая $\lambda/8$ пластинка 6 фиксируется в металлическую оправу, которая устанавливается на металлическую пластину корпуса интерферометрического блока. Поворотом фазовой пластинки вокруг оптической оси интерферометра изменяются углы между плоскостью поляризации входного излучения и главными оптическими осями фазовой пластинки, что определяет соотношение квадратурных сигналов на выходе интерферометрического блока.

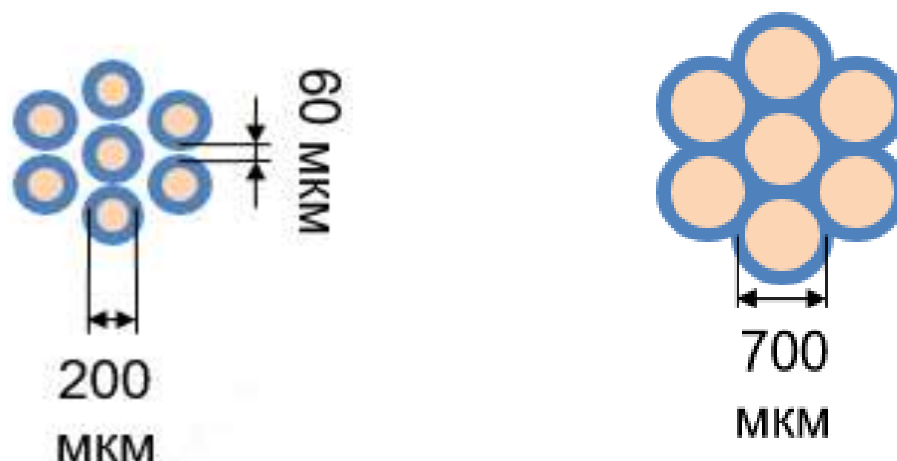


Рис. 3 – Схемы торцов входного и выводного оптических волоконных жгутов, выполненных из оптических волоконных кабелей типа QQ 200/220 (числовая апертура 0.22) и POF 750 (числовая апертура 0.5), соответственно

Измерительный комплекс КИВИ

Для решения задачи непрерывного исследования процессов фрагментации и пыления объектов используют методику PDV. Схема простейшей диагностической системы, изготовленной по данной методике, приведена на рис. 4.

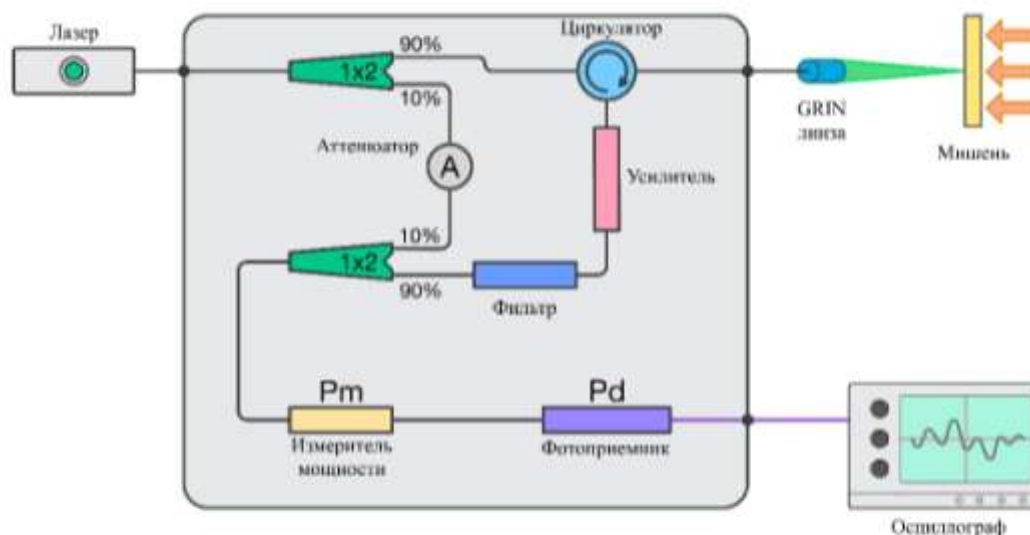


Рис. 4 – Принципиальная схема волоконного интерферометра с прямым преобразованием оптического сигнала

Излучение одночастотного непрерывного лазера подводится к исследуемому объекту по оптоволоконному кабелю. В делителе пучок разделяется на две части в соотношении 90/10. Большая часть подается на объект. Отражение от исследуемой поверхности попадает в коллиматор. Пройдя через циркулятор, отраженное от объекта излучение усиливается в широком диапазоне, что требует добавление в схему фильтра. После фильтрации отраженное излучение складывается с другим пучком, прошедшим через аттенюатор. В результате смешения опорного и отраженного от объекта сигналов, формируются биения, регистрируемые фотоприемником, сигналы которого записывает осциллограф. Скорость получается при выполнении перерасчета по следующей формуле:

$$V = \lambda \cdot f_b \quad (1)$$

где λ – длина волны зондирующего излучения, f_b – частота биений. При скорости 1 км/с, частота биений $f_b=1.29$ ГГц. Таким образом, для измерения скоростей более 1 км/с требуется система детектирования с пропускной способностью порядка нескольких ГГц.

Для увеличения уровня отраженного сигнала перед смесителем помещены волоконный усилитель AEDFA-PA-35 и фильтр с центральной длиной волны 1550.86 нм и шириной полосы 0.5 нм, используемый для отсеки шумов усилителя. В качестве зондирующего излучения применяется излучение волоконного лазера, с диапазоном по длине волны излучения от 1550.5 нм до 1550.9 нм. Для регистрации оптического сигнала применяется фотоприемник ET-3500AF с полосой быстрогодействия 9 ГГц, что соответствует возможности регистрировать скорости до 6 км/с.

Для обработки получаемых в эксперименте интерферограмм в среде MATLAB было написано программное обеспечение, основанное на оконном Фурье анализе [4]. В процессе обработки сигнал домножается на оконную функцию фиксированной длины. От получившийся зависимости берется

Фурье преобразование, которое ставится в соответствие данному моменту времени. Результатом обработки является набор спектрограмм, соответствующих разным моментам времени. Для получения динамики скорости движения объекта из спектра необходимо выполнить пересчет по формуле (1). Разрешение по времени и скорости определяется параметрами обработки, в частности, размером окна преобразования.

Увеличение числа измерительных каналов в приборах, изготовленных по методике PDV, усложняется высокой стоимостью системы регистрации, позволяющей регистрировать сигналы в полосе нескольких ГГц. Возможность регистрации нескольких оптических каналов без увеличения каналов фотоэлектронного преобразования и аналого-цифрового преобразования позволяет использование методики временного уплотнения. Объем памяти осциллографа позволяет регистрировать последовательно несколько сигналов, каждый из которых будет отражаться на записи последовательно друг за другом. Разработанная двухканальная система PDV была испытана при исследовании пыления в атмосфере ксенона при ударно-волновом воздействии на твердую мишень. В качестве мишеней используются свинцовые образцы, на поверхность которых для возникновения кумулятивных эффектов методом давления с помощью матрицы были нанесены возмущения с параметрами $A \approx 45$ мкм, $\lambda \approx 300$ мкм [5].

3. Результаты совместных экспериментов

Для сравнения систем был проведен совместный эксперимент по ударно-волновому нагружению алюминиевых образцов. На рис. 5 представлена схема эксперимента.

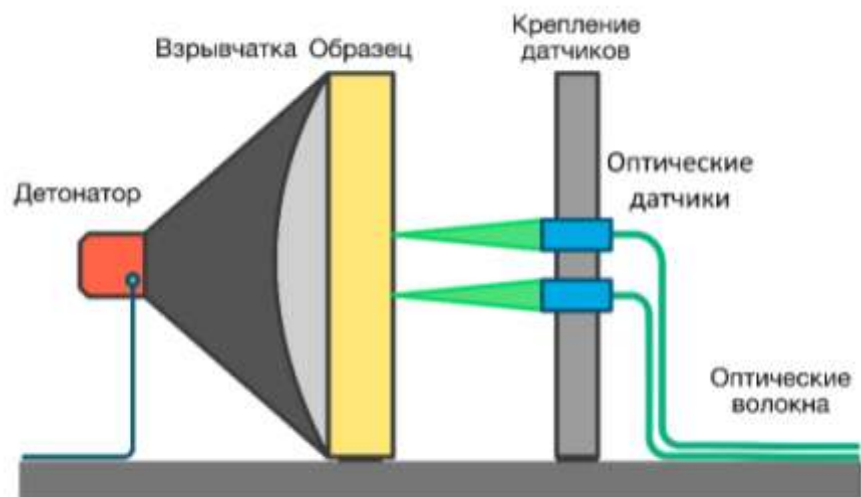


Рис. 5 – Схема проведения эксперимента совместного измерения КДНИ 532-7 и КИВИ по ударно-волновому нагружения алюминиевой пластины

В эксперименте использовались система КИВИ и КДНИ 532-7 с двумя интерферометрами, имеющих различные длины линий задержки: грубая (1280) и точная (280). Результаты измерений представлены на рис. 6.

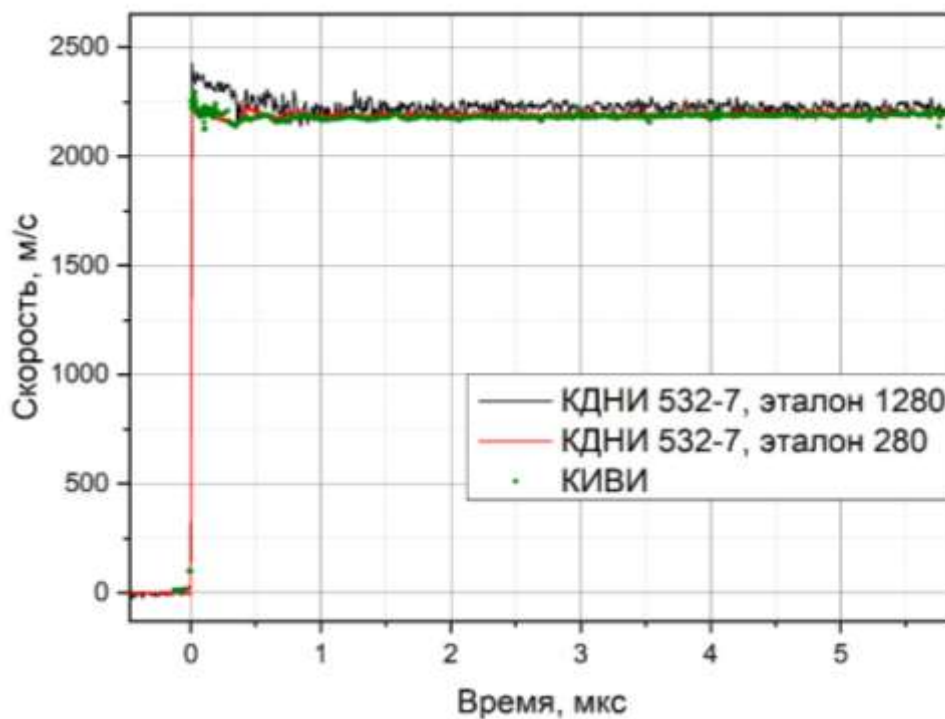


Рис. 6 – Профили массовой скорости алюминиевой пластины, полученные с помощью измерительных комплексов КДНИ 532-7 и КИВИ

Данные профили демонстрируют совпадение характера зависимостей двух различных методик измерения в пределах погрешности. В системе КДНИ 532-7 общий характер зависимости скорости задает эталон 1280, в то время как эталон 280 отображает характерные особенности, этим объясняется различный уровень шума.

Заключение

Представленные системы позволяют производить многоканальные измерения массовой скорости объектов различной природы в экспериментах по ударно-волновому нагружению вещества. Комбинация двух методик при совместном использовании двух систем позволяет повысить достоверность и точность получаемых данных о временной динамике массовой скорости.

Измерительные комплексы имеют модульную структуру, что позволяет изменять их конфигурацию в зависимости от поставленных задач. Используемые конструкционные материалы обеспечивают достаточный уровень жесткости, позволяющий производить транспортировку систем без последующей настройки.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 17-72-20164.

Литература

1. L.M. Barker, R.E. Hollenbach Laser interferometer for measuring high velocities of any reflecting surface // Journal of Applied Physics. 1972. V.43(11). P. 4669.
2. Канель Г.И., Фортов В.Е., Разоренов С.В. // УФН. 2007. т.177, №8, С. 209.
3. Банникова И.А., Зубарева А. Н. Уткин А. В., Уваров С.В., Наймарк О.Б., Метастабильные состояния, релаксационные механизмы и разрушение

жидкостей при интенсивных воздействиях // Физическая мезомеханика. –
2016. - №3. - С. 69–77.

4. O. Strand, L. Berzins, D. Goosman, W. Kuhlow, P. Sargis, and T. Whitworth, in 26th International Congress on High-Speed Photography and Photonics, edited by D. Paisley SPIE, Alexandria, VA 2004, Vol. 5580, p. 593.

5. D. Bergland G. A guided tour of the fast Fourier transform // Bell Telephone Laboratories, Inc. —1969.

УДК 620.174.25

Исследование конструкционных материалов на ползучесть при изгибном характере напряженно-деформированного состояния

Горюшкин Д.С.¹; Журавлев А.П.¹; Карелина Е.В.¹;

Стахеев А.В.¹; Уфимцев В.С.¹

Goruh@bk.ru, ZhuravlevAP@mail.ru, E.V.Karelina@vniitf.ru, Valera@mail.vega-int.ru,
Hetzer74@bk.ru

¹Федеральное Государственное Унитарное Предприятие «Российский Федеральный Ядерный Центр - Всероссийский научно-исследовательский институт технической физики им. Е.И. Забабахина», Снежинск, Россия

Аннотация:

В докладе представлены первые результаты экспериментальных работ по исследованию ползучести конструкционных материалов при изгибном характере напряженно-деформированного состояния. Отработка схемы нагружения и методики измерения контролируемых параметров в характерных зонах исследуемых образцов.

Ключевые слова:

конструкционные материалы; изгибный характер НДС; ползучесть.

Вводная часть

Явление ползучести – это необратимое деформирование материала под действием постоянной нагрузки или постоянного напряжения. Уже в течение длительного времени ползучесть привлекает внимание широкого круга специалистов. Интерес к исследованию процессов деформирования и разрушения, развивающихся при таком нагружении, связан, прежде всего, с требованиями практики, поскольку многие конструкции и материалы в условиях эксплуатации подвергаются действию длительной постоянной нагрузки [1].

Одной из важных задач при длительной эксплуатации изделия является сохранность его физической и конструкторской схемы. Нарушение геометрии и взаимного расположения деталей конструкции потенциально может привести к частичному или полному его отказу.

Так как многие конструкции и материалы в условиях эксплуатации подвергаются воздействию длительной постоянной нагрузки, необходимо определить вероятность проявления ползучести при комнатной (низкой) температуре и изгибном характере напряженно-деформированного состояния.

Новизна исследования состоит в нестандартном способе определения характеристик ползучести конструкционных материалов.

В некоторых конструкциях реализуются изгибные напряжения, уровень которых существенно ниже предела текучести. Причиной возникновения локальных прогибов таких деталей конструкции является ползучесть материала при длительном действии постоянной нагрузки. Ползучесть материала приводит к ослаблению конструкции, что может сказаться на сохранности физической и конструкторской схемы конструкции изделия при действии нагрузок.

Таким образом, изучение ползучести представляет собой актуальную задачу в целях обоснования прочности и надежности конструкции.

На предварительном этапе была выбрана схема нагружения образцов и определен порядок проведения экспериментальных работ. Схема выбиралась из условий реализации в испытываемом образце близкого характера напряженно-деформированного состояния к возникающему в деталях конструкций.

За основу схемы нагружения была взята схема испытаний на изгиб, предложенная в ГОСТ 14019-2003 [2]. Она представляет собой схему испытаний образца в виде балки с прямоугольным сечением на 3-х точечный изгиб. Концы образца защемляются.

Для определения уровней нагружения образцов, исследуемых на ползучесть, предварительно необходимо получить диаграмму деформирования материала при нагружении образцов по выбранной схеме. С использованием полученной диаграммы будет определена нагрузка, соответствующая началу текучести, и с учетом этого определены уровни нагружения при постановке образцов для исследования характеристик ползучести.

Испытания на изгиб проводятся при статическом нагружении до разрушения образцов или до значительных уровней перемещения образца (не менее 2 толщин образца).

На рис. 1 приведен вид образца для исследования, представляющий собой балку размерами $2 \times 10 \times 55$ мм с прямоугольным сечением.

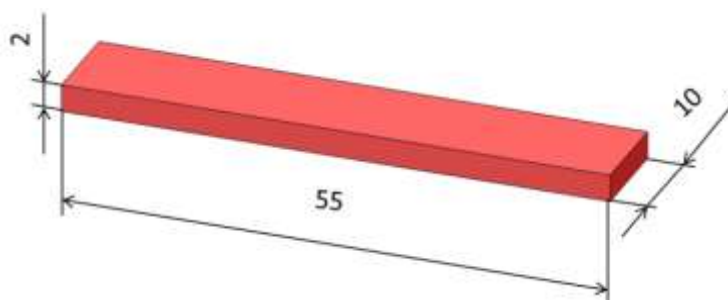


Рис. 1 – Вид и размеры исследуемого образца

На рисунке 2 приведен общий вид схемы нагружения. Закрепление исследуемого образца осуществляется при помощи оправки и тисков. К тискам прикладывается поджимающая сила F_1 .

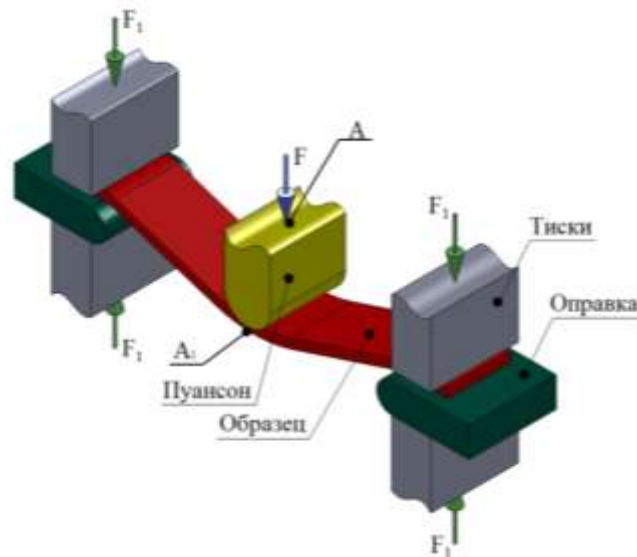


Рис. 2 – Схема нагружения исследуемого образца

В ходе испытаний проводится непрерывная запись перемещения пуансона в точке А и прогиба в точке А₁.

Определение ползучести материалов с использованием разработанной конструкции

Испытания на ползучесть образцов из конструкционных материалов проводятся на испытательной оснастке (рис. 3), при уровнях нагружения $\approx (0,6 \div 0,9) F_{пл}$, где $F_{пл}$ – среднее значение нагрузки, соответствующее условному пределу текучести ($\sigma_{0,2}$) и началу пластического деформирования, полученное при испытаниях образцов на изгиб.

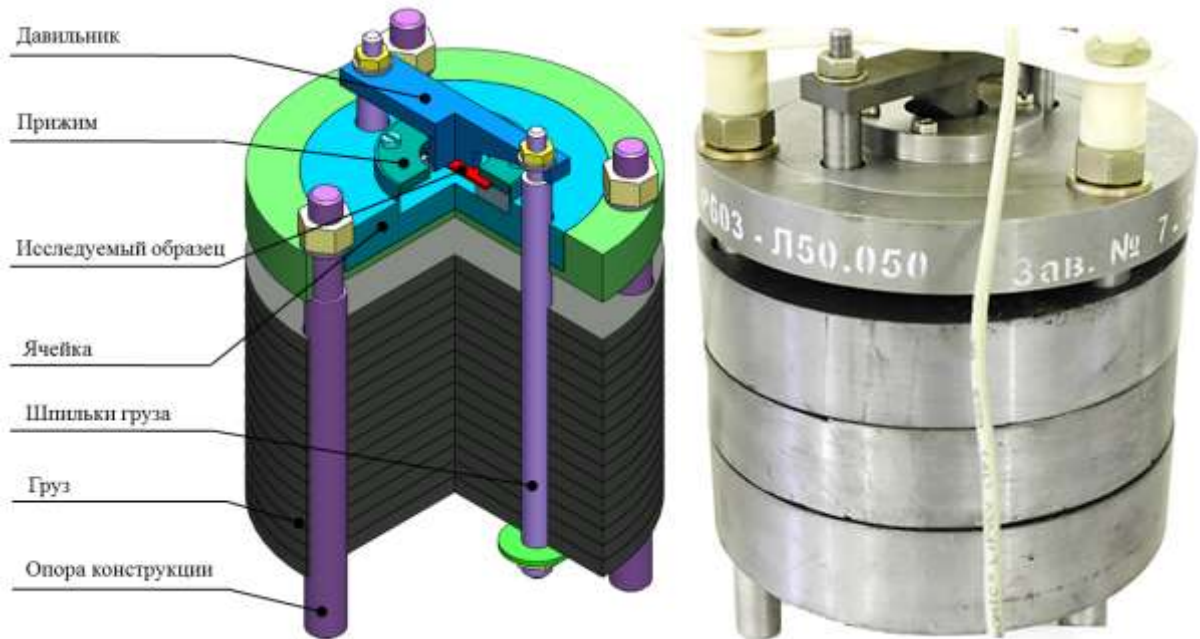


Рис. 3 – 3D модель испытательной оснастки и реальная конструкция

Нагружение проводится постоянным усилием с длительной выдержкой по времени. Во время нагружения проводится регистрация (1 раз в 2 часа в течение рабочей смены) зависимости величины перемещения от времени нагружения.

Перемещение пуансона и прогиб образца измеряется с помощью датчика зазора «ЛИР - 15», представленного на рис. 4, обеспечивающим точность измерений на уровне $\pm 0,01$ мм.



Рис. 4 – Датчик «ЛИР-15» в сборке с испытательной ячейкой

Количество испытываемых образцов, тип материала, уровни нагрузки представлены в таблице 1.

Таблица 1

Количество, тип и уровни нагрузки исследуемых образцов

Исследуемые образцы	Изгиб	Ползучесть	
	Количество образцов	Уровни нагрузки, количество образцов	
Сталь 12X18Н10Т ГОСТ 5632-72	3 шт.	$\approx 0,6 F_{пл}$ 3 шт.	$\approx 0,7 F_{пл}$ 3 шт.
Сплав Д16 ГОСТ 4784-97	3 шт.	$\approx 0,8 F_{пл}$ 3 шт.	$\approx 0,9 F_{пл}$ 3 шт.
Медь М1 ГОСТ 859-2001	3 шт.	$\approx 0,7 F_{пл}$ 3 шт.	$\approx 0,9 F_{пл}$ 3 шт.

Результаты испытаний на изгиб

Испытания образцов из конструкционных материалов на изгиб проводились в естественных для внутренних помещений испытательного здания климатических условиях. Результаты испытаний показаны на рис. 5 и приведены в таблице 2. По результатам испытаний на изгиб определено усилие $F_{пл}$, соответствующее условному пределу текучести ($\sigma_{0,2}$) и началу пластического деформирования.

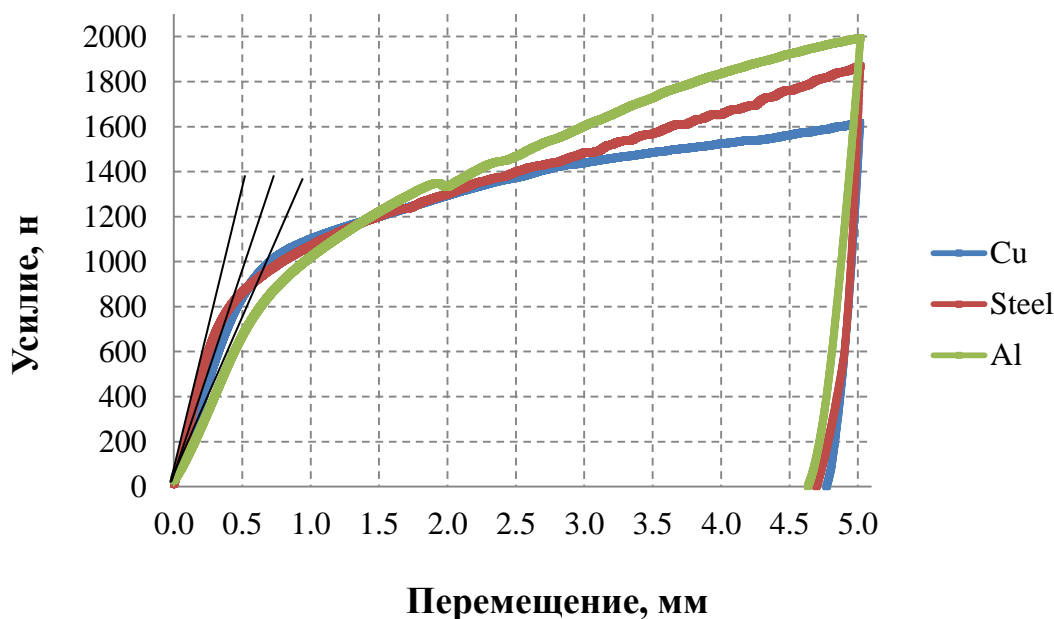


Рис. 5 – Графики зависимостей усилий от перемещений при испытаниях на изгиб

Таблица 2

Результаты испытаний образцов

Условия и параметры испытаний образцов	Материал образцов					
	12X18H10T ГОСТ 5632-72		Сплав Д16 ГОСТ 4784-97		Медь М1 ГОСТ 859-2001	
Нагрузка, соответствующая началу пластического деформирования $F_{пл}$, Н	815	≈ 680	650	≈ 660	670	≈ 700
	620		670		740	
	600		660		700	
Величина прогиба при $F_{пл}$, мм	≈ 0,23		≈ 0,49		≈ 0,39	
Нагрузка при прогибе 2 мм, Н	≈ 1403		≈ 1340		≈ 1238	

Образцы из конструкционных материалов после испытаний на изгиб показаны на рис. 6.

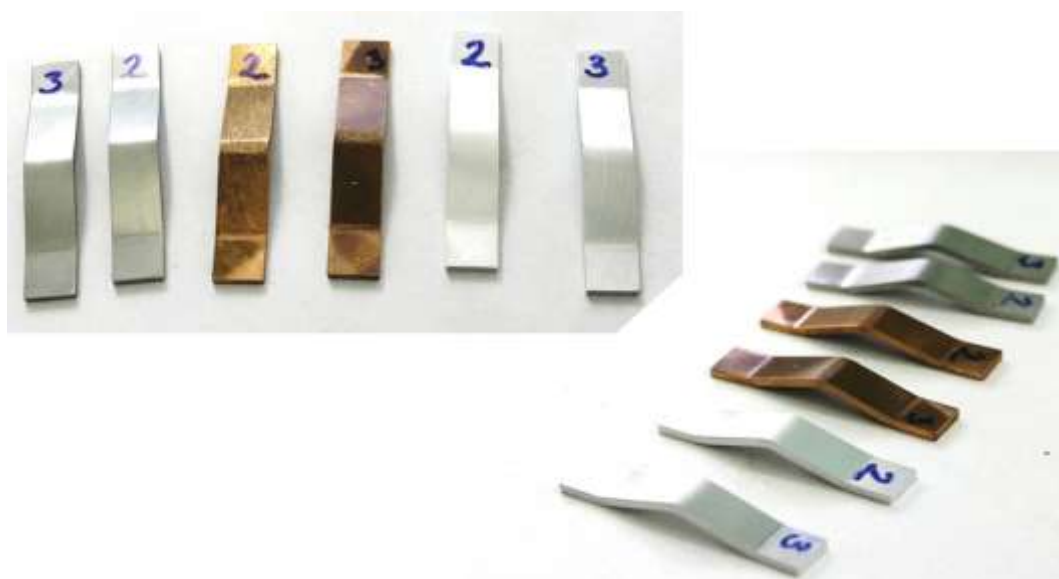


Рис. 6 – Образцы после испытаний на изгиб

Контроль климатических условий:

– температура окружающего воздуха измерялась с помощью термогигрометра цифрового «CENTER», предел допускаемой основной абсолютной погрешности измерения $\pm 0,8^{\circ}\text{C}$;

– относительная влажность измерялась с помощью термогигрометра цифрового «CENTER», предел допускаемой основной абсолютной погрешности измерения $\pm 3,0 \%$;

– атмосферное давление измерялось с помощью термогигрометра «ИВА-6», предел допускаемой основной абсолютной погрешности измерения $\pm 0,25$ кПа.

Результаты испытаний на ползучесть

Для проведения испытаний на ползучесть была собрана испытательная оснастка (рис. 3) с образцом из меди, нагрузка составила 40,76 кг.

При проведении испытаний на ползучесть образца из меди в течение 100 дней текучесть исследуемого образца не зафиксирована. Дальнейшее

проведение эксперимента было решено проводить по изменённой схеме нагружения – испытания со свободными концами образцов. Для этого конструкция испытательной оснастки была доработана до соответствующей схемы.

К настоящему времени получены экспериментальные зависимости характеристик ползучести для одного медного и одного алюминиевого образца, они приведены на рис. 7 и 8.

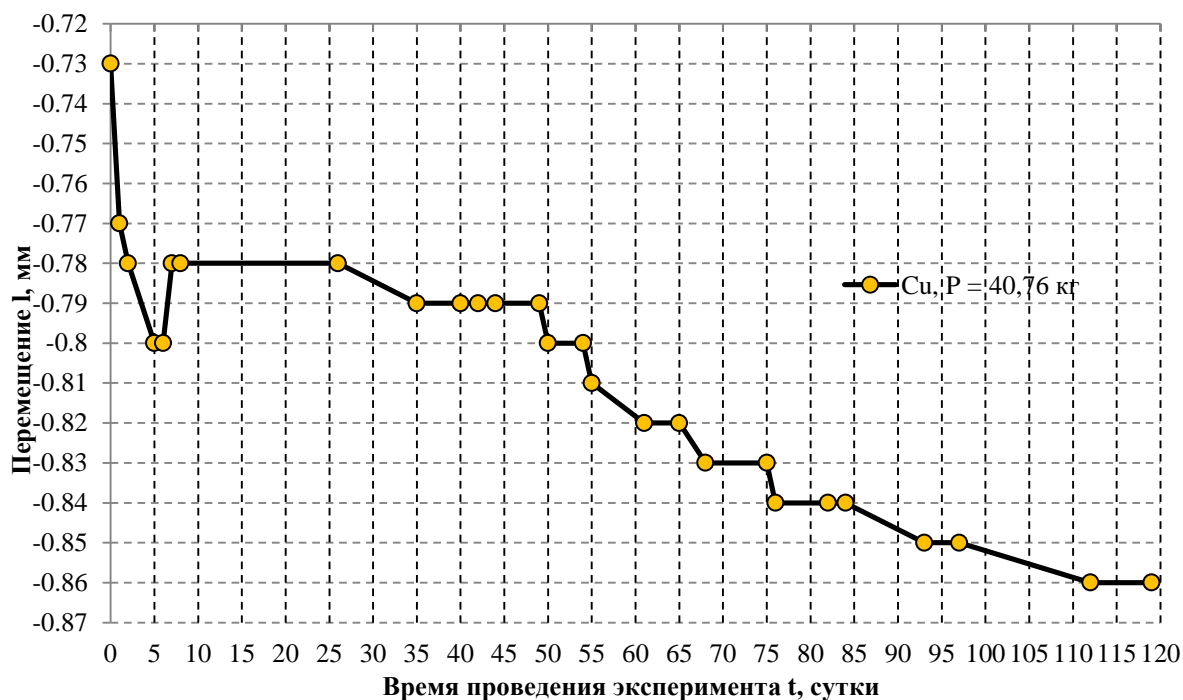


Рис. 7 – График зависимости перемещений пуансона от времени при нагружении образца из Cu

На рис. 7 представлен график ползучести образца из меди при нагрузке $P = 40,76$ кг, соответствующей уровню изгибных напряжений $\sigma_{\max}^{\text{изг}}/\sigma_{0,2} \sim 0,5$. В начальный момент в результате приложения нагрузки произошел прогиб исследуемого образца в упругой зоне на 0,73 мм. В течение следующих 5 дней прогиб исследуемого образца увеличился на 0,07 мм. В течение следующих 5 дней прогиб исследуемого образца увеличился на 0,07 мм. Обратный ход прогиба исследуемого образца на 0,02 мм вероятнее всего связан с колебанием температуры в помещении, где проводились

эксперименты. В последующие 19 суток ползучести исследуемого образца не наблюдалось. Начиная с 26 суток от начала проведения эксперимента прогиб исследуемого образца увеличивался с постоянной скоростью $\sim 0,0008$ мм/день.

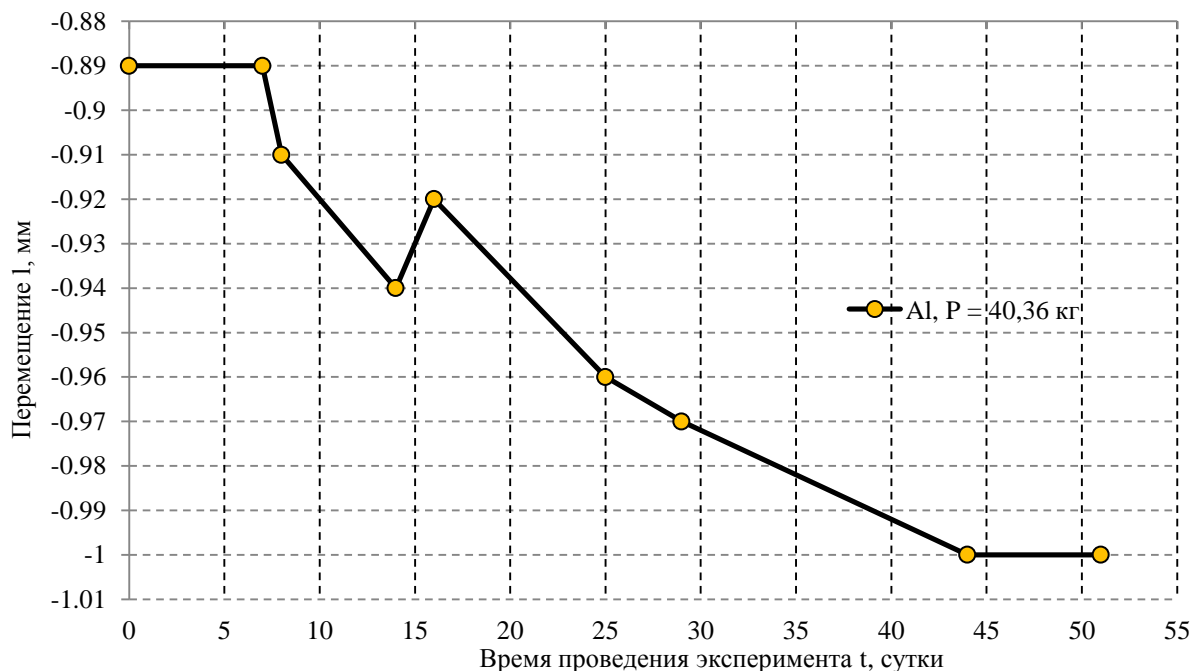


Рис. 8 – График зависимости перемещений пуансона от времени при нагружении образца из Al

На рис. 8 представлен график ползучести образца из алюминия при при нагрузке $P = 40,36$ кг, соответствующей уровню изгибных напряжений $\sigma_{\max}^{\text{изг}}/\sigma_{0,2} \sim 0,58$. После приложения нагрузки произошел прогиб исследуемого образца в упругой зоне на 0,89 мм. В течение следующих 7 дней ползучести исследуемого образца не наблюдалось. В течение следующих 7 дней зарегистрировано увеличение прогиба исследуемого образца на 0,05 мм. Отмечен также обратный ход прогиба исследуемого образца на 0,02 мм, связанный с колебанием температуры испытаний. Начиная с 17 суток после начала проведения эксперимента увеличение прогиба образца происходило с постоянной скоростью $\sim 0,002$ мм/день.

Этапы проведения экспериментов

Завершенные этапы:

- разработана и изготовлена испытательная оснастка для исследования ползучести материалов;
- проведены испытания образцов из конструкционных материалов на изгиб при комнатной температуре с целью определения значения нагрузки $F_{пл}$, необходимой при выборе уровней нагружения в испытаниях на ползучесть;

Текущий этап:

- проведение испытаний образцов из конструкционных материалов при комнатной температуре на ползучесть с целью отработки методики нагружения и регистрации зависимости величины прогиба от времени.

Предстоящие этапы работы:

- проведение испытаний с разными уровнями нагружения;
- анализ результатов испытаний образцов из разных конструкционных материалов;
- разработка метода переноса результатов испытаний образцов на реальные конструкции.

Заключение

В ходе проектирования испытательной оснастки для проведения испытаний на ползучесть, были решены вопросы по выбору формы исследуемых образцов, схемы нагружения исследуемых образцов, уровней и скорость нагружения исследуемых образцов, подбор подходящей регистрирующей аппаратуры.

Проводимые исследования необходимы, поскольку многие конструкции в условиях эксплуатации подвергаются воздействию длительной постоянной нагрузки при изгибном характере напряженно-деформированного состояния.

Конструкция разработанной испытательной оснастки является малогабаритной, позволяет проводить долговременные эксперименты образцов на ползучесть при комнатной температуре, низких уровнях нагрузки и при изгибном характере деформирования.

Литература

1. Чадек Й. Ползучесть металлических материалов: Пер. с чешск. – М.: Мир, 1987. – стр. 304, ил.
2. ГОСТ 14019-2003. Материалы металлические. Метод испытания на изгиб.

УДК 539.42:621.791.05:004.942:519.245

Описание вероятностного подхода к выбору коэффициента запаса в условии прочности сварных соединений

Филин В.Ю.¹, к.т.н.; Ильин А.В.¹, д.т.н.

nrk3@crism.ru

¹НИЦ «Курчатовский институт» – ЦНИИ КМ «Прометей», С.-Петербург

Аннотация:

Коэффициент запаса в условии прочности сварных соединений по критерию предотвращения хрупких разрушений в терминах нелинейной механики разрушения определен в результате численного эксперимента при ожидаемом размере расчетного дефекта и приемлемой вероятности разрушения, в зависимости от разброса значений трещиностойкости.

Ключевые слова:

механика разрушения, численный эксперимент, трещиностойкость.

При аттестации материалов для сварных конструкций необходимо количественно обоснованное назначение требований к их трещиностойкости. Известные зарубежные требования к судостроительным сталям не дифференцированы в зависимости от прочности материала и относятся только к толщинам свыше 50 мм. Так, в Правилах DNV GL [1, 2] есть термин «COD-сталь» (обеспечивающая сопротивление зарождению разрушения), она должна иметь минимальное значение CTOD, равное 0.18 мм и наименьшее среднее значение CTOD 0.20 мм при -10°C или более низкой проектной температуре T_d , при расположении надреза в наиболее хрупкой зоне соединения – крупнозернистой составляющей зоны термического влияния (ЗТВ) у границы сплавления. Практика проведения испытаний [3–5] показывает, что достижение таких требований крайне проблематично, если $T_d \leq -40^{\circ}\text{C}$, что особенно актуально для проектируемых конструкций морской техники шельфа Арктики. В связи с этим возникает вопрос: насколько обоснованы назначаемые требования количественными оценками прочности конструкций с возможными дефектами?

В детерминистической постановке условие прочности конструкционного элемента с дефектом типа трещины в терминах нелинейной механики разрушения (НЛМР) представимо в виде

$$J_{cr} / n_1 \geq J, \quad (1)$$

где J_{cr} — критическое значение J -интеграла (характеристика материала), n_1 — коэффициент запаса, J — параметр нагруженности материала в вершине трещины.

Однако его практическое использование для ответа на поставленный вопрос связано с рядом проблем: необходимо определить: что понимать под величиной J_{cr} при характерном для таких испытаниях разбросе данных, какой дефект принимать как «расчетный» при вычислении J , если появление дефекта определенного размера и конфигурации также имеет вероятностный характер.

Для конструкций морской техники случайный характер имеет также сочетание максимальных нагрузок и температуры их возникновения. И, наконец, как выбирать коэффициент запаса? Эти проблемы в различных нормативных документах решаются по-разному, но логика этих решений часто остается неясной. В данной работе предлагается путь комплексного решения этих вопросов, основанный на выполнении численных экспериментов для определения коэффициента запаса в (1) как функции характеристик статистических распределений величин J_{cr} , размеров возможного дефекта, параметров внешних воздействий и заданной технически приемлемой вероятности разрушения конструкции. Основной целью разработки является нахождение алгоритма принятия решений при проведении ограниченного объема испытаний на трещиностойкость сварных соединений – дорогостоящих и часто невыполнимых в статистически представительных объемах.

Основные исходные допущения

а) Вероятность обнаружения/пропуска дефекта определенных размеров при сварке конструкции связана с действующей системой неразрушающего контроля. Функция размера дефекта определена как обобщение результатов разрушающих испытаний типа «nick-break» металла производственных сварных соединений трубопроводов (1250 образцов), успешно прошедших неразрушающий 100% ультразвуковой контроль. В результате этих испытаний регистрировались пропущенные дефекты. Получено, что глубина дефекта a , принимаемого из соображений наибольшего консерватизма оценок как поверхностная полуэллиптическая трещина с отношением полуосей 2/3, связана с вероятностью его выявления P соотношением

$$a_{(determ)} = -0.14 \times S^{0.5} \ln \left[1 - P^{1/N} \right], \quad (2)$$

где $a_{(determ)}$ – глубина дефекта в детерминированной постановке, S – толщина конструктивного элемента, N – относительная (отнесенная к толщине) протяженность швов. Соответственно, длина дефекта $l = 3a$.

Принимается, что величина N с достаточной степенью консерватизма для конструкций с протяженными сварными швами может быть принята равной 500: для крупногабаритных секций судовых корпусов 3200 мм шва при толщине 12 мм составляет $N = 267$, для обечайки диаметром 11 м при толщине 60 мм $N = 576$, для трубы стандартной длины 12 м с толщиной стенки 25 мм $N = 480$.

Доверительная вероятность обнаружения дефекта принимается равной $P = 0.95$, она соответствует дефекту, площадь которого в десять раз больше минимально выявляемой согласно отечественной практике УЗК.

Задаваемая случайная величина глубины дефекта составит

$$a = -\ln(\text{RND}) \frac{a_{(\text{determ})}}{\ln 20}, \quad (3)$$

где RND — псевдослучайная величина, равномерно распределенная в интервале $[0, 1]$ (в каждой формуле, где такая величина применяется, она задается независимым генератором).

б) Процедуры связи размеров дефекта и параметров нагрузки с величиной J -интеграла приняты в соответствии с логикой применения «Failure Assessment Diagram» [6, 7]. Здесь величина J определена по результату упругого решения — значению K_I для заданных напряжений и выбранных размеров дефекта, а также по величине относительной нагрузки L_r . Последняя определяется как отношение референсных приложенных напряжений σ_{ref} к пределу текучести материала σ_Y . Например, для поверхностной полуэллиптической трещины

$$\sigma_{\text{ref}} = \frac{y_b / 3 + \sqrt{y_b^2 / 9 + y_t^2}}{\psi - \tau^{0.42}}, \quad (4)$$

где σ_t , σ_b — мембранная и изгибная компоненты напряжений,

$\tau = a/l \cdot \psi(l + 2S)$ — геометрический коэффициент,

формула (4) является упрощенным представлением разработок Dillström и Sattari-Far [8]. Связь полного значения J с его упругой составляющей J_{el} осуществляется по формуле (Zerbst, [9]):

$$J = J_{el} / f^2, \quad (5)$$

где f – функция L_r , $J_{el} = K_1^2 \sqrt{1 - \nu^2} / E$, ν – коэффициент Пуассона,

значения коэффициента интенсивности напряжений (КИН) K_1 определяются по известным соотношениям линейной механики разрушения (ЛМР) для заданных полей эксплуатационных и остаточных напряжений. Известен ряд представлений функции f ; авторами на основании расчетов МКЭ предложена более удобная формула для величины $f_1 = 1/f^2$ в виде

$$f_1 = 1 + 32(L_r - 0.35)^6 \text{ при } L_r > 0.5, f_1 = 1 \text{ при } L_r \leq 0.5. \quad (6)$$

в) Принимается, что величина J_{cr} имеет трехпараметрическое распределение Вейбулла (как это принимается в большинстве современных нормативных документов):

$$J_{cr} = J_{min} + (J_{c0} - J_{min})[-\ln(\text{RND})]^{1/\beta}, \quad (7)$$

где β — параметр формы распределения; J_{c0} – медианное значение (параметр масштаба), J_{min} – минимальное значение, ниже которого не было зарегистрировано результатов за время аттестационных испытаний.

Вариант численного эксперимента для случая стационарной нагрузки и постоянной расчетной температуры

В соответствии с принятыми правилами проектирования судовых конструкций, буровых платформ и трубопроводов, интенсивность напряжений не должна превышать 0.7 от минимального гарантированного предела текучести материала σ_Y . При ожидаемой величине изгибной компоненты напряжений порядка $\sigma_b = 0.20\sigma_Y$ наибольшие мембранные напряжения составят $\sigma_t = 0.67\sigma_Y$, тогда из формулы (4) $L_r = \sigma_{ref} / \sigma_Y = 0.74 \dots 0.80$ в зависимости от

толщины материала и длины шва. В такой постановке результат не зависит от абсолютной величины предела текучести.

Численный эксперимент заключался в выборке случайных значений a и J_{cr} при задаваемых значениях S , β , J_{c0} , и проверке для этой выборки условия выполнения неравенства (1) при $n_1 = 1$. Для генерации случайных величин использовались формулы (3) и (7). Величину β варьировали в интервале [1.25, 7.0], соответствующем наибольшему наблюдаемому в экспериментах. Минимальная трещиностойкость была принята соответствующей наибольшей по стандартам на испытания на нагрузку выращивания трещины, равной 0.6 нагрузки общей текучести в нетто-сечении образца

$$J_{\min} = 0.6 \times (1 - \nu^2) \times K_T^2 / E \times 1000, \quad (8)$$

где K_T – КИН, соответствующий нагрузке общей текучести в нетто-сечении образца (все размеры в мм, КИН в МПа·м^{0.5}, J в Н/мм).

Одновременно с этим при тех же параметрах нагрузки проводилось детерминистическое определение величины $J_{cr(\text{determ})}$, соответствующее равенству (1), при выборе размера расчетного дефекта $a_{(\text{determ})}$ как соответствующего 95% вероятности выявления (формула (2) при $P = 0.95$).

База численного эксперимента была принята равной 2×10^6 опытов после выполнения нескольких сравнительных расчетов при разных базах как технически реализуемая и дающая погрешность менее 5% по сравнению с большим числом опытов. В результате численного эксперимента определялось то математическое ожидание величины J_{cr} , при котором получалась приемлемая вероятность разрушения. В этой части в стандарте ISO 2394 «Основные принципы надежности конструкций» имеется обзор критериев риска на основании анализа годовых отказов по странам ЕС. На основании современной концепции ALARP (as low risk as practicable), допускаемая годовая вероятность разрушения конструкции должна быть не выше $10^{-5} \dots 10^{-6}$ (последнее – для новых конструкций, только по нормам Нидерландов). В стандарте BS 7910

имеется таблица К.3, где эта вероятность для конструктивных элементов с тяжелыми и экстремально тяжелыми последствиями разрушения составляет от 7×10^{-5} до 10^{-7} в зависимости от наличия альтернативных путей передачи нагрузки (дублированности элемента). Для моделирования принята оценка вероятности разрушения за срок службы 10^{-5} (20 случаев невыполнения условия прочности из 2×10^6 опытов), так как степень дублированности при аттестации материала неизвестна.

Определим величину n таким образом, чтобы можно было бы всегда использовать в качестве величины J_{cr} ее математическое ожидание, получаемое в эксперименте, а расчетный дефект всегда определять по (2) при $P = 0.95$. Тогда он определялся как отношение:

$$n = M/J_{cr(determ)}, \quad (9)$$

где $M = J_{c0} \cdot \Gamma(\kappa + 1/\beta) + J_{min}$, Γ – гамма-функция.

Результаты численных экспериментов показали, что на определяемую таким образом величину n наибольшее влияние оказывает параметр формы распределения β (или связанный с ним коэффициент вариации данных V , величина которого может быть непосредственно определена в результате экспериментов), с возрастанием β и одновременным снижением разброса V требуемый коэффициент запаса снижается. Зависимость n от толщины оказывается неоднозначной, для больших толщин наблюдается снижение; численные эксперименты при увеличенной нагрузке показали, что влияние нагрузки наблюдается только при большом разбросе данных ($V > 0.5$).

Коэффициент вариации данных

$$V = \sigma/M = \frac{J_{c0} \cdot \sqrt{\Gamma(\kappa + 2/\beta) - \Gamma^2(\kappa + 1/\beta)}}{J_{c0} \cdot \Gamma(\kappa + 1/\beta) + J_{min}}. \quad (10)$$

Для $S = 50$ мм получена аппроксимация в виде

$$n = 9(2\ln(N)+1)V^4 + 2.15, \quad (11)$$

которая ожидаемо соответствует результатам детерминистического расчета. Отмечено, что даже без учета погрешностей, вносимых методикой определения, требуемая трещиностойкость материала оказывается выше существующих стандартных требований [10] при реально наблюдаемых при испытаниях сварных соединений значениях коэффициента вариации V до 0.4, что фактически запрещает применение материалов с большим разбросом трещиностойкости (аналогично, в стандарте BS 7910 рассматриваются только величины V до 0.3).

Вариант расчета для случайной нагрузки и температуры

При относительной нагрузке $L_r=0.5$ конструкция находится в состоянии номинально упругого нагружения, и можно взять данный уровень за минимальный. Распределение нагрузок для таких типов конструкций, как трубопроводы и ледостойкие платформы, может быть определено следующим образом: например, из общего числа случаев нагружения порядка 10^8 около 5000 относятся к нагружению при $L_r = 0.74$ и выше (циклы полного снятия давления либо навал льда и судов), вплоть до $L_r \approx 0.9$, соответствующей натягу при монтаже или аварийным перегрузкам. Исходя из этого допущения выбрано распределение случайной нагрузки

$$L_r = 0.5 \left[1 - 0.5 \ln (1 - \text{RND}) \right]^{0.097}, \quad (12)$$

что в напряжениях соответствует

$$\sigma_r = 0.452 \times \left[1 - 0.5 \ln (1 - \text{RND}) \right]^{0.097} \cdot \sigma_Y, \quad (13)$$

$$\sigma_b = 0.129 \times \left[1 - 0.5 \ln (1 - \text{RND}) \right]^{0.097} \cdot \sigma_Y. \quad (14)$$

В расчетной модели использована температурная аппроксимация прочностных свойств низколегированной стали с пределом текучести 300 МПа и более, полученная авторами на основе экспериментальных данных:

$$\sigma_{Y(T)} = \sigma_{Y(20^\circ)} + 140 \exp \left[\left(T / 170 \right) - 0.889 \right] \text{ [МПа]}. \quad (15)$$

Были приняты следующие допущения:

- 1) Нормальное распределение температур случаев нагружения

$$T = T_0 + \sqrt{-2 \ln(\text{RND}_1)} \times \cos(4\pi \times \text{RND}_2) \times \sigma_T, \quad (16)$$

где RND_1 и RND_2 — независимые случайные величины в диапазоне $[0, 1]$,

T_0 — математическое ожидание, σ_T — среднеквадратическое отклонение.

В Правилах Российского морского регистра судоходства (РМРС) [10] наименьшая температура применимости T_d большинства марок сталей (для специальных конструкционных элементов) в сварных хладостойких конструкциях составляет от -50 до -25°C , что позволяет использовать в вероятностной модели разность между среднегодовой и минимальной температурами, равную 30°C . Были приняты значения $T_d = -40^\circ\text{C}$, $T_0 = -10^\circ\text{C}$, $\sigma_T = 12.9^\circ\text{C}$, что соответствует принятой практике определения климатической температуры: с вероятностью 0.99 температура будет не ниже T_d .

2) При упомянутых температурах сварные соединения низколегированных сталей находятся в области вязко-хрупкого перехода, что позволило использовать ранее найденную температурную корреляцию трещиностойкости [11]

$$\sigma_{cr, T} = \sigma_{cr, T_d} \exp(0.04(T - T_d)). \quad (17)$$

3) Базовое число опытов в каждом расчете принято равным 2×10^6 , как и в предыдущем опыте. Относительная длина шва конструкционного элемента принята равной $N = 500$.

Расчет проведен для толщин 12.5, 25, 50 и 100 мм. Получена аппроксимация частного коэффициента запаса (рис. 1)

$$n = 1.5 \times V^{0.85 + 0.008[S - 35]} \exp(6.1 - 0.04S) \times (V - 0.42), \quad (18)$$

формула применима при $V \geq 0.15$, иначе принимается $V = 0.15$.

По сравнению с (11) консерватизм требований по трещиностойкости снизился до трех раз. Аппроксимация (18) использована на следующем этапе при численном моделировании процесса аттестации материала.

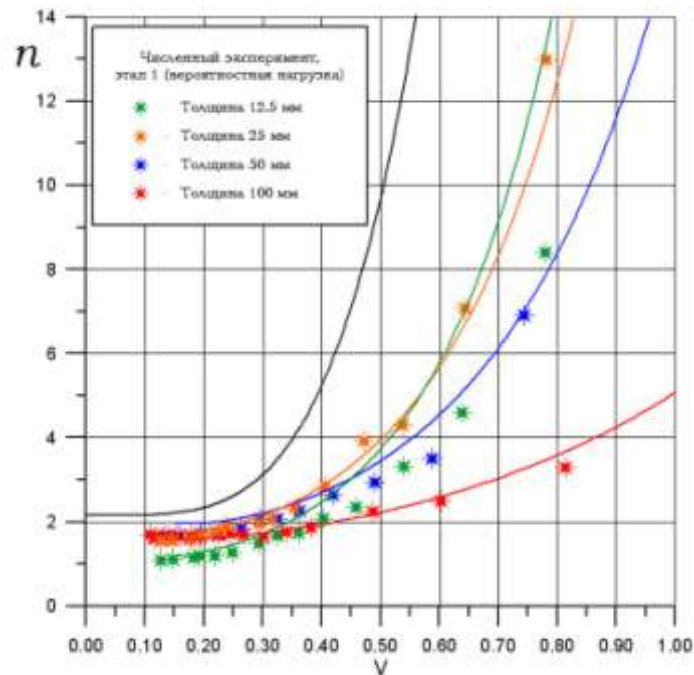


Рис. 1 – Частный коэффициент запаса при $N=500$. Черная линия по формуле (11), детерминистический расчет для толщины 50 мм. Цветные линии по (18)

Расчет коэффициента запаса с учетом количества испытываемых образцов и способа интерпретации результатов

На следующем этапе моделирования определялся полный коэффициент запаса в уравнении (1) с учетом достоверности данных по трещиностойкости, определяемых при испытаниях ограниченного количества образцов m в серии. Основная идея заключалась в том, что материал, обладающий пограничной трещиностойкостью, не должен с большой вероятностью (принято 0.99) успешно пройти аттестацию.

Зная детерминистическое значение параметра нагруженности J и частный коэффициент запаса по формуле (18), параметры распределения критических значений J -интеграла с пограничными свойствами восстанавливали по формуле (9), методом пошагового спуска подбирая значение β , после чего вычисляли медианное значение

$$J_{c0} = M - J_{\min} \sqrt{\Gamma(1+1/V)}.$$

Количество испытываемых образцов в серии m варьировали от 3 до 7, с использованием алгоритма обработки результатов, обычно принимаемого в Программах испытаний для получения Свидетельства РМРС о признании

изготовителя. Материал считается прошедшим аттестацию, если выполнены все перечисленные условия:

– для любого m , среднее по m опытов кажущееся матожидание M_c должно быть не менее $n^* \cdot J$, где

$$M_c = \frac{1}{m} \sum_{i=1}^m J_{cr i}, \quad (19)$$

где i -е «экспериментальные» значения трещиностойкости J_{cr} псевдослучайно выбраны по формуле (7), n^* – кажущийся коэффициент запаса, определяемый по формуле (18) с использованием в качестве V кажущегося коэффициента вариации данных V_c ,

$$V_c = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^m J_{cr i}^2}{m \cdot M_c^2} - 1}. \quad (20)$$

– для $m = 3, 4$ не более, чем одно индивидуальное значение менее $n^* \cdot J$, но не менее $0.7 n^* \cdot J$, остальные не менее $n^* \cdot J$,

– для $m = 5 \dots 7$ не более, чем одно значение менее $0.7 n^* \cdot J$, но не менее $0.5 n^* \cdot J$, и не более, чем одно значение менее $n^* \cdot J$, но не менее $0.7 n^* \cdot J$, остальные не менее $n^* \cdot J$.

Количество таких опытов принимали равным 10^6 серий по m испытаний. Полученные значения коэффициента n_1 , показанные на рис. 2, могут быть для толщины 50 мм аппроксимированы формулой

$$n_1 = 1 + \exp \left((8.3 - m/3) \times (V - 0.22) \right). \quad (21)$$

Дополнительное снижение консерватизма оценок возможно, если связать величину J_{\min} с математическим ожиданием трещиностойкости. Было проанализировано более 10 отчетов по аттестации судокорпусных сталей с пределом текучести от 360 до 690 МПа в толщине до 70 мм, содержащих результаты испытаний на трещиностойкость сварных соединений, проводившихся с участием авторов. Оказалось, что при температуре, определенной как T_d , $J_{\min} \geq 0.15 M$ (находится в диапазоне $0.15 \dots 0.50 M$), в то время как $V = 0.25 \dots 0.40$. Поэтому расчет выполнен при $J_{\min} = 0.15 M$, результаты которого представлены на рис. 3.

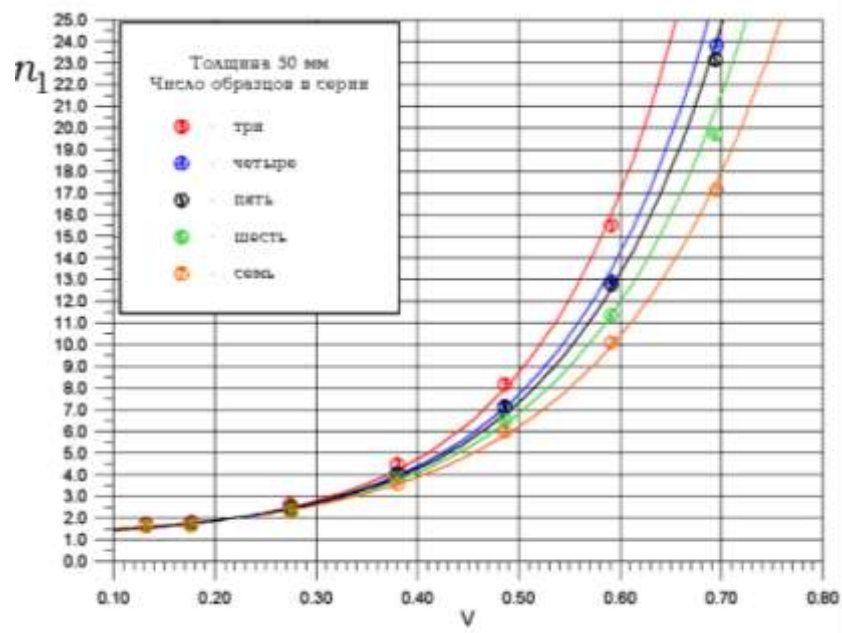


Рис. 2 – Зависимость полного коэффициента запаса трещиностойкости от количества образцов в серии, испытываемых при минимальной температуре T_d (при фиксированном J_{min})

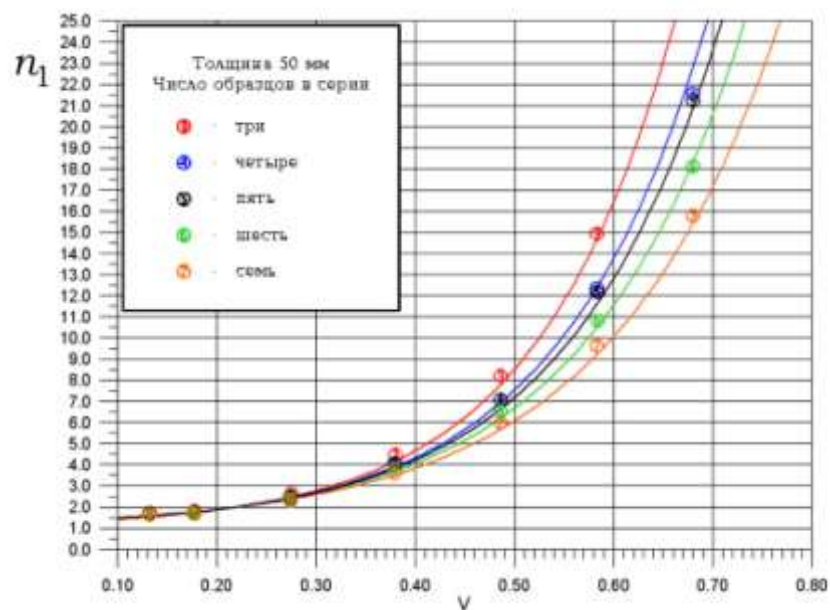


Рис. 3 – Зависимость полного коэффициента запаса трещиностойкости от количества образцов в серии, испытываемых при минимальной температуре T_d (при $J_{min}=0.15 M$)

Показано, что при одном и том же разбросе данных увеличение количества испытываемых образцов позволяет снизить требования по трещиностойкости до 30%. Общая формула для полного коэффициента запаса

$$n_1 = 1 + \exp \left((1.3 - 0.06S - m/3) \times (V - 0.22) \right) \quad (22)$$

Влияние способа получения значений J-интеграла

Численная модель «испытания» серий образцов при аттестации (п.3) исследовалась на устойчивость получаемых результатов при наличии случайной или систематической ошибки в определении экспериментальных значений J-интеграла. Случайная ошибка задавалась накладываемым на распределение Вейбулла независимым нормальным распределением с дисперсией, равной 1/3 от ожидаемой ошибки, в % текущего значения. Выполнены численные эксперименты на базе $m \cdot 10^6$ опытов при ожидаемой случайной ошибке 5 и 20%. Получено, что относительная ошибка 5% не приводит к заметным изменениям требуемого коэффициента запаса, ошибка 20% также не приводит к существенным изменениям (в пределах 3%).

Систематическая ошибка задавалась в виде переоценки экспериментальных значений J-интеграла. Исследовалась незначительная постоянная переоценка 5%, ожидаемо давшая эквивалентное повышение требуемого коэффициента запаса. Также исследовалась переоценка 10% со среднеквадратическим отклонением 20%. Этот вариант характерен для пересчета J-интеграла из имеющихся данных по CTOD сварных соединений, в отсутствии сведений по величине полного и пластического раскрытия берегов трещины для выбранной расчетной точки. Численное моделирование показало, что требуемый коэффициент запаса также повышается на 10%. В таблице 1 показаны примеры рассчитанных требований по трещиностойкости материалов в пересчете на критическое раскрытие в вершине трещины CTOD, пересчет проводился по формуле, полученной в результате обработки многочисленных результатов испытаний образцов сварных соединений судокорпусных материалов широкого диапазона категорий прочности, испытанных на трехточечный изгиб с записью двух диаграмм деформирования (раскрытие берегов надреза и перемещение по линии нагружения) [12].

$$CTOD = J / (1.65y_T), \quad (22)$$

К найденной величине добавляли 10% на систематическую ошибку пересчета. Показано, что для материала, показывающего достаточно большой разброс экспериментальных значений трещиностойкости, можно не повышать требования, однако необходимо увеличить число испытываемых образцов.

Таблица 1

Требуемые средние значения СТOD

Получено численным моделированием для $t=3$ и $V=0.35$

Толщина, мм, не более	Уровень прочности (требуемое минимальное значение предела текучести, МПа)									
	235	315	355	390	420	460	500	550	620	690
20	0.05	0.06	0.07	0.07	0.08	0.09	0.10	0.11	0.12	0.13
30	0.06	0.07	0.08	0.09	0.10	0.10	0.11	0.12	0.14	0.15
40	0.06	0.08	0.09	0.10	0.10	0.11	0.12	0.13	0.15	0.17
50	0.06	0.09	0.10	0.10	0.11	0.12	0.13	0.15	0.16	0.18
70	0.07	0.09	0.11	0.12	0.13	0.14	0.15	0.16	0.18	0.20

Получено численным моделированием для $t=7$ и $V=0.45$

Толщина, мм, не более	Уровень прочности (требуемое минимальное значение предела текучести, МПа)									
	235	315	355	390	420	460	500	550	620	690
20	0.08	0.10	0.11	0.12	0.13	0.15	0.16	0.17	0.19	0.22
30	0.08	0.11	0.12	0.14	0.15	0.16	0.17	0.19	0.21	0.24
40	0.09	0.11	0.13	0.14	0.15	0.17	0.18	0.20	0.22	0.25
50	0.09	0.12	0.13	0.15	0.16	0.17	0.19	0.20	0.23	0.25
70	0.09	0.12	0.13	0.15	0.16	0.17	0.19	0.20	0.23	0.25

Внесено в Правила Регистра для сварных соединений специальных конструкционных элементов [10]

Толщина, мм, не более	Уровень прочности (требуемое минимальное значение предела текучести, МПа)									
	235	315	355	390	420	460	500	550	620	690
20	-	-	-	-	0.10	0.10	0.10	0.10	0.10	0.15
30	-	0.10	0.10	0.10	0.10	0.10	0.15	0.15	0.20	0.20
40	0.10	0.10	0.10	0.15	0.15	0.15	0.20	0.20	0.20	0.25
50	0.10	0.15	0.15	0.20	0.20	0.20	0.20	0.25	0.25	0.30
70	0.15	0.15	0.20	0.20	0.20	0.25	0.25	0.25	0.30	0.30

Также рассмотрена возможность оценки прочности при наличии только результатов испытаний на ударный изгиб. Авторы изучили результаты аттестации материалов и пришли к выводу, что любая корреляция работы удара KV с J-интегралом дает значительную ошибку (до трех раз в обе стороны), при этом экспериментальные величины KV имеют гораздо меньший разброс, чем соответствующие им данные испытаний на трещиностойкость. Получается, что коэффициент запаса в условии прочности необходимо увеличить минимум в 3 раза, что говорит о возможности использования значений работы удара только для прикидочных оценок.

Выводы

1. С помощью численного эксперимента решена задача определения коэффициента запаса в условии прочности, согласованного с доверительной вероятностью определения размера расчетного дефекта и достоверностью экспериментальной информации о трещиностойкости материала, которая связана с принятой процедурой проведения и оценки результатов испытаний.

2. Применимость материалов сварных соединений может не ограничиваться разбросом значений трещиностойкости $V \leq 0.3$.

3. Предложена процедура аттестации сварных соединений, начиная с получения трех корректных результатов при требуемой температуре T_d . Если требуемое среднее значение J_{cr} (или CTOD) не достигнуто, можно увеличивать количество испытанных образцов. При этом никакие экспериментальные результаты из рассмотрения не исключаются.

4. Показано, что случайные погрешности определения трещиностойкости не оказывают значительного влияния на коэффициент запаса в условии прочности, необходимо учитывать только систематические погрешности.

Литература

1. DNVGL-RU-SHIP Rules for classification: Ships (RU-SHIP). Part 2. Materials and welding. Ch.2 Metallic materials, rev. 2018-01. - 217p.
2. DNVGL-OS-B101 Offshore standard. Metallic materials, rev. 2018-01. - 147p.
3. Ильин, А.В., Леонов, В.П., Филин, В.Ю. Определение параметров трещиностойкости CTOD для металла сварных соединений судокорпусных сталей при низких климатических температурах//Научно-технический сборник Российского морского регистра судоходства. - 2009.- Вып.32. - С. 120–146
4. Ильин А.В., Филин В.Ю., Башаев В.К. К вопросу об определении трещиностойкости хладостойкой высокопрочной стали в толщине до 150 мм. // Научн.-техн. сб. Российского морского регистра судоходства.-Вып. 36.- 2013.-С. 112–123.
5. Ильин А.В., Филин В.Ю., Гусев М.А., Маркадеева А.Ю., Юрков М.Е. Практика аттестационных испытаний высокопрочных хладостойких судостроительных сталей для получения свидетельства Российского морского регистра судоходства / Материалы Шестой международной научно-технической конференции "Измерения и испытания в судостроении и смежных отраслях (СУДОМЕТРИКА-2016)"/ред. В.А.Грановский. - СПб: АО"Концерн "ЦНИИ "Электроприбор", 2016.-266с. -С.111–118.
6. Central Electricity Generating Board Report R/H/R6 — Revision 3. Assesment of the Integrity of Structures Containing Defects. Amendments 10, May 1999.
7. BS 7910:2013+A1:2015. Guide to methods for assessing the acceptability of flaws in metallic structures. - 492p.
8. RSE R&D Report № 2004/01, revision 4-1. Det Norske Veritas/ Объединенная детерминистическая и вероятностная процедура для оценки безопасности конструкций с трещинами. Справочник, пер. с англ.

9. Zerbst U., Namann R., Wohlschlegel A. Application of the European flaw assessment procedure SINTAP to pipes. Int. J. of Pressure Vessels and Piping, 77 (2000), pp 697 - 702.

10. Российский морской регистр судоходства. НД № 2-020201-015 Правила классификации, постройки и оборудования плавучих буровых установок и морских стационарных платформ. СПб, 2018. - 456с.

11. Ильин А.В., Леонов В.П., Филин В.Ю. Разработка методики оценки сопротивления хрупкому разрушению сварных конструкций для шельфа Арктики. // Научн.-техн. сб. Российского морского регистра судоходства.- Вып. 31.-2008.-С. 147–175.

12. Башаев В.К., Ильин А.В., Филин В.Ю., Гусев М.А. Об определении хладостойкости современных высокопрочных сталей для арктических конструкций // Научно-технический сборник Российского морского регистра судоходства. Вып. 38/39.-2015.-С.74–79.

УДК 620.1:663.18

Методика построения определяющего соотношения наследственного типа для однонаправленного углепластика

Хао Лю¹

haoliu@mail.ru

¹МГТУ им. Баумана, Москва, Российская Федерация

Аннотация:

Композитные материалы на основе углеродных волокон совершили революцию в строительстве и инженерном деле. Переплетенные углеродные нити, скрепленные между собой с помощью эпоксидной смолы и заформованные в автоклаве, оказались чрезвычайно востребованы в разных отраслях промышленности. Их свойства изучались разными методами и с разных позиций [1–4], однако многообразие самих материалов, широта областей использования и сложность спектра их свойств по-прежнему вызывают активный интерес к ним со стороны исследователей. При этом следует отметить, что наряду с физически нелинейным деформированием как однонаправленных, так и слоистых композитных материалов имеет место проявление реологических эффектов, таких как ползучесть и релаксация, чувствительность к скорости нагружения и др. Очевидно, что нелинейные и реологические свойства однонаправленного материала также обладают существенной анизотропией свойств, которые заметно влияют на механические свойства. Основой для выполнения расчета деформирования и разрушения элементов конструкций являются механические свойства однонаправленного слоя. Наличие полимерного

связующего приводит к временной зависимости механических свойств углепластика, в частности, проявлению эффектов ползучести, релаксации, зависимости кривых деформирования от скорости нагружения. В ряде публикаций исследуется влияние скорости деформирования на кривые деформирования композитов [4–9]. Результаты экспериментов показывают, что временные свойства в наибольшей степени проявляются при нагружении в направлении, не совпадающем с направлением армирования, или при сдвиге. В данной работе на основе принципа соответствия Вольтерра и нелинейного уравнения Работнова [10] проведен анализ экспериментальных данных образцов однонаправленного углепластика AS4/3501-6, нагружаемых под разными углами к направлению армирования при разных значениях скорости деформирования. Предложена методика построения определяющего соотношения, позволяющего описать нелинейное деформирование однонаправленного углепластика.

Ключевые слова:

однонаправленный углепластик, скорость деформации, определяющее соотношение.

Введение

В большинстве публикаций для однонаправленного углепластика в направлении армирования предполагается линейное деформирование и отсутствие реологических эффектов. Для изучения нелинейных свойств обычно проводятся испытания однонаправленных образцов под углом к направлению армирования, так и образцов с косоугольной укладкой. Безусловный акцент делается на свойствах, которые относят к недостаткам, а именно малые величины жесткости и прочности при сдвиге, которые являются источником физически нелинейного деформирования и временных свойств.

В многих работах зарубежных авторов проводится анализ физически нелинейного поведения и временных свойств однонаправленного материала. Chime и Liu [11] испытали тканый углерод - эпоксидный композит при растягивающем и сдвиговом нагружении динамическом нагружении, используя аппарат Split Hopkinson Pressure Bar (SHPB). Они предложили соотношение между растягивающим и сдвиговым нагружением, сделав предположение, что критерии текучести фон Мизеса приблизительно приемлемы для композита, и на основании этого отношения они нашли эквивалентную скорость деформации. Например, Chen и Sun [12] предложили трехмерную пластическую потенциальную функцию для описания нелинейного поведения в анизотропных волокнистых композитах. Вслед за Chen и Sun, Weeks и Sun [13] разработали определяющие соотношения, позволяющие учитывать влияние скорости деформации для волокнистых композитов при одноосном нагружении. Thirupukuzhi и Sun [14] продолжили разработку этой модели для условий общего нагружения в однонаправленных и тканых композитах. Они установили определяющее соотношение, позволяющее учитывать влияние скорости деформации, используя функцию пластического потенциала из [12]. Позже Thirupukuzhi и Sun [15] предложили критерии разрушения в зависимости от скорости,

основанные на модели вязкопластичности для стекло-эпоксидных композитов. Несмотря на то, что модель хорошо предсказывала экспериментальные результаты, она действительна только тогда, когда композиты пластически деформируются. Имеются работы в которых делаются попытки приспособить данный подход для описания реологических свойств однонаправленных композитов. По нашему мнению, закономерности механического поведения однонаправленных композитов и, в частности, углепластиков более сложны и основаны построении определяющих соотношений более общего типа и требуют проведения комплексных экспериментальных исследований.

В данной работе предлагается метод оценки нелинейного деформирования однонаправленного углепластика AS4-3501/6, нагружаемого сжатием под разными углами к направлению армирования [7]. На основе выявленных закономерностей выполняется разработка методов построения определяющих соотношений.

Описание модели

Будем считать, что в рамках предлагаемой модели при нагружении в направлении армирования будет справедлив закон Гука, т.е.

$$\varepsilon_1 = \frac{1}{E_1} \sigma_1. \quad (1)$$

В направлении перпендикулярном армированию имеет место проявление временных свойств углепластика, поэтому в качестве первого приближения можно выбрать определяющее соотношение наследственного типа

$$\varepsilon_2 = \frac{1}{E_2^0} (1 + F_2^*) \sigma_2, \quad (2)$$

где F_2^* – наследственный оператор, действие которого определяется соотношением, $F_2^* \sigma = \int_0^t F_2(t - \tau) \sigma(\tau) d\tau$, F_2 – ядро оператора.

Наиболее сложный вид имеет определяющее соотношение, которое должно описывать как временные свойства, так и физическую нелинейность при внутрислойном сдвиге. В нашем случае выберем нелинейное соотношение Работнова [10]

$$\varphi \gamma_{12} = 1 + F_{12}^* \tau_{12}, \quad (3)$$

где $\varphi \gamma_{12}$ – функция, позволяющая описывать нелинейное деформирование при сдвиге, временные свойства описываются наследственным оператором F_{12}^* .

Анизотропия упругости однонаправленного материала может быть описана известным соотношением следующего вида

$$\frac{1}{E_\theta} = \frac{c^4}{E_1} + \left(\frac{1}{G_{12}} - \frac{2\nu_{12}}{E_1} \right) c^2 s^2 + \frac{s^4}{E_2}, \quad (4)$$

где $E_1, E_2, G_{12}, \nu_{12}$ – характеристики упругости слоя, $c = \cos \theta$, $s = \sin \theta$ – тригонометрические функции угла между направлением действия нагрузки и направлением армирования.

Используя принцип соответствия Вольтерра, заключающийся в замене упругого модуля соответствующим операторным выражением, можно описать деформирование при переменном во времени нагружении. В частности, подставив в выражение для модуля упругости (4) соответствующие представления из (2) и (3), причем оператор модуля сдвига в линейной области представлен в виде G_{12}^* , получим операторное выражение модуля упругости под углом θ к направлению армирования

$$\frac{1}{E_\theta^*} = \frac{c^4}{E_1} + \left(\frac{1}{G_{12}^*} - \frac{2\nu_{12}}{E_1} \right) c^2 s^2 + \frac{s^4}{E_2^*}. \quad (5)$$

В общем случае операторные выражения будут иметь следующий вид:

$$\frac{1}{E^*} = \frac{1}{E^0} (1 + kF^*) \quad (6)$$

Подставив операторные выражения (6) для модулей упругости в (5), получим операторное выражение модуля упругости под углом к направлению армирования

$$\frac{1}{E_\theta^*} = \frac{c^4}{E_1} + \left(\frac{1 + F_{12}^*}{G_{12}^0} - \frac{2\nu_{12}}{E_1} \right) c^2 s^2 + \frac{s^4}{E_2^0} (1 + F_2^*) \quad (7)$$

Выражение (7) можно разделить на две части, первую, позволяющую описывать мгновенную составляющую, не зависящую от времени, и вторую, позволяющую описывать временную часть

$$\frac{1}{E_\theta^*} = \frac{c^4}{E_1} + \left(\frac{1}{G_{12}^0} - \frac{2\nu_{12}}{E_1} \right) c^2 s^2 + \frac{s^4}{E_2^0} + \frac{1}{G_{12}^0} c^2 s^2 F_{12}^* + \frac{1}{E_2^0} s^4 F_2^* \quad (8)$$

Далее, задача заключается в идентификации вида и значений параметров наследственных операторов. Задача существенно упростится, если в качестве операторов выбрать подобные операторы резольвентного типа [10]. К числу резольвентных операторов относится оператор Абеля, дробно-экспоненциальная функция Работнова, ряд Прони, представляющий собой сумму экспоненциальных функций и др. Выберем в качестве наследственного оператора с ядром Абеля:

$$F_i^* \cdot f = \frac{k_i}{\Gamma(1+\alpha)} \int_0^t (t-\tau)^\alpha f(\tau) d\tau,$$

параметр сингулярности ядра удовлетворяет условию: $-1 < \alpha < 0$.

Обозначив модуль по мгновенной кривой упругости

$$\frac{1}{E_\theta^0} = \frac{c^4}{E_1} + \left(\frac{1}{G_{12}^0} - \frac{2\nu_{12}}{E_1} \right) c^2 s^2 + \frac{s^4}{E_2^0},$$

учитывая сделанные ранее предположения,

запишем выражение для операторного модуля упругости

Ошибка! Источник ссылки не найден.: $\frac{1}{E_\theta^*} = \frac{1}{E_\theta^0} + \lambda_\theta J_\alpha^*$, где

$\lambda_\theta = \frac{k_{12}c^2s^2}{G_{12}^0} + \frac{k_2s^4}{E_2^0}$. Обозначив $k_\theta = \lambda_\theta E_\theta^0$, определяющее соотношение может

быть представлено следующим образом

$$\varepsilon_\theta = \frac{1}{E_\theta^0} (1 + k_\theta I_\alpha^*) \sigma_\theta \quad (9)$$

Соотношение (9) может быть обращено с помощью известной резольвенты оператора Абеля [6]

$$\sigma_\theta = E_\theta^0 (1 - k_\theta \mathcal{E}_\alpha^*) \varepsilon_\theta, \quad (10)$$

где $\mathcal{E}_\alpha^* \cdot 1 = t^{1+\alpha} \sum_{n=0}^{\infty} \frac{-\beta t^{1+\alpha n}}{\Gamma[1 + 1 + \alpha + 1 + n]}$ - дробно-экспоненциальная

функция Работнова с ядром, равным $\mathcal{E}_\alpha^* \cdot t = t^\alpha \sum_{n=0}^{\infty} \frac{-\beta t^{1+\alpha n}}{\Gamma[1 + \alpha + 1 + n]}$.

Полученное определяющее соотношение позволяет описывать механическое поведение однонаправленного углепластика при переменных нагрузках при сдвиге в плоскости слоя. Для проверки предложенных теоретических положений были использованы экспериментальные данные однонаправленного углепластика AS4/3501-6 при сжатии под углами 15, 30, 45, 60, 75 и 90° к направлению армирования. Испытания проводились при разных значениях скорости деформирования. Необходимые для расчета значения модуля упругости в направлении армирования и коэффициента Пуассона взяты из литературных источников: $E_1 = 126$ ГПа, $\nu_{12} = 0,28$, а также было определено значение деформации равное $\gamma_* = 0,75$ %, при превышении которого наблюдается участок нелинейного деформирования [16].

Числовые значения E_2^0 и G_{12}^0 были получены путем обработки экспериментальных данных кривых деформирования углепластика, приведенных на рис. 1, при нагружении под углами 45 и 90° к направлению

армирования [7]. Причем модуль по кривой мгновенного деформирования при сдвиге определялся на линейном участке деформирования. Необходимые числовые данные оказались равными: $E_2^0 = 15,5$ ГПа и $G_{12}^0 = 10,1$ ГПа, $k_2 = 0,2018 \text{ с}^{-(1+\alpha)}$, $k_{12} = 0,3051 \text{ с}^{-(1+\alpha)}$.

Запишем нелинейное определяющее соотношение для сдвига в плоскости слоя

$$\varphi \gamma_{12} = 1 + k_{12} I_{\alpha}^* \tau_{12}, \quad (11)$$

где $\varphi \gamma_{12}$ – выражение кривой мгновенного деформирования.

Обращая выражение (11), получим

$$\tau_{12} = 1 - k_{12} \mathfrak{D}_{\alpha}^* - k_{12} \varphi \gamma_{12}. \quad (12)$$

Кривая мгновенного деформирования представляет собой кривую, составленную из линейного и нелинейного участков. При степенной аппроксимации нелинейного участка уравнение кривой мгновенного деформирования можно представить следующим образом

$$\varphi \gamma_{12} = G_{12}^0 \gamma_{12} \left[H \gamma_{12} - H \gamma_{12} - \gamma_* \right] + \left[\tau_* + a \gamma_{12} - \gamma_*^b \right] H \gamma_{12} - \gamma_*, \quad (13)$$

где $\tau_* = G_{12}^0 \gamma_*$, параметры a, b определяют нелинейное деформирование при сдвиге, H – функция Хэвисайда соответствующего аргумента.

Кривая деформирования при сдвиге определяется «сползанием» с кривой мгновенного деформирования на величину, определяемую зависимостью деформации от времени

$$\tau_{12} = \varphi \gamma_{12} - k_{12} \mathfrak{D}_{\alpha}^* - k_{12} \varphi \gamma_{12} \quad (14)$$

Для дальнейшего практического использования приведем следующую формулу

$$\int_0^t t - \xi^{-\eta} \xi^{\beta} d\xi = t^{1+\eta+\beta} B(1+\eta, 1+\beta) = t^{1+\eta+\beta} \frac{\Gamma(1+\eta) \Gamma(1+\beta)}{\Gamma(2+\eta+\beta)} \quad (15)$$

где B, Γ – бета и гамма-функции соответственно.

Используя выражения для дробно-экспоненциальной функции, можно получить результат ее воздействия на степенную функцию

$$1 - \mathcal{E}_\alpha^* - k_{12} \cdot t^b = t^b - t^{1+\alpha+b} \sum_{n=1}^{\infty} \frac{-k_{12} t^{1+\alpha} \Gamma(1+b)}{\Gamma[1+b+1+\alpha+1+n]} \quad (16)$$

Обозначив $\psi_b t = 1 - k_{12} \mathcal{E}_\alpha^* - k_{12} \cdot t^b$, запишем определяющее соотношение, позволяющее описать деформирование при постоянной скорости деформации: $\gamma_{12} = \dot{\gamma} \cdot t$. Подставляя последнее выражение в (12) получим

$$\tau_{12} = G_{12}^0 \psi_b t \dot{\gamma} \left[H \dot{\gamma} t - H \dot{\gamma} t - t_* \right] + \left[\tau_{**} + \psi_b t - t_* \dot{\gamma}^b \right] H \dot{\gamma} t - t_* \quad , (17)$$

где $\tau_{**} = G_{12}^0 \psi_{t_*} \cdot \dot{\gamma}$, $\dot{\gamma} t_* = \gamma_*$.

Были получены следующие значения параметров кривой мгновенного деформирования: $a = 30$ ГПа, $b = 0,8$. Аппроксимация кривой деформирования углепластика при сдвиге в плоскости слоя приведена на рис. 1. Следует отметить, что, следуя принятым гипотезам кривая деформирования имеет участок упругих деформаций, а также участок нелинейных деформаций, описываемых степенной функцией. Для оценки степени нелинейности кривой на рис. 1 по соотношениям анизотропной теории упругости также приведены расчетные точки при сжатии под разными углами к направлению армирования.

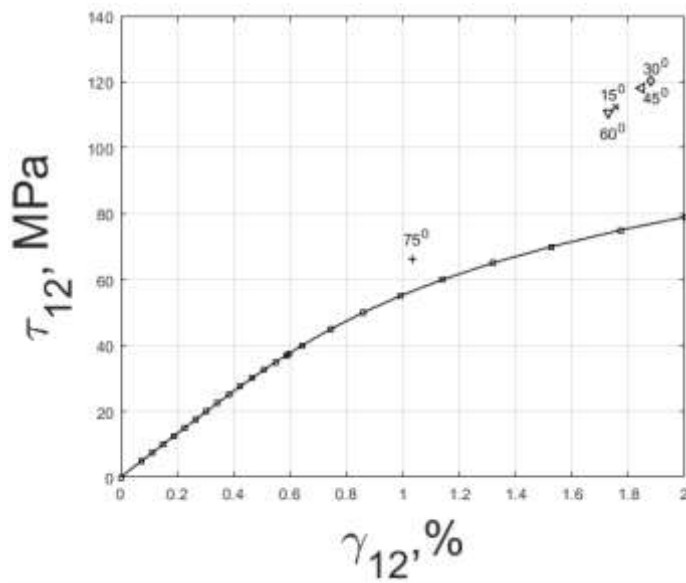


Рис. 1 – Нелинейная аппроксимация кривой деформирования в плоскости сдвига

Выводы

Таким образом, анализ экспериментальных данных показывает, что определяющую роль при оценке анизотропии нелинейного деформирования и реологических свойств однонаправленного углепластика AS4/3501-6 играет уровень сдвиговых деформаций. В данной работе сделана попытка разработки модели, основанной на соотношениях наследственной механики, позволяющей также учитывать влияние физической нелинейности.

Литература

1. Углеродные волокна и углекомпози́ты. Под ред. Э. Фитцер (Мир, Москва, 1988).
2. Hracovich C.T. Mechanics of fibrous composites. John Wiley & Sons, Inc. New York. 1998 460 p.
3. Sun C.T., Chen J.L. A simple flow rule for characterising nonlinear behavior of fiber composites // J. compos. Mater., Vol. 11, 1089, pp 239–254.
4. Dumansky A M and Tairova L P 2007 The prediction of viscoelastic properties of layered composites on example of cross ply carbon reinforced plastic World Congress on Engineering 2007 VII London UK 1346-51

5. Kuhn P., Ploeckl M., Koerber H. Experimental investigation of the failure envelope of unidirectional carbon-epoxy composite under high strain rate transverse and off-axis tensile loading // EPJ Web of Conference 94, 01040 (2015). DOI: 10.1051/epjconf/20159401040

6. Jacob G.C., Starbuck J.M., Fellers J.F., Simunovic S., Boeman R.G. Strain-rate Effects on the Mechanical Properties of Polymer Composite Materials // J. Appl. Polym. Sci. — Vol. 94 — 2004 — P. 296-301.

7. Daniel I. M., Werner B. T., Fenner J. S. Strain-rate dependent failure criteria for composites // Composite Sci. and Technology. — 2011. — Vol. 71, № 9. — P. 357—364.

8. Koerber H., Xavier P.P., Camanho P.P. High strain characterization of unidirectional carbon-epoxy IM7-8552 in transverse compression and in-plane shear using digital image correlation // Mechanics of Materials. — 2010. — Vol. 42. — P. 1004–1019.

9. Rohwer K. Models for intralaminar damage and failure of fiber composites – a review // FACTA UNIVERSITATIS. — Series: Mech-I Eng-ng. — Vol. 14. — N 1. — 2016. — P. 1–19.

10. Работнов Ю.Н. Элементы наследственной механики твердых тел. — М.: Наука, 1977.

11. Chiem, C. Y. and Liu, Z. G., “The relationship between tensile strength and shear strength in composite materials subjected to high strain rate,” Journal of Engineering Materials and Technology, 110 (1988) 191–194.

12. Chen, J. L. and Sun, C. T., “A plastic potential function suitable for anisotropic fiber composites,” Journal of Composite Materials, Vol. 27, No. 14, 1993, pp. 1379–1391.

13. Weeks, C. A. and Sun, C. T., “Modeling non-linear rate-dependent behavior in fiber-reinforced composites,” Composite Science and technology, 58, 1998, 603-611.

14. Thiruppukuzhi, S. V. and Sun, C. T., “Testing and modeling high strain rate behavior of polymeric composites,” *Composite Part B*, 29B, (1998) 535-546.

15. Thiruppukuzhi, S. V. and Sun, C. T., “Models for the strain-rate-dependent behavior of polymeric composites,” *Composite Science and Technology*, 61 (2001) 1-12.

16. Kaddour S., Hinton M.J., Li S., and Smith P. The background to the third world-wide failure exercise // *Journal of Composite Materials* —2013 — Vol. 47(20-21). — P. 2427–2442.

УДК 620.1

Сопротивление многоциклового усталости жаропрочных сплавов в зависимости от типа нагружения

Горбовец М.А.¹, к.т.н.; Ходинев И.А.¹;

Каранов В.А.¹; Юшин В.Д.¹

lab33@viam.ru

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский институт авиационных материалов», Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»)

Аннотация:

Как известно, в отечественной и мировой практике исторически сложилось так, что при исследованиях и паспортизации сплавов испытания на многоцикловую усталость проводили по схеме нагружения «чистый изгиб с вращением».

В настоящее время большинство исследователей во всем мире отдаёт предпочтение испытаниям на многоцикловую усталость по схеме нагружения «растяжение-сжатие».

Данная работа посвящена оценке влияния вида нагружения на многоцикловую усталость жаропрочных никелевых сплавов ЖС6У, ЭИ698 и жаропрочного титанового сплава ВТ8М-1.

Ключевые слова:

титановые сплавы, никелевые сплавы, многоцикловая усталость, растяжение-сжатие, изгиб с вращением, пределы выносливости.

Введение

Во всем мире в течение достаточно длительного времени наблюдается устойчивая тенденция увеличения доли жаропрочных титановых и никелевых сплавов в конструкциях авиационной техники всех типов и назначений [1–3].

Благодаря сочетанию технологических и эксплуатационных характеристик жаропрочные титановые и никелевые сплавы нашли широкое применение при изготовлении деталей авиационных газотурбинных двигателей [4]. Известно, что надежность и ресурс ГТД двигателей определяются в основном элементами «горячей» части (рабочими и сопловыми лопатками, дисками турбин), которые испытывают статические, циклические, повторно-статические нагрузки, а также подвержены негативному влиянию процессов газовой коррозии [5]. Для расчёта ресурса газотурбинного двигателя необходимо для каждого материала иметь набор характеристик прочности, в том числе и характеристики многоциклового усталости (МнЦУ) [6-7].

Всероссийский институт авиационных материалов (ФГУП «ВИАМ») является лидером по разработке и внедрению широкого перечня жаропрочных сплавов. И за период своего существования накопил большую базу данных испытаний различных жаропрочных сплавов на МнЦУ. Данные испытания (в силу своей технической простоты) были проведены по схеме нагружения «чистый изгиб с вращением».

Исследуемые схемы нагружения (одноосное растяжение-сжатие и чистый изгиб с вращением) подразумевают различные напряженно-деформируемые состояния, так при схеме нагружения «чистый изгиб с вращением» концентрация максимальных напряжений находится на поверхностной части поперечного сечения рабочей части образца, а при схеме нагружения «растяжение-сжатие» максимальные напряжения распределены равномерно по всей площади поперечного сечения образца.

Считается, что при испытаниях по схеме нагружения «растяжение-сжатие» материал находится в наиболее тяжелых условиях, что в большей степени позволяет оценить способность материала к сопротивлению многоциклового усталости. Поэтому в настоящее время мировые стандарты требуют использовать в расчётах результаты испытаний по схеме нагружения «растяжение-сжатие» [8].

Для того чтобы накопленная в отечественной практике база данных испытаний на многоцикловую усталость, полученная при испытаниях по схеме нагружения «чистый изгиб с вращением», имела практическое применение в современных методах оценки способности материала к сопротивлению МнЦУ, необходима комплексная оценка влияния вида нагружения на многоцикловую усталость различных жаропрочных сплавов. Для решения этой задачи этого были проведены сравнительные испытания на МнЦУ трёх различных типов сплавов применяемых в конструкциях современных газотурбинных двигателях, как в условиях одноосного растяжения-сжатия, так и условиях чистого изгиба с вращением.

Работа, описанная в этой статье, выполнена в рамках реализации комплексного научного направления 2.2. «Квалификация и исследования материалов». («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [9].

Материалы и методы

В качестве объектов исследования были выбраны широко известные и применяемые в конструкциях современных газотурбинных двигателей жаропрочные никелевые сплавы ЖС6У, ЭИ698 и жаропрочный титановый сплав ВТ8М-1.

Сплав ЖС6У применяется для изготовления рабочих лопаток турбин газотурбинных двигателей, работающих при температурах до 1050°C, относится к группе литейных жаропрочных сплавов на никелевой основе [10–13]. Сплав ЭИ698 применяется для дисков турбин и компрессора, а

также других деталей ГТД, работающих при температурах до 750°C, относится к группе деформируемых жаропрочных сплавов на никелевой основе. Сплав ВТ8М-1 предназначен для изготовления лопаток компрессора, крепежа и других деталей, работающих в общеклиматических условиях длительно до температуры 400°C и до 1000 часов при температуре 450°C, относится к группе деформируемых жаропрочных сплавов на титановой основе [14–15].

Испытания на МнЦУ были проведены в соответствии с ГОСТ 25.502 и стандартом предприятия ФГУП «ВИАМ» СТП 1.595-17-347-2000 «Метод испытания на многоцикловую усталость жаропрочных сплавов для ГТД».

Испытания на многоцикловую усталость по схеме нагружения «чистый изгиб с вращением» проводили на односекционных испытательных машинах МВИ611-М (рисунок 1 а). Машина МВИ611-М по принципу испытаний относится к типу усталостных машин, осуществляющих постоянно заданной программы испытаний в течение всего времени испытания. При этом режим изменения напряжений в испытуемом образце происходит по симметричному циклу. По способу и характеру возбуждения сил, деформирующих образец, машина относится к типу испытательных машин с рычажной системой нагружения, соотношение плеч рычага 1:14,4. Испытуемый образец, закрепленный в шпиндельных бабках, нагружается и при вращении испытывает повторно-переменные напряжения при изгибе, постоянные по всей расчетной длине образца.

Для испытаний на МнЦУ по схеме нагружения «растяжение-сжатие» использовали универсальную сервогидравлическую испытательную машину фирмы «Walter + Bai AG» LFV 100-НН (рисунок 1 б), с цифровой управляющей системой. При проведении сравнительных испытаний со схемой нагружения «чистый изгиб с вращением», испытания на «растяжение-сжатие» необходимо также проводить при симметричном нагружении, где амплитуда прикладываемой нагрузки при растяжении

образца равна амплитуде прикладываемой нагрузки при сжатии. Суммарная погрешность нагружения составляла не более 1%. Высокая точность нагружения обеспечивается встроенной системой управления.

Основной сложностью проведения испытаний по схеме одноосного растяжения-сжатия является переход через ноль нагрузки в процессе циклирования. В современных испытательных машинах (в том числе и в испытательной машине LFV 100-НН) для реализации обеспечения точности прикладываемой осевой нагрузки при испытаниях на многоцикловую усталость применяются захваты с регулируемым гидравлическим поджатием для исключения люфта резьбовой части образца в оснастке при переходе через ноль нагрузки. Также перед каждым испытанием проводилась регулировка соосности в соответствии с требованиями стандарта ASTM E1012 «Практика для проверки силовой рамы и выравнивания образцов при прикладываемой осевой растягивающей или сжимающей силы».



Рис. 1 – Испытательные машины: а – односекционная испытательная машина МВИ611-М; б – испытательная машина фирмы «Walter+ Bai AG» LFV 100-НН

Испытания проводились на двух видах стандартных гладких цилиндрических образцов с рабочей частью переменного сечения. Условия изготовления и качество поверхности образцов соответствовали требованиям

ГОСТ 25.502-79, рабочая часть образцов относится к типу I. Чертежи образцов приведены на рисунках 2, 3.

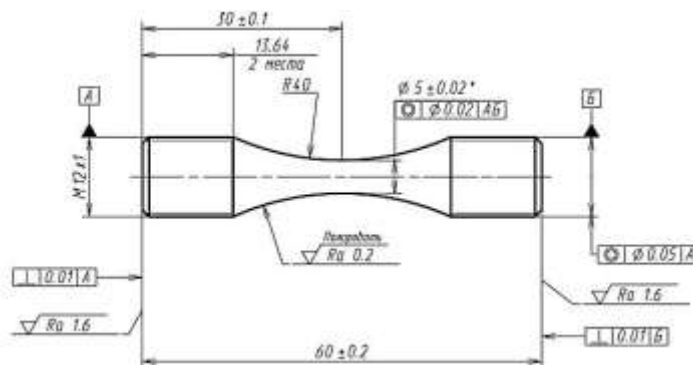


Рис. 2 – Гладкий цилиндрический образец с рабочей частью переменного сечения для испытаний по схеме нагружения «растяжение-сжатие»

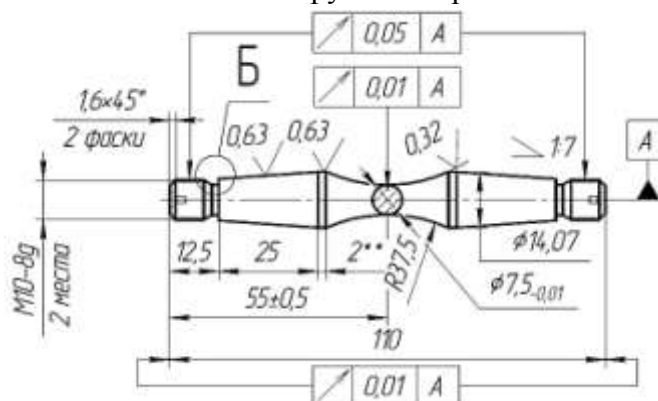


Рис. 3 – Гладкий цилиндрический образец с рабочей частью переменного сечения для испытаний по схеме нагружения «чистый изгиб с вращением»

Точность измерения сечения рабочей части образца должна быть не ниже $0,01$ мм. При проведении данной работы для измерения диаметра образцов, а также для контроля качества поверхности использовался микроскоп OLYMPUS STM6.

Режимы испытаний на многоцикловую усталость жаропрочных никелевых сплавов ЖС6У, ЭИ698 и жаропрочного титанового сплава ВТ8М-1 приведены в таблице 1.

Таблица 1

Режимы испытаний на МнЦУ

Название сплава	$T_{исп}, ^\circ C$	Частота, Гц	Схема нагружения	R_σ	Цикл нагружения	База испытаний
ЖС6У	20, 950	50	Растяжение-сжатие, чистый изгиб с вращением	-1	Синусоидальный	10^5-10^7
ЭИ698	20, 650					
ВТ8М-1	20, 450					

Результаты и обсуждение

Проведены испытания на МнЦУ образцов жаропрочных сплавов ЖС6У, ЭИ698 и ВТ8М-1. Для наглядного сопоставления результатов усталостных испытаний, полученных в условиях «растяжение–сжатие» и при «чистом изгибе с вращением», построены кривые усталости и представлены совместно на рисунках 4-9.

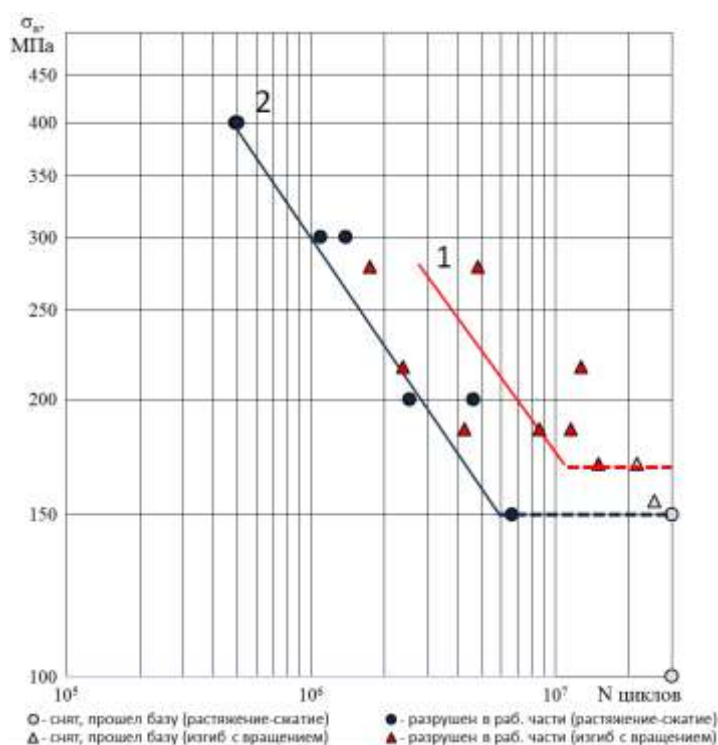


Рис. 4 – Кривые МнЦУ жаропрочного никелевого сплава ЖС6У при нагружении по схемам 1 – «чистый изгиб с вращением» и 2 – «растяжение-сжатие» при $T_{исп}=20^\circ C$

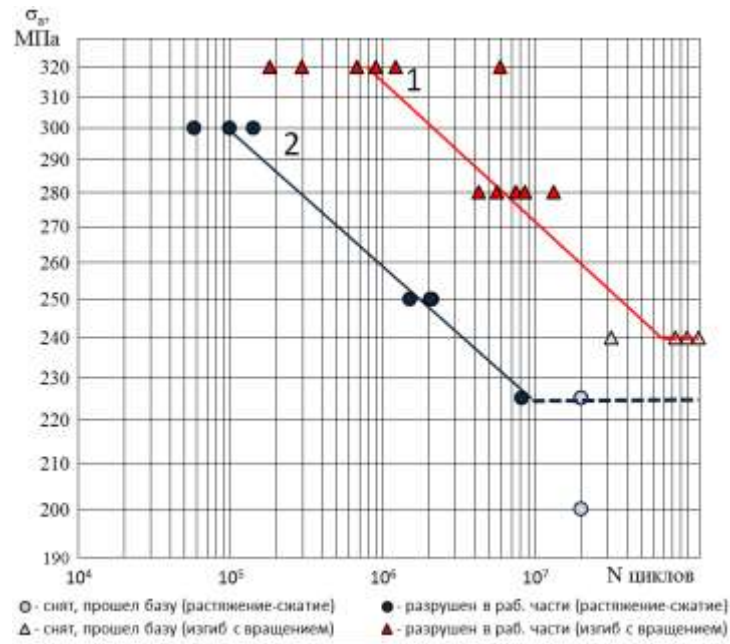


Рис. 5 – Кривые МнЦУ жаропрочного никелевого сплава ЖС6У при нагружении по схемам 1 – «чистый изгиб с вращением» и 2 – «растяжение-сжатие» при $T_{исп}=950^{\circ}C$

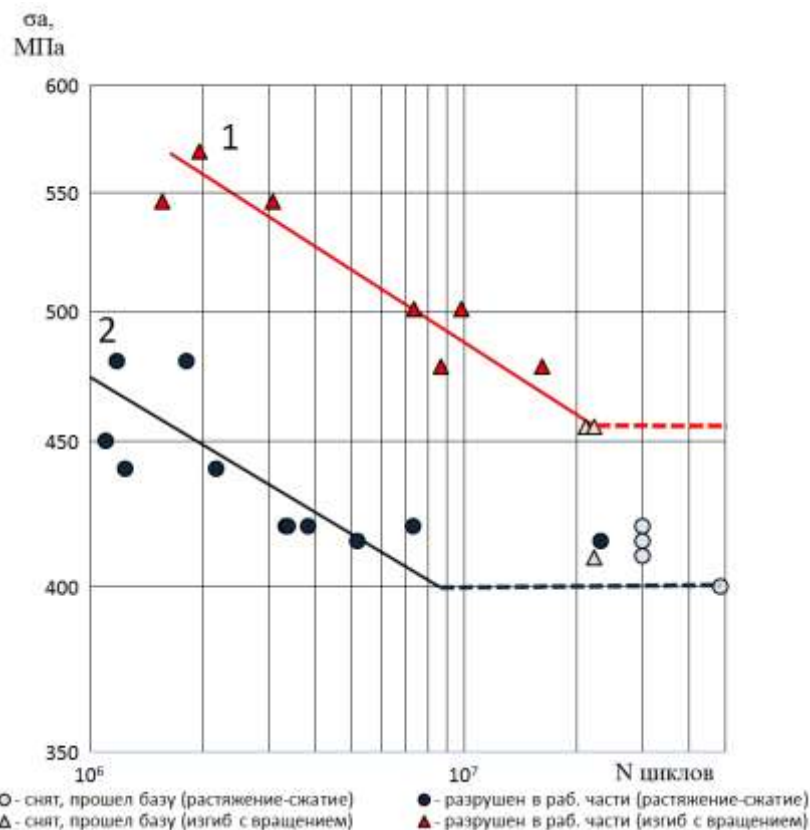


Рис. 6 – Кривые МнЦУ жаропрочного никелевого сплава ЭИ698 при нагружении по схемам 1 – «чистый изгиб с вращением» и 2 – «растяжение-сжатие» при $T_{исп}=20^{\circ}C$

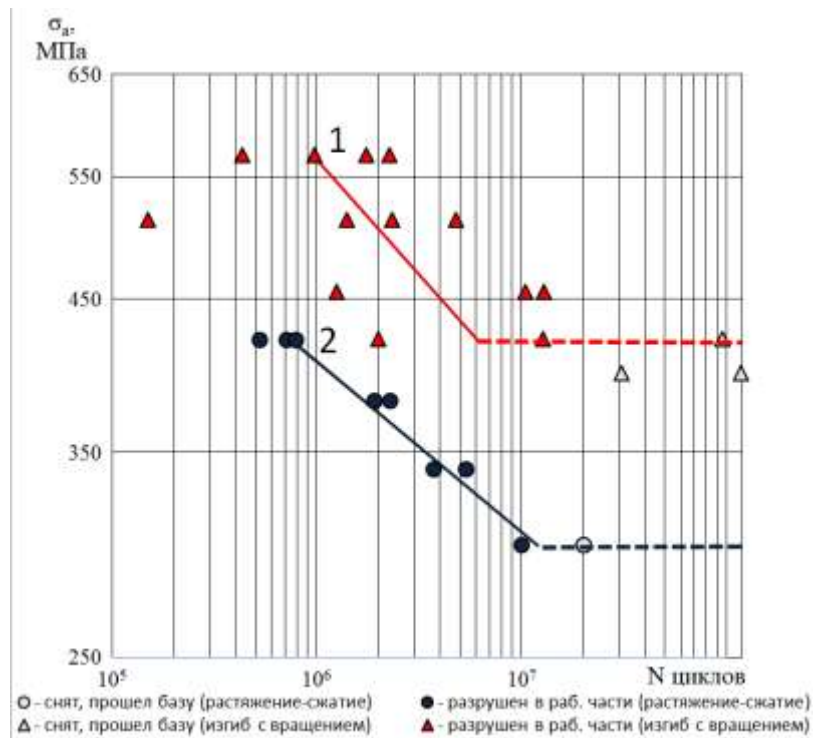


Рис. 7 – Кривые МнЦУ жаропрочного никелевого сплава ЭИ698 при нагружении по схемам 1 – «чистый изгиб с вращением» и 2 – «растяжение-сжатие» при $T_{исп}=650^{\circ}C$

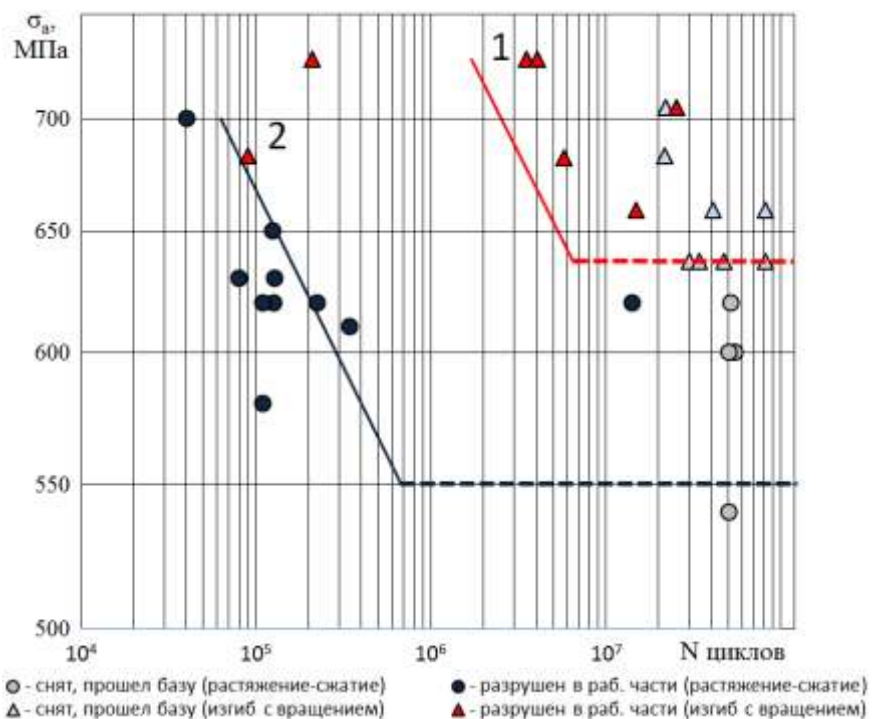


Рис. 8 – Кривые МнЦУ жаропрочного титанового сплава ВТ8М-1 при нагружении по схемам 1 – «чистый изгиб с вращением» и 2 – «растяжение-сжатие» при $T_{исп}=20^{\circ}C$

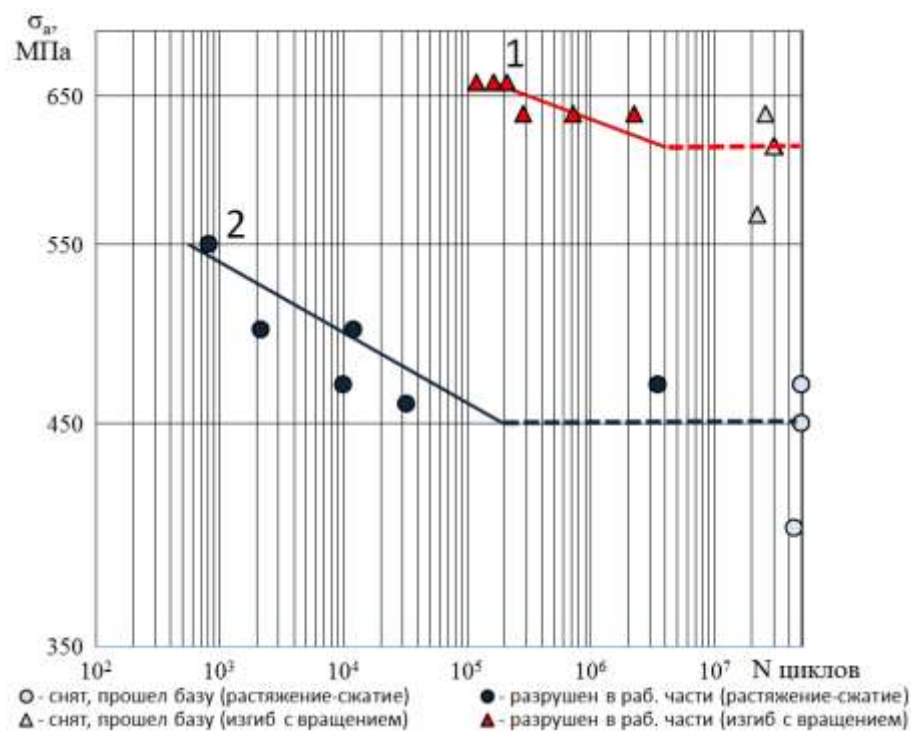


Рис. 9 – Кривые МнЦУ жаропрочного титанового сплава ВТ8М-1 при нагружении по схемам 1 – «чистый изгиб с вращением» и 2 – «растяжение-сжатие» при $T_{исп}=450^{\circ}C$

Проведение испытаний и расчёт пределов ограниченной выносливости, соответствующих вероятности разрушения 50% проводился на уровнях 1×10^7 и 2×10^7 циклов с помощью «метода наименьших квадратов», «метода лестницы» и с учётом требований ГОСТ 25.502-79.

Метод наименьших квадратов применялся для расчёта пределов ограниченной выносливости по результатам достаточного количества разрушенных образцов, в случае, если значение предела необходимо было определять вблизи уровня содержащего не менее половины образцов прошедших базу испытания (соответственно снятых до разрушения) применялся метод ступенчатого назначения нагрузки «метод лестницы» ММ 1.595-33- 391-2009. Рассчитанные пределы ограниченной выносливости на базе 1×10^7 и 2×10^7 циклов приведены в таблице 2.

Таблица 2

Рассчитанные пределы ограниченной выносливости при нагружении по схемам «чистый изгиб с вращением» и «растяжение-сжатие»

Название сплава	Вид нагружения	T _{исп} , °С	σ_{-1} , МПа	
			База 1×10 ⁷ циклов	База 2×10 ⁷ циклов
ЖС6У	чистый изгиб с вращением	20	170	170
	растяжение-сжатие		150	150
	чистый изгиб с вращением	950	274	262
	растяжение-сжатие		225	225
ЭИ698	чистый изгиб с вращением	20	487	455
	растяжение-сжатие		400	400
	чистый изгиб с вращением	650	420	420
	растяжение-сжатие		306	300
ВТ8М-1	чистый изгиб с вращением	20	650	650
	растяжение-сжатие		550	550
	чистый изгиб с вращением	450	614	614
	растяжение-сжатие		450	450

Рассчитанные пределы ограниченной выносливости для образцов, испытанных по схеме нагружения «растяжение-сжатие» оказались ниже пределов ограниченной выносливости для образцов, испытанных по схеме нагружения «чистый изгиб с вращением». В таблице 3 представлена разница между пределами ограниченной выносливости, которые были получены для схем «растяжение-сжатие» и «чистый изгиб с вращением» в процентном соотношении.

Таблица 3

Снижение предела ограниченной выносливости для схемы «растяжение-сжатие»
относительно схемы «чистый изгиб с вращением» в процентном соотношении

Название сплава	Т _{исп} , °С	$\frac{\sigma_{-1}^{изг} - \sigma_{-1}^{pc}}{\sigma_{-1}^{изг}} \cdot 100, \%$	
		База 1×10^7 циклов	База 2×10^7 циклов
ЖС6У	20	12	12
	950	18	14
ЭИ698	20	18	12
	650	27	29
ВТ8М-1	20	15	15
	450	27	27

Примечание: $\sigma_{-1}^{изг}$ – предел ограниченной выносливости для схемы нагружения «чистый изгиб с вращением», σ_{-1}^{pc} – предел ограниченной выносливости для схемы нагружения «растяжение-сжатие».

Снижение предела ограниченной выносливости на базе испытаний $1 \times 10^7 - 2 \times 10^7$ циклов для схемы нагружения «растяжение-сжатие» относительно схемы «чистый изгиб с вращением» для жаропрочного литейного сплава ЖС6У при комнатной температуре составило 12%, при рабочей температуре – 14–18%, для жаропрочных деформируемых сплавов ЭИ698 и ВТ8М-1 при комнатной температуре – 12–18%, при рабочей температуре – 27–29%.

Явление снижения предела ограниченной выносливости при испытаниях по схеме нагружения «растяжение сжатие» относительно схемы нагружения «чистый изгиб с вращением» так же было представлено в работе отечественных коллег для высокопрочной стали [16].

Снижение предела ограниченной выносливости при схеме нагружения «растяжение-сжатие» относительно схемы «чистый изгиб с вращением» обусловлено тем, что при испытаниях по схеме нагружения «чистый изгиб с вращением» возникает неоднородное напряженное состояние в поперечном

сечении рабочей части образца, в то время как при испытаниях по схеме нагружения «растяжение-сжатие» – в сечении рабочей части образца однородное напряженное состояние и максимальные напряжения постоянны по всему сечению. Таким образом, отличие пределов ограниченной выносливости обусловлено различием однородности напряженного состояния в поперечном сечении рабочей части образцов, испытанных по схеме нагружения «чистый изгиб с вращением» и «растяжение сжатие».

Исходя из полученных данных, возможно введение коэффициента для сравнительной оценки результатов испытаний на многоцикловую усталость по схеме нагружения «растяжение-сжатие» с результатами испытаний по схеме нагружения «чистый изгиб с вращением»:

$$K_{pc/изг} = \frac{\sigma_{-1}^{pc}}{\sigma_{-1}^{изг}}$$

Полученные коэффициенты сравнительной оценки ($K_{pc/изг}$) представлены в таблице 4.

Таблица 4

Коэффициент сравнительной оценки для жаропрочных сплавов
ЖС6У, ЭИ698 и ВТ8М-1

Название сплава	Т _{исп} , °С	K _{pc/изг}	
		База 1×10 ⁷ циклов	База 2×10 ⁷ циклов
ЖС6У	20	0,85	0,85
	950	0,80	0,85
ЭИ698	20	0,80	0,85
	650	0,70	0,70
ВТ8М-1	20	0,85	0,85
	450	0,70	0,70

Коэффициент сравнительной оценки результатов испытаний на многоцикловую усталость по схеме нагружения «растяжение-сжатие» с результатами испытаний по схеме нагружения «чистый изгиб с вращением» ($K_{pc/изг}$) на базе испытаний 1×10⁷–2×10⁷ циклов при комнатной температуре для жаропрочного литейного сплава ЖС6У и жаропрочных деформируемых сплавов ЭИ698 и ВТ8М-1 равен 0,80-0,85. При рабочих температурах $K_{pc/изг}$

для жаропрочного литейного сплава ЖС6У равен 0,80–0,85, а для жаропрочных деформируемых сплавов ЭИ698, ВТ8М-1 равен 0,70.

Полученное различие коэффициента сравнительной оценки при рабочих температурах у жаропрочного литейного сплава ЖС6У и жаропрочных деформируемых сплавов ЭИ698 и ВТ8М-1 вероятнее всего связано со структурными особенностями литейных и деформируемых сплавов и требует дальнейшего исследования.

Заключения

1. Установлено, что значения пределов ограниченной выносливости при испытании гладких образцов из жаропрочных никелевых сплавов ЭИ698, ЖС6У и жаропрочного титанового сплава ВТ8М-1 при симметричном цикле нагружения по схеме «чистый изгиб с вращением» превышают значения пределов ограниченной выносливости полученных по схеме нагружения «растяжение-сжатие». Данное превышение пределов ограниченной выносливости следует из того, что при испытаниях по схеме «растяжение-сжатие» большее количество материала работает при максимальных напряжениях по сравнению со схемой «чистый изгиб с вращением».

2. Снижение пределов ограниченной выносливости на базе испытаний 2×10^7 циклов при комнатной температуре для литейного жаропрочного сплава ЖС6У и жаропрочных деформируемых сплавов ЭИ698 и ВТ8М-1 составило 12–15%. Снижение пределов ограниченной выносливости на базе испытаний 2×10^7 циклов при рабочих температурах для жаропрочного литейного сплава ЖС6У составило 14%, а для жаропрочных деформируемых сплавов ЭИ698 и ВТ8М-1 составило 27-29%.

3. Коэффициент сравнительной оценки результатов испытаний на многоцикловую усталость по схеме нагружения «растяжение-сжатие» с результатами испытаний по схеме «чистый изгиб с вращением» ($K_{рс/изг}$) на базе испытаний 2×10^7 циклов при комнатной температуре для жаропрочного

литейного сплава ЖС6У и жаропрочных деформируемых сплавов ЭИ698 и ВТ8М-1 равен 0,85; при рабочих температурах $K_{pc/изг}$ для жаропрочного литейного сплава ЖС6У равен 0,85, а для жаропрочных деформируемых сплавов ЭИ698, ВТ8М-1 равен 0,70. Данное различие $K_{pc/изг}$ при рабочих температурах вероятнее всего связано со структурными особенностями жаропрочных литейных и деформируемых сплавов.

Литература

1. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Парфенович П.И. Конструирование литейных жаропрочных никелевых сплавов с поликристаллической структурой // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2018. №2(752). С.47–55.
2. Антипов В.В. Перспективы развития алюминиевых, магниевых и титановых сплавов для изделий авиационно-космической техники // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. №5. С. 186–194. DOI:10.18577/2071-9140-2017-0-S-186-194.
3. Иноземцев А.А., Башкатов И.Г., Коряковцев А.С. Титановые сплавы в изделиях разработки ОАО «Авиадвигатель» // *Современные титановые сплавы и проблемы их развития: сб.* М.: ВИАМ, 2010. С. 43–46.
4. Голынец С.А., Горбовец М.А., Каранов В.А. Оценка влияния размеров образцов на механические свойства при растяжении жаропрочных титановых и никелевых сплавов// *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журнал*. 2018. №3. Ст. 10. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 17.08.2018). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-3-86-94.
5. Давыдов М.Н., Гишваров А.С., Рахимов А.Х. Моделирование долговечности лопаток турбин в условиях коррозионно-активной среды // *Вестник УГАТУ, [S.1.]*, v. 20, n. 1 (71), p. 71-80, июнь 2018. ISSN 1992-6502. URL: <http://journal.ugatu.ac.ru/index.php/Vestnik/article/view/395>.

6. Горбовец М.А., Славин А.В. Доказательство соответствия материала требованиям части 33 авиационных правил // Авиационные материалы и технологии. 2018. №3. С. 89–94. DOI:/10.18577/2071-9140-2018-0-3-89-94.

7. Луценко А.Н., Славин А.В., Ерасов В.С., Хвацкий К.К. Прочностные испытания и исследования авиационных материалов// Авиационные материалы и технологии. 2017. №5. С. 527–546. DOI:/10.18577/2071-9140-2017-0-S-527-546.

8. Беляев М.С., Хвацкий К.К., Горбовец М.А. Сравнительный анализ российского и зарубежных стандартов испытаний на усталость// Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журнал. 2014. №9. Ст. 11. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 20.09.2018). DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-9-11-11.

9. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. №1 (34). С. 3–33. DOI:/10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.

10. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Светлов И.Л., Демонис И.М. Литейные жаропрочные сплавы нового поколения // 75 лет. Авиационные материалы. М.: ВИАМ, 2007. С. 27–44.

11. Сидоров В.В., Каблов Д.Е., Ригин В.Е. Металлургия литейных жаропрочных сплавов: технология и оборудование / под общ. ред. Е.Н. Каблова. М.: ВИАМ, 2016. С. 10–11.

12. Горюнов А.В., Ригин В.Е. Современная технология получения литейных жаропрочных никелевых сплавов // Авиационные материалы и технологии. 2014. №2. С. 3–7. DOI:/18577/2071-9140-2014-0-2-3-7.

13. Литейный жаропрочный сплав на основе никеля: пат. 2153020 Рос. Федерация; опубл. 20.07.2000.

14. Кашапов О.С., Павлова Т.В., Ночовная Н.А. Влияние режимов термической обработки на структуру и свойства жаропрочного титанового

сплава для лопаток КВД // Авиационные материалы и технологии. 2010. №2.
С. 8–14.

15. Гейкин В.А. Разработка технологий для новых материалов в
двигателестроении // Двигатель. 2017. №3. С. 10–11.

16. Гриневич А.В., Ерасов В.С., Якушева Н.А., Терехин А.Л.
Усталостная долговечность стали ВКС-9 в условиях симметричного
нагружения «растяжение-сжатие» и «изгиб с вращением» // Труды ВИАМ:
электрон. науч.-технич. журнал. 2017. №9. Ст. 11. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 17.08.2018). DOI: 10.18577/2307-6246-2017-0-9-11-
11.

УДК 539.421

Трещиностойкость композитов с полимерной матрицей

Яковлев Н.О.¹, к.т.н.; Гуляев А.И.¹, к.т.н.

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский институт авиационных материалов», Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»)

Аннотация:

Рассмотрены методические аспекты экспериментального определения статических (G_{IC} , G_{IR} , G_{Ith}) и усталостных (коэффициенты кинетических кривых скорости роста межслоевой трещины усталости da/dN от скорости высвобождения энергии G или ΔG) характеристик межслоевой трещиностойкости слоистых полимерных композиционных материалов при нагружении в условиях отрыва (I мода разрушения). Для стеклопластика ВПС-47/7781 на основе стеклоткани Porcher 7781 и связующего ВСТ-1208 экспериментально определены значения критической G_{IC} , при растрескивании G_{IR} , и пороговой G_{Ith} вязкостей разрушения, а также коэффициенты кинетических кривых скорости роста межслоевой трещины усталости. Работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления 2.2: Квалификация и исследования материалов. («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [1].

Ключевые слова:

межслоевая трещиностойкость, отрыв, скорость роста межслоевой трещины усталости, слоистый полимерный композиционный материал.

Введение

Полимерные композиционные материалы (ПКМ), широко внедряемые в различные отрасли промышленности, представляют собой сложную гетерогенную систему, состоящую из чередующихся слоев армирующего наполнителя, соединенных полимерной матрицей, что обуславливает сильную анизотропию их физико-механических свойств в зависимости от выбранного направления [1-7]. Наиболее слабые свойства слоистых ПКМ проявляются в условиях, когда нагружение в основном воспринимается полимерной матрицей, а не армирующим наполнителем.

Одной из таких характеристик является удельная работа расслоения (вязкость межслойного разрушения) G_C . Это энергетическая характеристика межслойной трещиностойкости, которая представляет собой предел отношения изменения упругой энергии, накопленной в образце при его нагружении, к бесконечно малому приращению площади межслойной трещины

$$G_{IC} = -\frac{1}{b} \frac{dU}{da}$$

Она определяется для условий нагружения отрывом в трансверсальном направлении (*мода I*), поперечного (*мода II*) и продольного (*мода III*) межслойного сдвига.

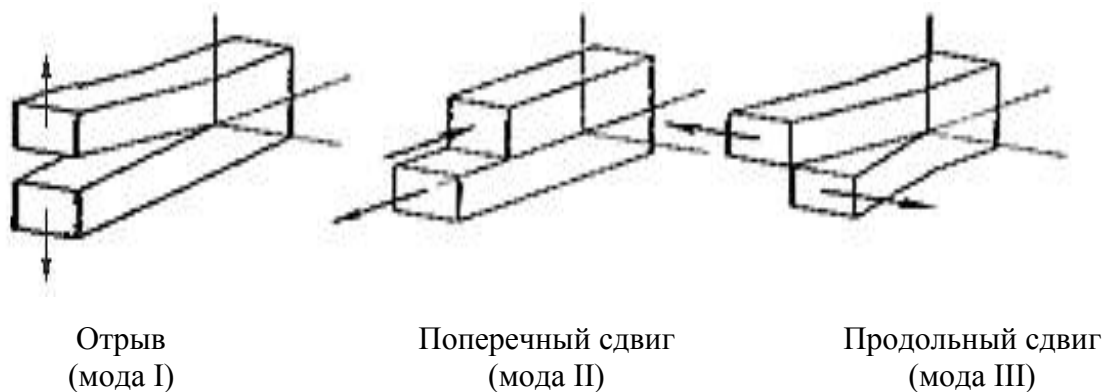


Рис. 1 – Моды разрушения

В настоящее время известно более 25 методов определения характеристик межслоевой трещиностойкости как для случаев чистых, так и смешанных режимов разрушения, отличающихся по геометрии образца и схеме приложения нагрузки [8–12]. Наиболее часто при разработке материалов, их общей (паспортизация) и специальной квалификации определяют величины удельных работ расслоения при статических испытаниях в условиях отрыва G_{IC} по методу DCB (Double cantilever beam) и в условиях поперечного сдвига G_{IIC} по методу ENF (End notch flexure). Однако исследованию усталостной межслоевой трещиностойкости при которой определяются кинетические кривые скорости роста межслоевой трещины усталости (СРМТУ) уделяется недостаточное влияние.

Стандартизированными в настоящее время являются методы определения характеристик межслоевой трещиностойкости по *моде I*:

– для статических испытаний: ASTM D 5528/D 5528M, ГОСТ Р 56815-2015 «Композиты полимерные. Метод определения удельной работы расслоения в условиях отрыва G_{IC} »;

– для усталостных испытаний: ASTM D 6115 «ГОСТ Р 56793-2015 Композиты полимерные. Метод определения усталостного расслоения однонаправленно-армированных композитов».

Однако стандарты по усталостным испытаниям позволяют определить лишь характеристику пороговой вязкостей разрушения G_{Ith} , но не описывают процедуру получения кривой СРМТУ. В связи с чем, данная статья посвящена рассмотрению методических аспекты экспериментального определения статических (G_{IC} , G_{IR} , G_{Ith}) и усталостных (коэффициенты кинетических кривых скорости роста межслоевой трещины усталости da/dN от скорости высвобождения энергии G или ΔG) характеристик межслоевой трещиностойкости слоистых полимерных композиционных материалов при нагружении в условиях отрыва (I мода разрушения).

Материал

Для испытаний использовались стандартные образцы (рис. 2) по ASTM D 5528/D 5528M в виде двухконсольной балки (DCB) постоянного сечения шириной b и толщиной $2h$ из стеклопластика ВПС-47/7781 на основе равнопрочной стеклоткани Pocher арт. 7781 и высокодеформативной цианэфирной матрицы ВСТ-1208.



Рис. 2 – Образец стеклопластика ВПС-47/7781 при испытании на трещиностойкость

Методика и результаты

Критическая вязкость разрушения G_{IC}

Для определения G_{IC} проводили испытания образцов стеклопластика ВПС-47/7781 по ASTM D 5528/D 5528M. Усилие раскрытия прикладывалось к образцу через блоки нагружения так, что трещина расслоения распространялась за счет действия только нормальных напряжений (рис. 2). Нагружение происходило со скоростью 0,5 мм/мин.

Из существующих вариантов определения критической нагрузки P_C по диаграмме «нагрузка – раскрытие»:

- $P_C = P_{\max}$ – максимальная нагрузка в процессе испытания;
- $P_C = P_{НЛ}$ – нагрузка при отклонении диаграммы от линейной (нагрузка, соответствующая началу отступления от линейной зависимости между нагрузкой и перемещением);
- $P_C = P_{\text{виз}}$ – нагрузка в момент страгивания трещины (определяется визуально);
- $P_C = P_{5\%}$ – нагрузка в точке пересечения прямой выходящей из начала координат, тангенс угла которой на 5% меньше тангенса угла линейного участка диаграммы «нагрузка - перемещение», осью абсцисс, или максимальная нагрузка на диаграмме, если она левее точки пересечения (рис. 3),

для расчетов использовали максимальное значение нагрузки, полученное в процессе испытания.

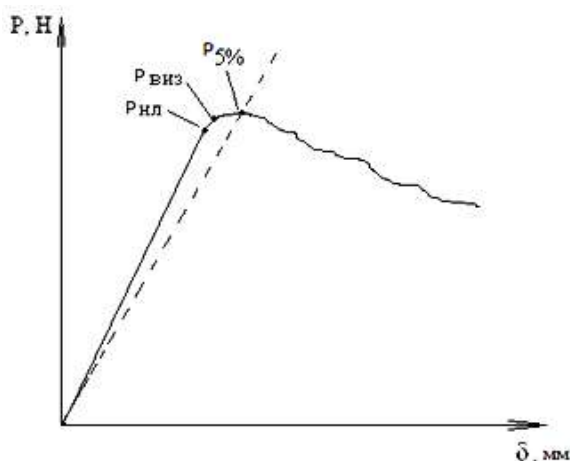


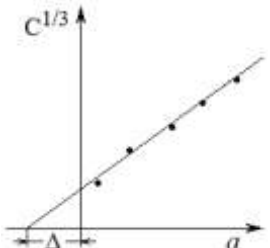
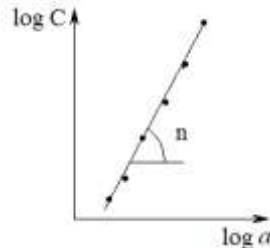
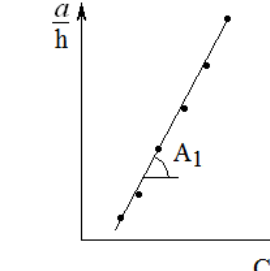
Рис. 3 – Способы определения критической нагрузки

Межслоевую вязкость разрушения G_{IC} , определяли согласно:

- методу модифицированной балочной теории,
- методу калибровки податливости,
- методу модифицированной калибровки податливости (табл. 1).

Таблица 1

Методы расчета статической межслоевой вязкости разрушения по моде I

Название метода	Формула расчета G_{IC}	Схемы определения коэффициентов
Метод модифицированной балочной теории	$G_{IC} = \frac{P_c}{2b} \cdot \frac{3\delta}{a + \Delta}$	
Метод калибровки податливости	$G_{IC} = \frac{P_c}{2b} \cdot \frac{n\delta}{a}$	
Метод модифицированной калибровки податливости	$G_{IC} = \frac{P_c}{2b} \cdot \frac{3P_c C^{3/2}}{A_1 h}$	

Где P_c – критическая нагрузка, Н; δ – раскрытие трещины, мм; a – длина трещины, мм; C – податливость образца, мм/Н; Δ – поправка к длине трещины; n и A_1 – коэффициенты.

В табл. 3 приведены средние значения параметров, использованных для расчета критического значения межслоевой вязкости разрушения, а в табл. 4 – величины G_{IC} , рассчитанные по трем методам.

Таблица 2

Средние значений параметров

Параметр	Значение
a_0 , мм	47
P_{max} , Н	119
δ_{max} , мм	5,7
Δ	0,021

Таблица 4

Результаты испытаний на статическую трещиностойкость по моде I
(v – коэффициент вариации)

Материал	Метод А		Метод Б		Метод В	
	G_{IC} , кДж/м ²	Коэффициент вариации, %	G_{IC} , кДж/м ²	v , %	G_{IC} , кДж/м ²	Коэффициент вариации, %
ВПС- 47/7781	0,85	5,6	0,88	6,3	0,88	5,4

Вязкость разрушения G_{IR} при растрескивании

Известно, что значение межслоевой вязкости разрушения *при растрескивании* (с увеличением длины трещины a) G_{IR} может возрастать по отношению к величине G_{IC} .

Для однонаправленных композитов это связано с растрескиванием полимерной матрицы, образованием мостов из волокон, соединяющих берега трещины, при продвижении трещины. Для композитов на основе тканых армирующих наполнителей – с ветвление магистральной трещины, образованием параллельных трещин.

Для стеклопластика ВПС-47/7781 увеличения межслоевой вязкости разрушения с ростом длины трещины обнаружено не было (рис. 4а), т.е. $G_{IR} = G_{IC}$. Для примера приведены данные для углепластика на основе жгутового наполнителя – ВКУ-29 (рис. 4б), где такое увеличение явно выражено.

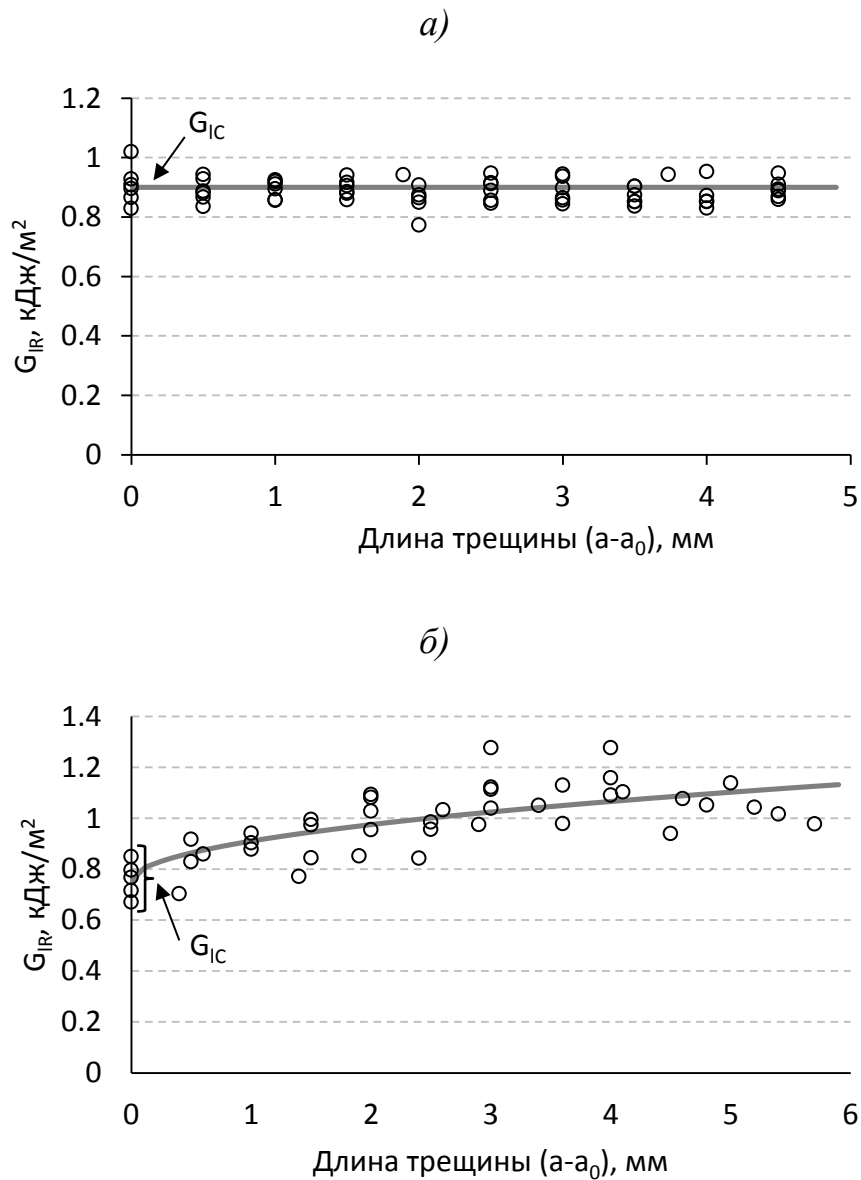


Рис. 4 – Зависимость величины вязкости разрушения от длины трещины расслоения для стеклопластика на основе тканого наполнителя - ВПС-47/7781 (а) и углепластика на основе жгутового наполнителя - ВКУ-29 (б)

Для аппроксимации зависимостей:

$$G_{IR} = f(G_{IC}, a)$$

или

$$G_{IR} = f(G_{IC}, a - a_0)$$

обычно используют степенную функцию вида

$$G_{IR} = A + B(a - a_0)^C$$

где A , B и C – константы.

Пороговая вязкость разрушения G_{Ith}

Скорость роста межслоевой трещины расслоения da/dN прямо пропорциональна движущей силе $G_{I_{max}}$ и обратно пропорциональна величине межслоевой вязкости разрушения G_{IR} для заданной длины трещины a .

Границами кривой скорости роста межслоевой трещины расслоения являются с одной стороны величина вязкости разрушения G_{IR} при растрескивании, при которой наблюдается очень быстрый рост трещины, с другой стороны – величина пороговой скорости высвобождения энергии G_{Ith} , при которой не происходит роста трещины.

Для определения G_{Ith} после нахождения G_{IC} проводят усталостные испытания при различных постоянных амплитудах раскрытия берегов трещины. Величину раскрытия находят по формуле

$$\delta_{I_{max}} = \frac{\overline{G_{I_{max}}}}{G_{IC}} \frac{a_0 + \Delta}{a_{IC} + \Delta}^2 \delta_{IC} \quad (1)$$

Отношение $G_{I_{max}}/G_{IC}$ для расчета $\delta_{I_{max}}$ рекомендуется брать в диапазоне 0,15 – 0,40 с шагом 0,05. Коэффициент асимметрии цикла R для всех уровней $G_{I_{max}}/G_{IC}$ должен быть одним, например 0,1. Частота нагружения выбирается из диапазона 1 – 10 Гц.

В ходе испытания фиксируют изменения податливости от количества циклов. В качестве результата определяют количество циклов, соответствующих увеличению податливости (или падению жесткости) на

заданную величину. Согласно ASTM D 6115 количество циклов определяется при увеличении податливости на 1 и 5 %.

Для нахождения G_{Ith} полученные данные в координатах « $G_{I_{max}} - \log(N)$ » аппроксимируют для диапазона циклов $0 \leq N \leq 10^6$.

На рисунке 5 показаны аппроксимации количество циклов до падения жесткости на 1 (а), 2 (б), 5 (в) и 10 % (г) линейной, степенной, 3-х и 5-ти параметрической функциями, а на рисунке 6 зависимость определенной величины вязкости разрушения при растрескивании от величины падения жесткости для использованных аппроксимаций.

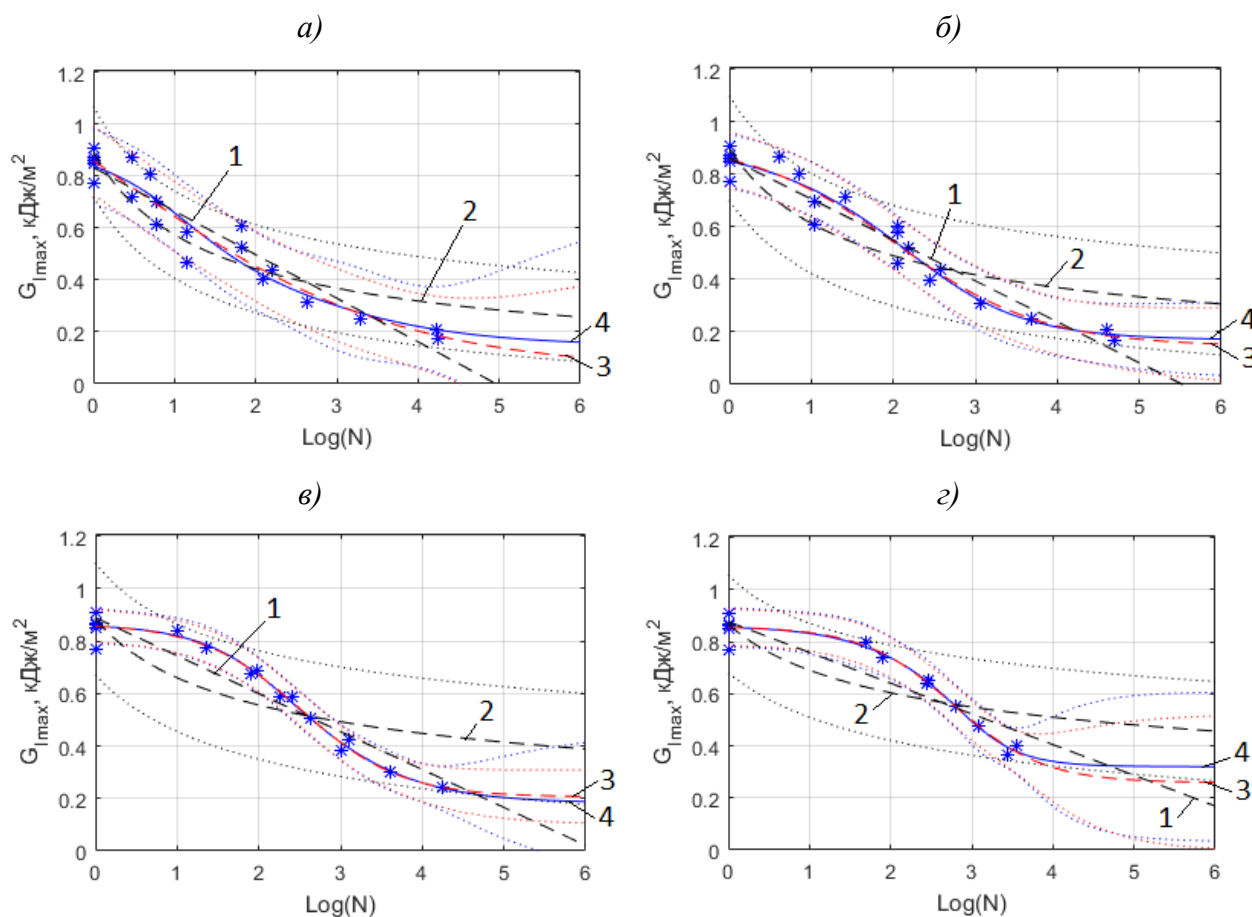


Рис. 5 – Аппроксимации количество циклов до падения жесткости на 1 (а), 2 (б), 5 (в) и 10 % (г) для заданных $G_{I_{max}}$ функциями: 1 – линейной; 2 – степенной; 3 – 3-х параметрической; 4 – 5-ти параметрической

Интерполируя полученную зависимость до величины $N = 10^6$ циклов находят $G_{I_{max}} = G_{I_{th}}$.

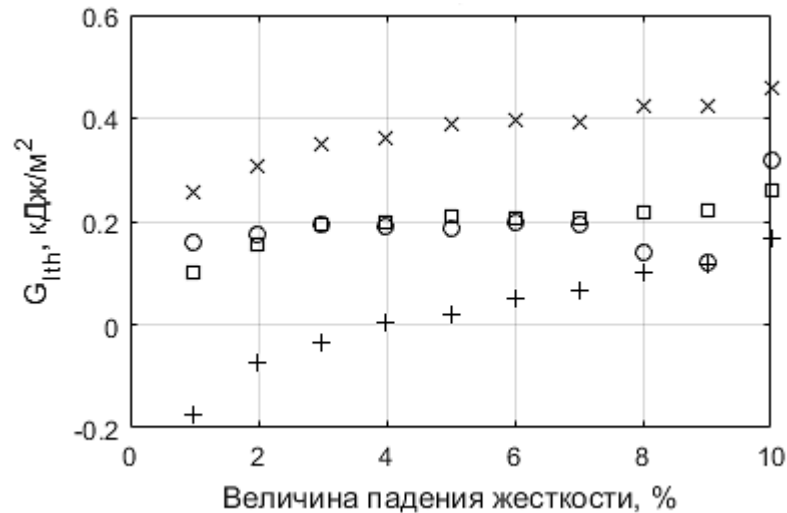


Рис. 6 – Зависимость величины $G_{I_{th}}$ для различных уровней падения жесткости для аппроксимаций линейной (+), степенной (x), 3-х (□) и 5-ти (o) параметрической функциями

Видно, что:

- линейная аппроксимация дает физически невозможные результаты (отрицательные значения);
- степенная аппроксимация за исключением случая падения жесткости на 1 % не адекватно описывает зависимость « $G_{I_{max}} - \log(N)$ »;
- аппроксимация 3-х и 5-ти параметрической функциями дает стабильные значения $G_{I_{th}}$ практически во всем исследованном диапазоне падения жесткости.

Кинетическая диаграмма межслоевой вязкости разрушения $dadN = f(G_{I_{max}} / G_{IR})$

Для построения кинетическая диаграмма межслоевой вязкости разрушения представляющей собой зависимость СРМТУ от величины $G_{I_{max}} / G_{IR}$ проводят усталостные испытания при различных постоянных амплитудах раскрытия берегов трещины. Величину раскрытия находят по формуле (1).

Отношение $G_{I_{max}}/G_{IC}$ для расчета $\delta_{I_{max}}$ рекомендуется брать в диапазоне 0,40 – 0,95 с шагом 0,1 – 0,05. Коэффициент асимметрии цикла R для всех уровней $G_{I_{max}}/G_{IC}$ должен быть одним, например 0,1. Частота нагружения выбирается из диапазона 1–10 Гц. В ходе испытания фиксируют изменения податливости от количества циклов.

На рисунке 7 приведена кинетическая диаграмма для стеклопластика на тканой основе ВПС-47/7781 и ее аппроксимации функциями:

– линейной

$$\frac{da}{dN} = A \frac{G_{I_{max}}}{G_{IR}}^n$$

где $\log(A) = -1,53$; $n = 6,05$;

– 4-х параметрической

$$\frac{da}{dN} = C \frac{G_{I_{max}}}{G_{IR}}^m \cdot \frac{1 - \frac{G_{I_{th}}}{G_{I_{max}}}^{n_1}}{1 - \frac{G_{I_{max}}}{G_{IR}}^{n_2}}$$

где $C = 0,025$; $m = 4,8$; $n_1 = 0,85$; $n_2 = 5,85$;

– 3-х и 5-ти параметрическими сигмоидальными.

Видно, что аппроксимации всеми параметрическими функциями дают близкие результаты, однако использование многопараметрических сигмоидальных функций представляется предпочтительным, поскольку они дают более консервативную оценку: СРМТУ при $G_{I_{max}} / G_{IR} < 0,25$ нарастает медленнее (что ближе соответствует экспериментальным данным), а при $G_{I_{max}} / G_{IR} > 0,80$ наоборот дают более высокие значения СРМТУ, что идет в запас.

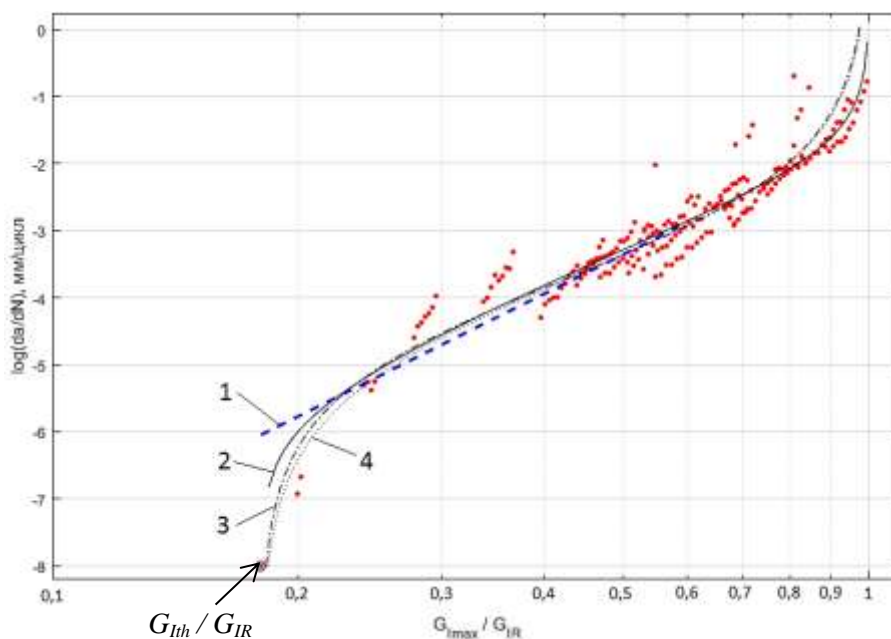


Рис. 7 – Кинетическая кривая скорости роста межслоевой трещины усталости для стеклопластика на тканой основе ВПС-47/7781 и ее аппроксимации линейной (1), 4-х (2), 3-х (3) и 5-ти (4) параметрическими функциями

Заключение

На примере испытаний стеклопластика ВПС-47/7781 на основе тканого наполнителя показана методология экспериментального определения:

- критической вязкости разрушения G_{IC} ;
- вязкости разрушения G_{IR} при растрескивании;
- пороговой вязкости разрушения G_{Ith} ;
- кинетической диаграммы межслоевой вязкости разрушения $dadN = f(G_{Imax} / G_{IR})$.

Литература

1. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» //Авиационные материалы и технологии. 2015. №1 (34). С. 3–33.

2. Ерасов В.С., Яковлев Н.О., Нужный Г.А. Квалификационные испытания материала – основа его безопасного и эффективного применения в конструкции //Авиационные материалы и технологии. 2012. №5. С. 440–447.
3. Каблов Е.Н. Материалы и химические технологии для авиационной техники //Вестник Российской Академии Наук. 2012. Т. 82. №6. С. 520–530.
4. Ерасов В.С., Яковлев Н.О., Гладких А.В., Гончаров А.А., Скиба О.В., Боярских А.В., Подживотов Н.Ю. Испытания крупногабаритных конструкций //Композитный мир. 2014. № 1. С. 72–78.
5. Власенко Ф.С., Раскутин А.Е. Применение полимерных композиционных материалов в строительных конструкциях //Труды ВИАМ. 2013. №8. Ст. 03 URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 10.02.16).
6. Соколов И.И., Раскутин А.Е. Углепластики и стеклопластики нового поколения (Специальный выпуск) //Труды ВИАМ. 2013. №4. Ст. 09. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 10.02.16).
7. Бабин А.Н. Связующие для полимерных композиционных материалов нового поколения (Специальный выпуск) //Труды ВИАМ. 2013. №4. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 10.02.16).
8. Яковлев Н.О., Луценко А.Н., Артемьева И.В. Методы определения межслоевой трещиностойкости слоистых материалов //Все материалы. Энциклопедический справочник. 2015. № 10. С. 57–62.
9. Яковлев Н.О., Гуляев А.И., Лашов О.А. Трещиностойкость слоистых полимерных композиционных материалов (обзор) //Труды ВИАМ. 2016. №4. Ст. 12. URL: <http://www.viam-works.ru>
10. Крылов В.Д., Яковлев Н.О., Курганова Ю.А., Лашов О.А. Межслоевая трещиностойкость конструкционных полимерных композиционных материалов //Авиационные материалы и технологии. 2016. № 1. С. 79–85.

11. Финогенов Г.Н., Ерасов В.С. Трещиностойкость полимерных композиционных материалов при межслойных отрыве и сдвиге //Авиационные материалы и технологии. 2003. №3. С. 62–67.

12. Гуляев А.И., Яковлев Н.О., Крылов В.Д., Шуртаков С.В. Микромеханика разрушения стеклопластиков при расслоении по модам I и II //Материаловедение. 2016. № 2. С. 13–22.

УДК 669+620.1

Модуль упругости как параметр состояния конструкционных материалов (КМ). Исследование зависимости модуля упругости от степени пластической деформации КМ

Яковлев Ю.О.^{1,2}; Соляр А.Я.¹, к.т.н.

y.yakovlev93@yandex.ru, soljar38@mail.ru

¹*Балтийский государственный технический университет «ВОЕНМЕХ» им. Д.Ф. Устинова, Санкт-Петербург*

²*Учреждение науки «Инженерно-конструкторский центр сопровождения эксплуатации космической техники», Санкт-Петербург*

Аннотация:

В используемых на практике моделях определения долговечности деталей и узлов тепловых машин применяются характеристики и параметры материала, не описывающие поведение материала под действием эксплуатационных нагрузок. В настоящей работе предлагается использовать модуль упругости в качестве параметра состояния материала в условиях развитой пластической деформации.

Ключевые слова:

параметры состояния, модуль упругости, долговечность.

Введение

В настоящее время существует множество моделей для определения долговечности деталей и узлов тепловых машин. Выбор модели для прогнозирования работоспособности конкретного элемента определяется применяемым конструкционным материалом и характером рабочих нагрузок (РН). Ниже представлены основные модели долговечности, сгруппированные по виду РН, вносящей основной вклад в разрушение материала конструкции при эксплуатации:

1) статическая термосиловая нагрузка. В этом случае говорят о ползучести материала, как об основном факторе, приводящем к потере работоспособности конструкции.

Общий вид модели для этого случая описывается следующим уравнением [1, 2]:

$$p = S(\sigma) \cdot t^m + v(\sigma) \cdot t, \quad (1)$$

где p – деформация ползучести;

S σ – девиатор напряжений;

t – время;

m – показатель, зависящий от материала, температуры и напряжения;

$v(\sigma)$ – скорость ползучести.

В качестве зависимого параметра используется деформация ползучести, являющаяся следствием изменения структуры материала в процессе эксплуатации. Она же является характеристикой, по которой судят о достижении материалом конструкции предельного состояния (ПС).

Использующиеся независимые переменные не отражают изменения структуры и, в этом смысле, являются «внешними». Интегральной характеристикой свойств материала, влияющих на его долговечность, является показатель m , физико-механическая интерпретация которого отсутствует.

2) малоцикловая термосиловая нагрузка [3]:

$$2\varepsilon_{ap} (N_p \cdot \nu^{k-1})^\alpha = C, \quad (2)$$

$$2\varepsilon_{ae} = \frac{\Delta\sigma}{E} = \frac{AC^n}{E} N_p^{-\alpha n} \nu^{\alpha n(1-k)+k_1}, \quad (3)$$

где $2\varepsilon_{ap}$ – размах пластической деформации;

$2\varepsilon_{ae}$ – размах упругой деформации;

N_p – разрушающее число циклов;

ν – частота нагружения;

n – показатель упрочнения;

k, k_1 – показатели степени в частотных зависимостях разрушающего времени;

α – показатель наклона кривой в лог. координатах;

C – константа;

E – модуль Юнга.

При малоцикловом термосиловом нагружении критерием достижения ПС является число циклов N_p , также являющееся следствием изменения

структуры материала под действием нагрузок. Свойства материала косвенно характеризуются константами $k, k_1, \alpha, n, A, C, E$ физический смысл большей части из которых не очевиден. Однозначная взаимосвязь указанных параметров и структуры материала отсутствует.

3) статическая и циклическая термосиловая нагрузки [4]:

$$\dot{D} = \left(\frac{\sigma^2}{2ES(1-D)^2} \right)^s \cdot |\dot{\varepsilon}_p|, \quad (4)$$

где D – поврежденность;

σ – номинальное напряжение ползучести;

E – модуль Юнга;

S, s – параметры материала;

ε_p – скорость пластической деформации.

При последовательном воздействии на материал конструкции статической и малоцикловой термосиловых нагрузок применение таких «простых» параметров, как суммарная пластическая деформация, время работы или число циклов, не позволяет механически точно прогнозировать долговечность. В связи с этим некоторыми авторами [1, 5, 6] было предложено использование т.н. поврежденности материала D – комплексного параметра, характеризующего непрерывное распределение дефектов по объему нагружаемого тела. Методы определения долговечности на основе поврежденности материала позволяют использовать единый подход для случаев различного комплексного нагружения.

В модели, описываемой уравнением (4), критерием достижения материалом ПС служит параметр D . Свойства исходного материала

описываются параметрами S , s и E . Применение в уравнении (3) D и ε_p позволяют описывать кинетику повреждений.

Заметим, что при использовании параметров D (D) и E возможен непосредственный переход к описанию структуры материала: концепция поврежденности подразумевает изменения в структуре по определению, а модуль упругости может быть использован как физико-механический параметр, отражающий эти изменения.

Предположение о наличии параметров, характеризующих структурные состояния материала, выдвигалось Работновым Ю.Н. [5]:

$$\dot{q} = \varphi(\sigma, e, q), \quad (5)$$

где q – единый параметр состояния при эталонном деформировании;

e – относительная деформация;

φ – функция, определяющая кинетику изменения q .

В качестве q могут использоваться различные параметры, характеризующие физические, механические и др. свойства материалов.

В этой же работе для случаев ползучести, усталости и пластичности предложено использование двух параметров состояния:

– параметр упрочнения q , вызывающий убывание скорости ползучести на I этапе нагружения;

– параметр поврежденности D .

В этом случае, уравнения, описывающие поведения материала, имеют вид:

$$\dot{e} = f(\sigma, D), \quad (6)$$

$$\dot{D} = \varphi(\sigma, e, D), \quad (7)$$

Здесь D понимается как параметр, монотонно растущий с увеличением плотности микротрещин, имеющий в начале опыта значение 0, а в момент разрушения 1.

В настоящей работе предлагается использовать модуль Юнга E в качестве q при одноосном квазистатическом растяжении. К преимуществам такого подхода относятся:

- потенциальная чувствительность значения E к изменению структуры материала (изменению D);
- физико-механическая интерпретируемость E .

Кроме того, возможно определение E различными независимыми методами: по диаграммам деформирования при растяжении, методом динамического индентирования, методом акустического резонанса.

Цель работы – оценить взаимосвязь модуля Юнга и пластической деформации алюминиево-магниевого сплава при одноосном растяжении до разрыва.

Целевые задачи:

- 1) экспериментальное исследование зависимости модуля Юнга E от пластической деформации ε ;
- 2) разработка модели исследуемой зависимости;
- 3) сопоставление результатов экспериментальных исследований и результатов, предсказанных разработанной моделью.

Этапы исследования:

- 1) изготовление образца;
- 2) пластическое деформирование образца;
- 3) проведение измерений;
- 4) обработка результатов измерений.

Для исследований был выбран пропорциональный плоский образец первого типа по ГОСТ 1497-84 из проката алюминий-магниевого сплава (АМгб). Форма образца (рисунок 1) позволяет проводить многократные измерения методом динамического индентирования при каждом уровне пластической деформации. Одна из сторон рабочей части была отполирована для уменьшения влияния шероховатости поверхности на результаты измерений модуля Юнга. На этой же стороне была нанесена поперечная координатная сетка с шагом 2 мм для отслеживания поля пластической деформации и выбрано 11 контрольных сечений с первоначальным шагом 10 мм.

Образец последовательно нагружался одноосным растягивающим усилием до значений пластической деформации, указанной в таблице 2. Для нагружения использовалась универсальная испытательная машина (УИМ) LFM-150 kN.



Рис. 1 – Внешний вид образца после испытаний (с продольным разрезом)

При достижении пластической деформации, указанной в таблице 2, нагружение прекращалось и проводились измерения и расчеты следующих характеристик:

- модуля Юнга и твердости – методом динамического индентирования (МДИ);
- условной электропроводности – вихретоковым методом (ВМ).

Технические характеристики используемого оборудования приведены в таблице 1.

Технические характеристики используемого оборудования

Универсальная испытательная машина LFM-150 kN	
Диапазон нагрузок, кН	-150...+150
Пределы допускаемой относительной погрешности задания усилия, %	±0,5
Программно-аппаратный комплекс СПАК	
Время одного измерения, с	10
Скорость подлёта индентора, м/с	от 1,900 до 1,970
Диаметр сферического наконечника, мм	0,8
Вихретоковый дефектоскоп «Константа ВД1»	
Диапазон частот тока возбуждения преобразователей	5 Гц ÷ 30 МГц
Трёхкоординатный стол (ТС) BZT-PF1000	
Обрабатываемое поле, мм	670x890x110
Точность позиционирования, мм	0,0025

Диаграммы изменения твердости и условной электропроводности приведены на рисунках 2-3. Ломаные линии не являются аппроксимирующими и приведены для наглядности. Красная прямая на рисунке 2 соответствует значению твердости материала в исходном состоянии.

Диаграмма изменения среднего по длине рабочей части значения модуля Юнга приведена на рисунке 3. Из диаграммы видно, что изменение модуля Юнга носит периодический характер.

Значения условной электропроводности незначительно увеличиваются при увеличении пластической деформации от 0 % до 5,7 %. Кроме того, наблюдается значительное (до 7 раз) увеличение условной электропроводности в области разрушения образца.

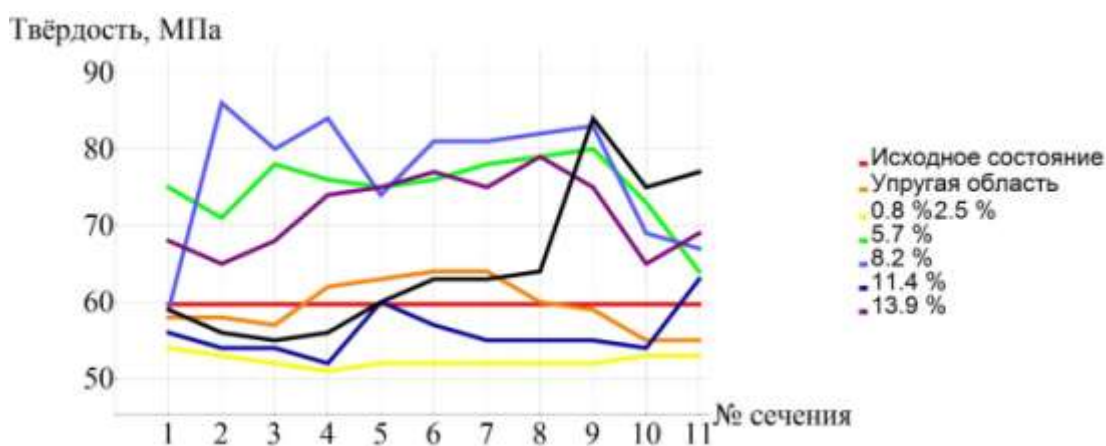


Рис. 2 – Диаграмма изменения твердости в контрольных сечениях в зависимости от степени пластической деформации

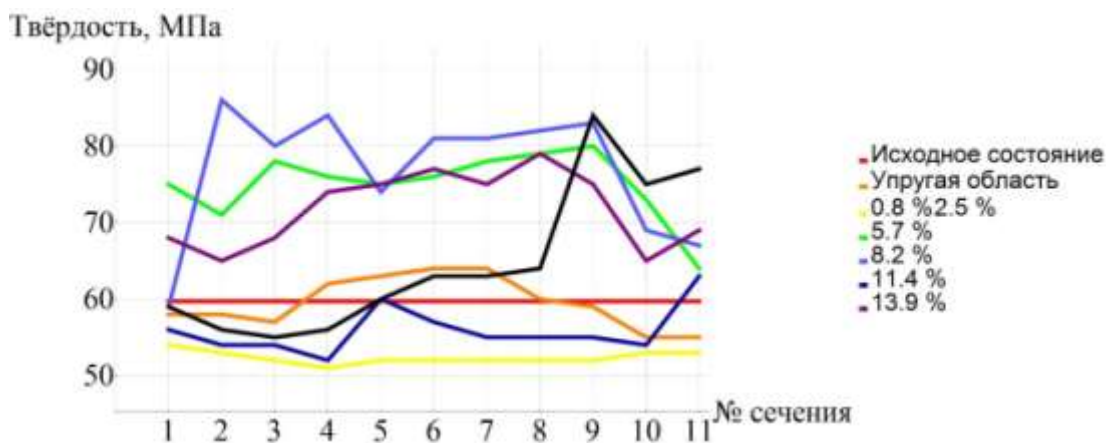


Рис. 3 – Диаграмма изменения условной электропроводности в контрольных сечениях в зависимости от степени пластической деформации

Для аппроксимации полученных значений модуля Юнга была выбрана модель периодических колебаний, описываемая уравнением (8) [7]:

$$E = A \cdot \sin(\varepsilon_p + B) + C, \quad (8)$$

где A, B, C – параметры модели.

В выбранных моделях параметрам возможно придать следующий смысл:

– A – амплитуда изменения модуля Юнга;

– C – среднее значение модуля Юнга, около которого происходят его колебания.

Параметр B является сдвигом по фазе рассматриваемого колебательного процесса.

В качестве параметра A может быть использована абсолютная величина модуля Юнга материала в исходном состоянии.

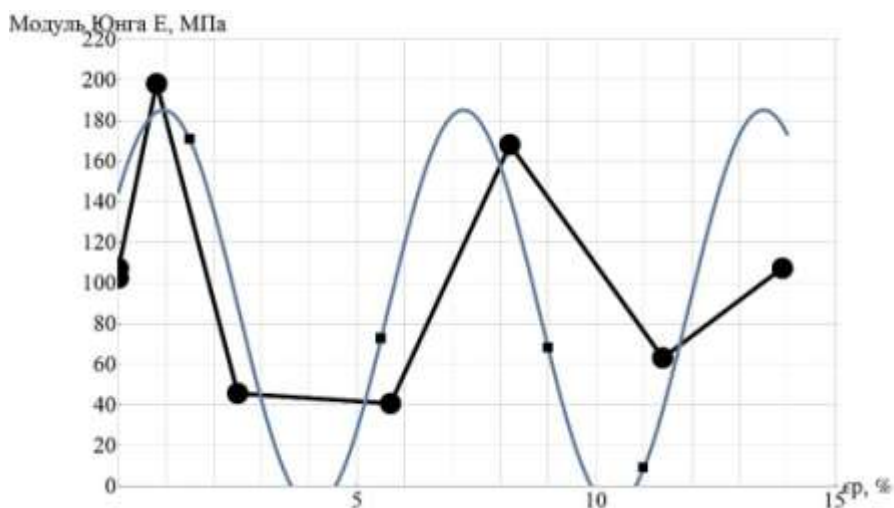
Величины A, B, C характеризуют свойства материала.

Параметры модели определялись численно нелинейным методом наименьших квадратов по результатам измерений в сечении № 2.

В результате были получены следующие значения параметров:

$$E = -97,76 \cdot \sin(\varepsilon_p - 33,93) + 87,46, \quad (9)$$

График полученной модели приведен на рисунке 4.



Точками обозначены измеренные значения.

Квадратами обозначены расчетные значения в промежуточных точках.

Рис. 4 – Результаты измерений модуля Юнга и график периодической аппроксимирующей функции

Сравнение результатов измерений и расчетов приведены в таблице 2.

Таблица 2

Сравнение результатов измерений и расчетов модуля Юнга

№	Степень пластической деформации ε_p , %	$E_{\text{эксп.}}$, ГПа	$E_{\text{расч.}}$, ГПа	$\frac{E_{\text{эксп.}} - E_{\text{расч.}}}{E_{\text{эксп.}}}$
1	0	107,34	144,88	-0,35
2	0,8	217,79	184,22	0,15
3	1,5	138	170,44	-0,24
4	2,5	44,51	88,80	-1,0
5	5,5	40	72,33	-0,81
6	5,7	21,29	91,82	-3,31
7	8,2	178,03	142,41	0,20
8	9	140	67,74	0,52
9	11	80	8,59	0,89
10	11,4	88,40	37,31	0,58
11	13,9	173,77	177,86	-0,02

Примечание – точки № 4, 5, 6, 9 в анализе не учитываются.

По диаграммам деформирования на каждой ступени нагружения была построена общая диаграмма деформирования образца до разрушения (рисунок 5).

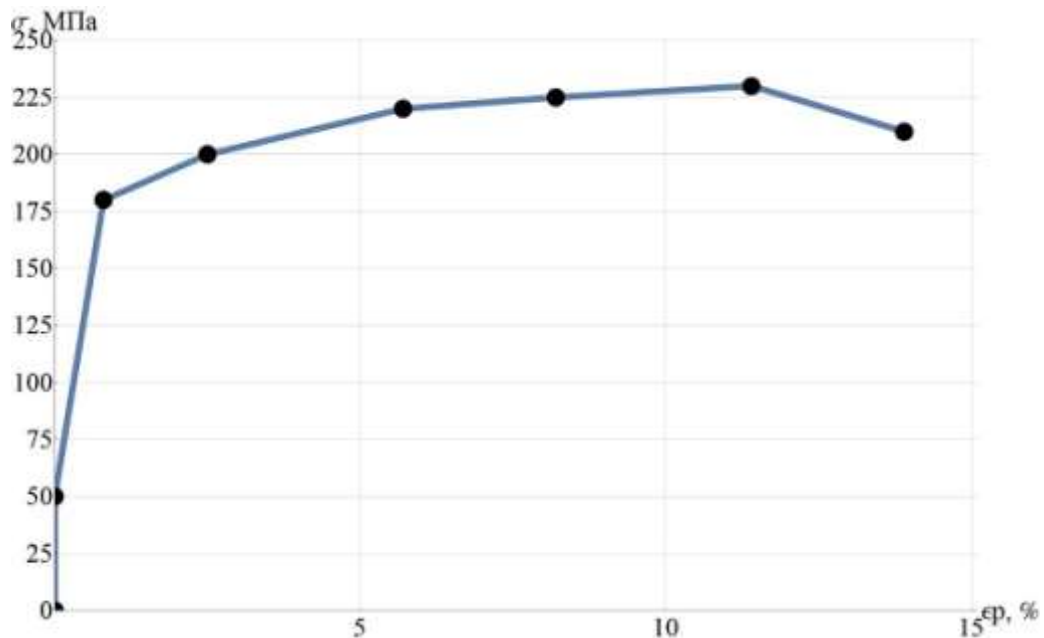


Рис. 5 – Восстановленная диаграмма деформирования при растяжении в координатах $\sigma - \epsilon_p$

Выводы:

1. Выполнены работы по определению модуля Юнга методом динамического индентирования при пластическом деформировании алюминиево-магниевого сплава.

2. Результаты постановочных экспериментов показали изменение модуля Юнга в зависимости от пластической деформации по периодическому закону с ошибкой от 2 % до 58 %.

3. Отклонение расчетных и экспериментальных значений повышается с увеличением пластической деформации.

4. Результаты постановочных опытов являются основанием для продолжения работ по данной теме.

5. Для подтверждения результатов постановочных опытов необходимо проведение экспериментов на различных материалах и при различных температурах.

6. Для определения эффективности применения в качестве параметра состояния модуля Юнга необходимо выполнить сравнительные расчеты по оценке остаточной долговечности существующими методами и предлагаемым.

Литература

1. Работнов Ю.Н. Ползучесть элементов конструкций. – М.: Издательство «Наука», 1966. – 752 с.
2. Терентьев В.Ф. Усталость металлических материалов. – М.: Издательство «Наука», 2003. – 254 с.
3. Серенсен С.В. Исследования малоциклового прочностного поведения при высоких температурах. – М.: Издательство «Наука», 1975. – 128 с.
4. Lemaître J., Plumtree A. Application of damage concepts to predict creep-fatigue failures. – Journal of Engineering Materials and Technology, 1979. – 284-292с.
5. Работнов Ю.Н. Введение в механику разрушения / Предисл. В.Д. Ключникова. Изд. 2-е. – М.: Книжный дом «ЛИБРОКОМ», 2009. – 80 с.
6. Качанов Л.М. Основы механики разрушения. М.: Издательство «Наука», 1974. – 312 с.
7. Пановко Я.Г. Механика деформируемого твердого тела. Современные концепции, ошибки и парадоксы. – М.: ЛЕНАНД, 2017. – 288 с.

УДК 621.452.3

Применяемые и перспективные уплотнительные материалы в изделиях АО «ОДК-Климов»

Живушкин А.А.¹; Полянский С.Б.¹; Тихомирова Е.А.¹; Шарова Н.А.¹;
Евстафьев А.Г.¹; Монастырева Л.А.¹; Федорова И.Е.¹; Фарафонов Д.П.²;
Афанасьев-Ходыкин А.Н.²

¹ АО «ОДК-Климов»

² Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский
институт авиационных материалов», Государственный научный центр
Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»)

Аннотация:

*Приведен обзор уплотнительных материалов, применяемых в изделиях
АО «ОДК-Климов», а также результаты опробования перспективных
материалов.*

*Применяемые по настоящее время уплотнительные материалы в
изделиях АО «ОДК-Климов» полностью отвечают техническим
требованиям современного авиадвигателестроения, но с учетом последних
тенденций, направленных на повышение газодинамических параметров
(температуры, давления), окружных скоростей, а также, требований по
увеличению к.п.д. и ресурса для вновь проектируемых двигателей [1,2],
необходимо вновь пересмотреть подход к использованию данных
материалов и дать оценку их применимости на перспективу.*

Ключевые слова:

*газотурбинный двигатель, уплотнительные материалы, радиальный
зазор.*

Следует учитывать, что повышение температуры перед турбиной двигателя, как правило, приводит к повышению температуры и в остальных его частях, что обуславливает возникновение дополнительных требований к применению уплотнительных материалов.

В частности, для повышения ресурса надроторных уплотнений постоянно ведутся поисковые исследования в части новых истираемых уплотнительных элементов. Так, например, выполненная на АО «ОДК-Климов» за последнее время работа в этом направлении была направлена на опробование разработанного ФГУП «ВИАМ» материала для истираемых уплотнительных элементов для применения в турбинной части вертолетного двигателя.

Новый разработанный истираемый уплотнительный материал изготавливался из металлических волокон диаметром 15...50 мкм, длиной 3-5 мм, получаемых методом экстракции висящей капли расплава вращающимся диском (ЭВКР) из жаростойких сплавов на основе систем Ni-Cr-Al, Ni-Cr-Al-Y или Fe-(Ni)-Cr-Al-Y. Для соединения истираемого уплотнительного материала с металлической подложкой из сплава ЭП648 применялась технология вакуумной пайки с использованием припоев системы Fe-Cr-Al-Si-C, изготовленных в виде липкой ленты на органическом связующем [3,4].

В процессе работы двигателя происходит врезание гребешков рабочих лопаток в рабочую поверхность уплотнительного материала. Изменение линейных размеров лопаток происходит за счет упругой деформации лопаток при воздействии на них температуры. Величина упругой деформации регламентируется коэффициентом линейного расширения материала лопаток. Для обеспечения работоспособности в конструкции уплотнительный материал должен обладать следующими свойствами:

- не выкрашиваться по объему при контактном воздействии;
- податливо деформироваться в интервале рабочих температур;

- не вызывать эрозионного износа, изменений форм и размеров лопаток.

На технологическом двигателе ВК-2500 была проведена сборка узлов со статорными деталями 1-ой, 2-ой, 3-ей и 4-ой ступеней турбины с истираемыми уплотнительными элементами из нового материала (рис.1) и проведено испытание по программе периодических эквивалентно-циклических испытаний (ЭЦИ) за гарантийный ресурс 1500 часов.

При дефектации обойм после испытаний отмечены врезания гребешков рабочих лопаток в уплотнительный материал глубиной до 0,5 мм. Выкрашивания частиц уплотнительного материала и налипания продуктов контактного взаимодействия на рабочие лопатки не зафиксировано. Износ гребешков рабочих лопаток отсутствует в отличие от лопаток, работавших в паре с серийными сотовыми уплотнениями, гребешки которых имеют следы износа при визуальном осмотре. Таким образом, практически, была подтверждена возможность использования на перспективу нового уплотнительного истираемого материала, в том числе с учетом заброса температур.

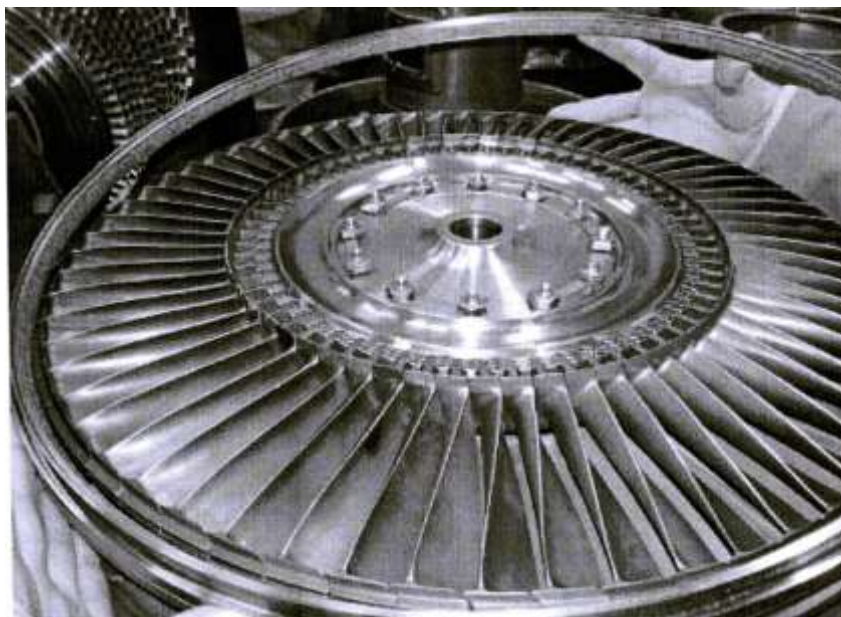


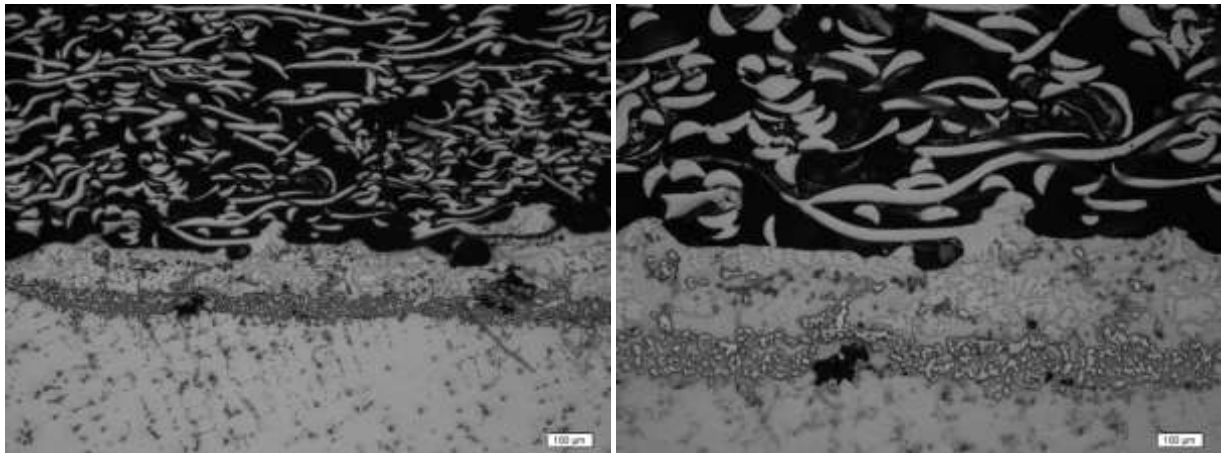
Рис.1 - Установка обойм с новым уплотнительным материалом по месту на технологическом двигателе

В результате выполненных исследований обоймы с паяным композиционным припоем уплотнительным материалом на основе волокон из сплава системы Fe-Cr-Al-Y установлено, что технология пайки, разработанная ФГУП «ВИАМ», на большинстве участков обеспечивает получение качественных паяных соединений пористого материала из металлических волокон с деталями из сплава ЭП648 с использованием припоя системы Fe-Cr-Al-Si-C. Тем не менее, не более чем на 15% поверхностей реза (при изготовлении металлографических шлифов) вдоль всей ширины паяного шва имеются участки паяного соединения с неудовлетворительным прилеганием припоя в виде локальных непропаев, а также неспаев по границе соединения «основной материал- припой», что соответствует требованиям разработчика материала к количеству непропаев для данного типа уплотнения.

Большинство исследованных мест имело достаточно равномерный паяный шов толщиной 120...170 мкм при средней величине проникновения припоя в уплотнительный материал на величину не более 300 мкм (рис.2). Отмечалось также наличие неблагоприятной структуры в зоне паяного шва, диффузионной зоне и в зоне термического влияния, о чем косвенно можно судить по наличию соединений вольфрама и хрома, наличию продольных микротрещин и неспаев, возникновению очагов коррозии. Последний из перечисленных факторов может негативно сказаться на состоянии детали «паянная обойма с уплотнительным материалом» при эксплуатации и хранении.

Следует отметить, что указанных недостатков не лишены и основные серийные сотовые уплотнения (рис.3). При систематическом неразрушающем контроле фиксируются состояния, когда сотоблоки припаяны к обойме на всех участках сектора обоймы, имеются галтели в местах соединения сотовых элементов и основания, но, в целом, припой на

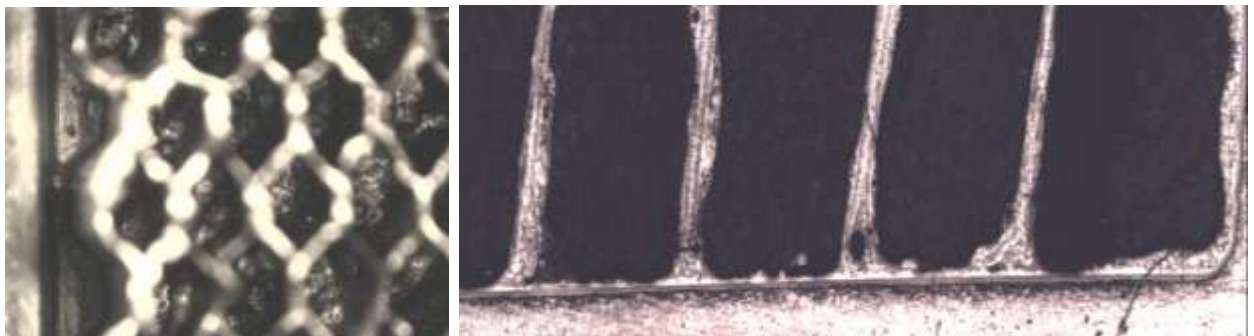
обойме не образует сплошной непрерывный слой, что не является дефектом пайки.



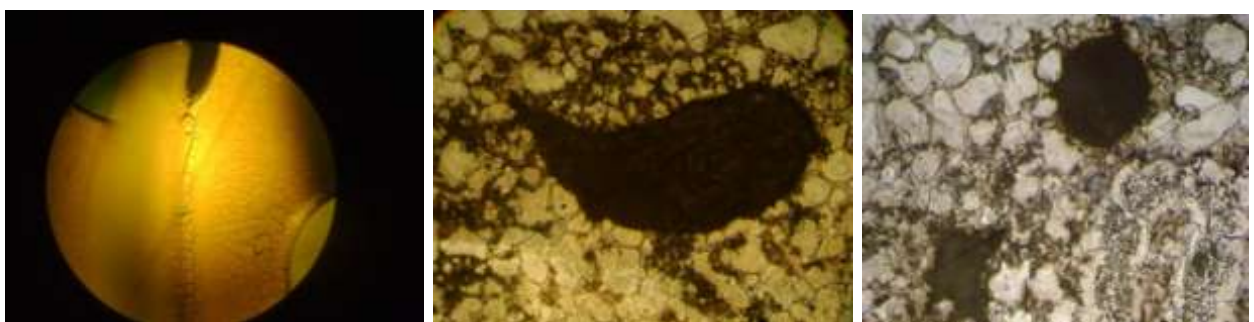
X50

X100

Рис.2 - Микроструктура паяного соединения пористоволокнистого уплотнительного материала, выполненная композиционным припоем толщиной 350 мкм при температуре пайки 1230°C.



(а)



(б)

(а) - визуально, вид сверху – слева; шлиф после травления, продольный разрез-справа; (б) – неблагоприятная структура в зоне термического влияния – слева; пористость, выявленная после электролитического травления места пайки – справа

Рис.3 - Элемент пайки сотового уплотнения

Если серийные сотовые уплотнения из сплава ЭИ435 эксплуатируются на двигателе ВК-2500 при максимальных температурах, соответственно, 700°С для деталей статора 3 и 4 ступени турбины и 900°С для деталей статора 1 и 2 ступени турбины, то новые перспективные истираемые волокнистые уплотнения способны воспринимать большую рабочую температуру. Предположительно, что это на 50°С выше указанной температуры и при условиях сохранения от износа контактирующих гребешков рабочих лопаток.

Рассмотрим другие уплотнительные материалы, которые наряду с истираемыми уплотнительными материалами применяются, или могут применяться, на вертолетных двигателях, с целью анализа их работоспособности при повышенных температурах.

Среди металлических уплотнительных материалов распространены:

- материал АЛК-500 (АЛК - алюминиевая литая композиция) на основе алюминия, с содержанием 35...45% гексагонального нитрида бора [5]. Температура эксплуатации материала до 550°С. Применяется в виде покрытия и уплотнительных колец, изготавливаемых по вакуумно-компрессионной технологии. Примеры контактных деталей: колеса центробежные изделия ТВ7-117СТ АО «ОДК-Климов» (026.18.0015) и изделия ВК-800 (045.18.0227) из сплава ВТ25У;

- материал АНБ на основе алюминия с содержанием 25% гексагонального нитрида бора. Температура эксплуатации до 450°С. Применяется в виде покрытия, наносимого плазменным способом из порошков для деталей компрессора проектируемого перспективного двигателя ВК-3500 -365.15.0510СБ и 365.22.1210СБ. Контактные детали – колеса центробежные из титановых (типа ВТ25, ВТ25У) сплавов;

- материал НПГ-75 (порошок графита, плакированный никелем) никель (~75%) и графит – остальное. Температура эксплуатации до 550 °С. Применяется в виде покрытия, наносимого плазменным способом из

порошков. Материал применяется для деталей компрессора проектируемого перспективного двигателя ВК-3500 365.21.3040СБ, 365.21.3030СБ. Контактные детали – колеса центробежные из титановых (типа ВТ25, ВТ25У) сплавов;

- материал 20Б на основе никеля и меди (17-22%) с добавлением графита (8–10%), нитрида бора (18–20%) и окиси кремния (4–8%). Температура эксплуатации до 600 °С. Применяется в виде покрытия, наносимого плазменным и газопламенным способом (порошки, стержни). Список деталей с покрытием 20Б для изделий ТВ3-117 и ВК-2500: 78141294Р - Кольцо лабиринта I, 78141293Р - Кольцо лабиринта II, 78229050РП - Крышка лабиринта, 78240405 РП- Корпус лабиринта, 78240591РП- Корпус лабиринта V опоры, 78469022 РП- Корпус лабиринта IV опоры;

- материал ЭИ435 на основе никельхромового сплава. Температура эксплуатации до 1000°С. Применяется в виде покрытия, наносимого плазменным и газопламенным способом (порошки, проволока - проволока ЭИ435 Ø 1,0 мм или порошок ПХ20Н80 для плазменного напыления и проволока ЭИ435 Ø 3 мм для газопламенного напыления). Список деталей с покрытием ЭИ435 для изделий ТВ3-117 и ВК-2500: 078.013.9140-01РП - Барабан, 07814.7560Р, 07814.7560-01РП, 07814.7560-01Р, 07814.7560-02РП, 07814.7560-01РН, 07814.7560-02РН, 07814.7560-03РН - Кольцо РК № 6-7, 07814.7570Р, 07814.7570-01РП, 07814.7570-01Р, 07814.7570-02РП, 07814.7570-01РН, 07814.7570-02РН, 07814.7570-03РН - Кольцо РК № 8-9; 07814.7580Р, 07814.7580-01РП, 07814.7580-01Р, 07814.7580-02РП, 07814.7580-01РН, 07814.7580-02РН, 07814.7580-03РН - Кольцо РК № 10-11, 07814.7590-03-01РП, 07814.7590-03-02РП, 07814.7590-03-03РП - Кольцо РК № 12;

Среди применяемых неметаллических уплотнительных материалов следует выделить:

- уплотнительные термостойкие материалы на основе кремнийорганических лаков КО-815 и КО-85 с добавлением алюминиевой пудры ПАП-II для герметизации резьбовых соединений и сопрягаемых плоскостей, работающих в среде воздуха и паров синтетических масел до 400°C;

- прирабатываемое покрытие УПК-153 для длительной работы при температурах от -60°C до +115°C на основе эпоксидной смолы К-153, полиэтиленполиамина и талька. Детали двигателей ВК-2500 и ТВЗ-117, подлежащие покрытию УПК-153: 78146530-01 РП - Обойма внутренняя НА №2, 78147680-01 РП - Обойма внутренняя НА №1;

- антифрикционное покрытие ВАП-2, обладающее высокими противозадирными свойствами и наносится на детали, работающие на трение или взаимно перемещающиеся в среде керосина, масла, на воздухе при комнатной и повышенной температурах (до 300°C);

Состав покрытия – порошок дисульфида молибдена на связующем эпоксидном лаке ЭП-074 (или готовая суспензия ВАП-2 ТУ1-595-5-399-2005). Детали ТВЗ-117 и ВК-2500, подлежащие покрытию ВАП-2: 25.01.07.005Р, 25.01.07.009 – Пята, 25.71.01.072Р – Грузик, 7813.9124-01Р - Лопатка РК № 1, 7813.9125Р - Лопатка РК № 2, 7813.9126Р - Лопатка РК № 3, 7813.9127Р- Лопатка РК № 4; 7813.9128Р - Лопатка РК № 5, 7813.9129Р- Лопатка РК № 6, 7813.9131Р- Лопатка РК № 7, 7813.9132Р - Лопатка РК № 8, 7813.9133Р- Лопатка РК № 9, 7813.9134Р - Лопатка РК № 10, 7813.9136Р - Лопатка РК № 11, 7814.1379-02Р - Лопатка НА № 1, 7814.1282-02Р - Лопатка НА № 2, 7884.2890РСБ - Сектор подвижный в сборе;

- материал 18ВК-2Г на основе термостойкого клея и графита. Температура эксплуатации до 300°C. Применяется в виде покрытия, наносимого отдельными слоями толщиной до 0,5 мм для деталей компрессора проектируемого перспективного двигателя ВК-3500

365.21.3040СБ, 365.21.3030СБ, как правило, взамен материала НПГ-75, если требуется повышенная эрозионная стойкость. Контактные детали – колеса центробежные из титановых (типа ВТ25, ВТ25У) сплавов;

- графит промышленный марок АГ-1500 и Нигран-В для изготовления антифрикционных притираемых графитовых колец, которые применяются при температурах эксплуатации до 300°C. Кольца присоединяются к металлической основе с помощью специального цемента на основе карбида бора, кварца молотого пылевидного и карбида кремния или клея ВС-10Т с наполнителем. Пример применения – 0780620079- Кольцо из материала Графит АГ-1500 и 7829.9055 - Кольцо уплотнительное из материала Графит нигран В для изделий ТВЗ-117, ВК-2500;

- стеклоткань ЭЗ-100 для облицовки корпуса двигателя с температурой эксплуатации до 200°C;

- органические уплотнительные материалы для изготовления всевозможных деталей колец, прокладок, заглушек, местных локальных изоляций и прочее, которые применяются при температурах эксплуатации до 150°C, а именно: паронит марок 9-38-56 и ПА, смесь резиновая марок 51-2066 и ИРП-1285, фторопласт Ф4;

- полиэтилен марки ПА-6 для изготовления деталей прокладок и заглушек, которые применяются при температурах эксплуатации до 60°C.

В приведенных выше данных, как для металлических, так и для неметаллических материалов, отмечены предельные значения максимальной возможной температуры эксплуатации. Причем эти значения температур для уплотнительных материалов для различных деталей, расположенных по контуру двигателей, находятся в широком интервале от 60°C до 1000°C. При изменении действующего «спектра» температур по контуру, а также при превышении вышеуказанных значений температур, могут возникнуть проблемы, связанные с эксплуатационной стойкостью как отдельных деталей и узлов, так и двигателя в целом.

Из сказанного следует, что решение технических вопросов, связанных с повышением температур эксплуатации нового перспективного двигателя и с применением новых высокотемпературных истираемых уплотнительных материалов, потребует применения комплексного подхода ко всему ряду используемых уплотнительных материалов.

Литература

1. Н.А. Шарова, А.А.Живушкин, Е.А.Тихомирова. Оценка состояния развития и применяемости современных материалов для деталей турбины перспективного авиационного двигателя. - Научно- технические ведомости СПбГПУ. Наука и образование, 2-2/2010, с.37-102.

2. Н.А. Шарова, Е.А.Тихомирова, А.Л.Барабаш, А.А. Живушкин, В.Э.Брауэр. К вопросу о выборе новых жаропрочных никелевых сплавов для перспективных авиационных ГТД – Вестник СГАУ, №3(19)2009, с.249-255.

3. Д.П. Фарафонов, В.П. Мигунов, М.Л. Деговец, Р.Ш. Алешина. Перспективы развития и применения истираемых уплотнительных материалов из металлических волокон в проточном тракте турбины авиационных двигателей // Авиационные материалы и технологии. 2015, № 3 (36). С. 51-59.

4. А.Н. Афанасьев-Ходыкин, В.С. Рыльников, Д.П. Фарафонов. Технология пайки пористо-волокнистого материала из сплава типа «фехраль» для уплотнения проточной части ГТД // в сборнике: Сборник докладов конференции «Современные технологии высокотемпературной пайки» ФГУП «ВИАМ», 2013, С. 11.

5. А.А.Живушкин, Е.А.Козлова, И.А.Чубуков, А.Ю. Марова. Особенности применения композиционного материала «алюминий-нитрид бора» в авиационных двигателях. – Вестник СГАУ, №3(19)2009, с.235-240.

УДК 62-251:658.515

Обеспечение газодинамических испытаний компрессоров с лабиринтными уплотнениями

Белобородов С.М.^{1,2}, д.т.н.; Модорский В.Я.¹, д.т.н.; Петров В.Ю.¹, д.т.н.;
Цельмер М.Л.^{1,2}.

*beloborodoff2011@yandex.ru; modorsky@mail.ru; president@pstu.ru;
tselmerm@gmail.com*

¹ФГБОУ ВПО ПНИПУ

²ПАО НПО «Искра»

***Аннотация.** В статье рассматривается комплекс мер, обеспечивающий проведение корректных экспериментальных исследований с высокой стабильностью зазора в лабиринтном уплотнении.*

***Ключевые слова:** Центробежный компрессор, ротор, вал, рабочее колесо, лабиринтное уплотнение.*

Если рассматривать центробежный компрессор (ЦК) как систему, то следует выделить такие его подсистемы: рабочее колесо, думмис, лабиринтные уплотнения (ЛУ). Их газодинамическое взаимодействие представляет собой большой интерес, как в теоретическом, так и в экспериментальном аспекте.

Волновые процессы, протекающие в лабиринтных уплотнениях при вибрациях ротора, имеют не только большое влияние на работу всей системы, но и часто определяют ее работоспособность. Решение такой нестационарной аэроупругой трехмерной задачи о течении газа в деформируемом ЛУ сопряжено с циклом экспериментальных исследований. Расчетная модель лабиринтного уплотнения, представляет собой совокупность газодинамического зазора ЛУ и стального кольца ЛУ в 3D постановке. При этом отслеживают, изменение газодинамической силы во времени, рассчитываемой через поле давлений, действующее непосредственно на ротор.

Необходимость экспериментального подтверждения полученных амплитудно-частотных характеристик газодинамических и вибрационных параметров ЛУ ЦК, зависимостей газодинамической силы и работы газодинамических сил в зоне ЛУ при различных диаметрах ротора определяет требования к экспериментальной установке.

Наиболее эффективными являются экспериментальные установки, созданные на основе действующих компрессоров, поскольку они снижают погрешности определения параметров. Такие установки позволяют быстро оптимизировать конструкцию и используемые технологические процессы наладки компрессоров, их быстрый ввод в эксплуатацию. При этом экспериментальные установки должны обеспечивать исследования с разными параметрами вибрации, моделирование типичных ситуаций, возникающих на компрессорных станциях при пуско-наладочных работах.

Наиболее важными являются экспериментальные подтверждения описанных процессов в зазоре ЛУ вала ротора, РК и думмиса.

Многолетний опыт пуско-наладочных работ экспериментальных компрессорных установок (КУ) при монтаже компрессоров с магнитным подвесом (МП) роторов отличается длительностью настроечных работ с балансировкой роторов в собственных опорах и требует коренного решения этой проблемы.

Применение энергоэффективных активных магнитных подшипников (АМП) в КУ само по себе явление глубоко прогрессивное: отсутствие механического контакта, малая величина воздушного трения, высокое быстродействие позволяют создавать современные установки, не требующие многосложных систем обеспечения работы [1]. Исключение из КУ системы смазки компрессора с заменой рабочего тела создает дополнительный экономический эффект.

Электромеханическая часть подвеса состоит из магнитных подшипников с электронной системой управления, а механическая представляет собой упругую конструкцию ротора, собранную на основе гибкого вала. Именно на стыке МП и ротора начинаются проблемы динамической устойчивости.

В частности, магниты, используемые в экспериментальной установке, имеют превышение внешнего диаметра над диаметрами посадочных поверхностей роторов СГУ, рабочих колес и думмиса (в обозримом будущем положение дел меняться не будет). Такая особенность предусматривает съём и установку роторов МП при совместной балансировке вала, если она предусмотрена. После балансировки ротора в сборе при сборке КУ роторы МП всегда демонтируют для установки СГУ, а затем устанавливают заново.

Кроме увеличения объема работ, имеется еще одно препятствие в достижении динамической устойчивости: значительное расхождение оси

масс и оси вращения. Это обусловлено конструктивной особенностью МП: обработка поверхностей ротора МП и контрольного пояска (ротора датчика) проводится после деформирующей установки на посадочные поверхности [3]. Деформация не регламентирована усилием посадки (регламентирована величиной смещения), при посадке не используется гидравлическое расклинивание, снижающее величину деформации установленного МП на порядок. При этом конусность установки 1:50 создает значительное расхождение в положениях роторов МП вдоль вала в зависимости от величины погрешности изготовления. Другим значительным дефектом конструкции является затребованная длина конуса на валу: ничем не оправданная длина конуса, увеличивая стоимость обработки, ослабляет конструкцию вала и снижает его жесткость.

Последующие установки и снятие ротора МП приводят к посадке с разными параметрами эксцентриситетов (доказано экспериментально еще в 2008 году), что, в свою очередь, приводит к изменениям параметров монтажных дисбалансов, как по величине, так и направлению.

В тех случаях, когда предусмотрена конструкция МП с направлением контрольных поясков вовне, имеется возможность введения преодолению негативных результатов по результатам измерений и расчетов. Дефект обусловлен изменением эксцентриситета контрольных поясков по величине и направлению вследствие деформирующей установки [4].

При установке роторов МП поясками вовнутрь сборка происходит вслепую, контроль результатов установки невозможен, а наладка такой КУ может быть выполнена только балансировкой в собственных опорах по результатам измерения токов.

Обширный комплекс конструкторско-технологических дефектов вкупе с отсутствием инструментальной диагностики приводит к 2 – 3 летним наладкам валопроводов и обеспечивается балансировкой в собственных

опорах (ротор массой 1200, 2 рабочих колеса) или заменой МП других производителей (ротор массой 1600 кг, 5 рабочих колес).

Все эти дефекты приводят к существенным изменениям газодинамических параметров при испытаниях и погрешностям при проведении натурных экспериментов.

Вместе с тем, имеется положительный опыт сборки, балансировки и коррекции монтажных дисбалансов двух роторов массой 870 кг с одним рабочим колесом (еще два ротора использовались как контрольная группа). Инновационные технологические процессы, использованные экспериментально, обеспечили снижение вибрации в 2 – 2,5 раза и подтвердили обоснованную возможность обеспечения вибрации (размах виброперемещений) ротора на уровне 43 – 50 мкм.

Исправление хронически устоявшихся дефектов и внедрение положительного опыта в конструкцию МП и технологию их монтажа, позволило бы приблизиться к характеристикам магнитных подвесов иных производителей.

Исследования, проведенные в 2008 – 2017 годах, позволили сформировать комплекс мер, обеспечивающих динамическую устойчивость роторов на заданном уровне.

Вместе с этим, газодинамические испытания предъявляют достаточно жесткие требования к устойчивости геометрических величин подсистем: кольцеобразный газодинамический зазор ЛУ шириной 37 мм, высотой 500 мкм и диаметром 422 мм (Рис.1). При этом твердотельное кольцо ЛУ представляет собой сложную ступенчатую конструкцию.

Все это может быть обеспечено только на установке с динамически устойчивым ротором. При этом величина отклонения реального зазора от расчетного не должна превышать 10% (т.е. около 50 мкм.)

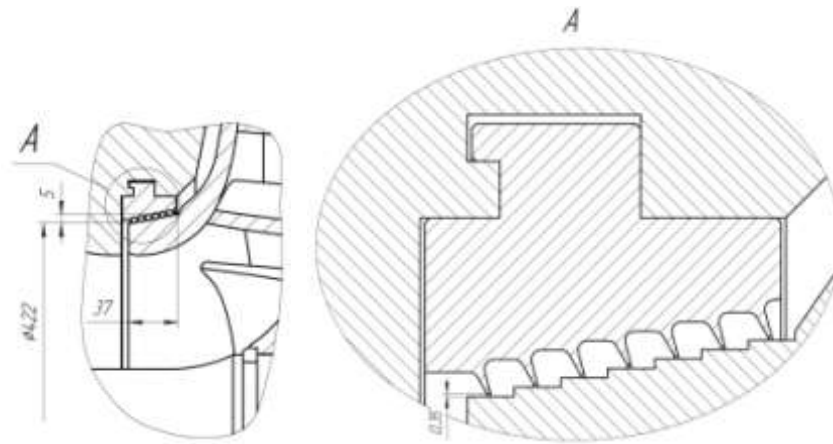


Рис. 1 - Кольцеобразный газодинамический зазор ЛУ

Ротор с МП можно считать вполне устойчивым, если размах виброперемещений контрольных поясков не превышает 75 мкм (амплитуда – вдвое меньше), при этом частотная (собственная) составляющая вибрации не должна превышать 25 мкм (т.е. одна треть). Это соотношение подтверждается, как расчетами и полученным ранее опытом, так и техническими условиями на комплект МП, в которых зафиксировано, что динамическая нагрузка с частотой вращения 5250 об/мин от дисбаланса 1800 г·мм должна быть не более 1500 Н [5]. При пересчете динамического воздействия дисбаланса в 1800 г·мм на частоте 5250 об/мин получается 546 Н или та же одна треть от 1500 Н.

Допустимый дисбаланс смонтированного ротора с учетом остаточного и монтажного дисбаланса, а также внешнего дисбалансирующего воздействия (и соответствующей динамической нагрузки) определяется, как суммарная величина:

$$I_{\text{доп}} = I_{\text{ост}} + I_{\text{монт}} + I_{\text{вдв}} \leq 1800 \text{ г} \cdot \text{мм} \quad (1)$$

Собственный дисбаланс ротора описывается зависимостью:

$$I_{\text{доп}} = I_{\text{ост}} + I_{\text{монт}} \leq 1000 \text{ г} \cdot \text{мм} \quad (2)$$

Комплекс включает многоплоскостную балансировку вала и ротора. Балансировка вала с коррекцией дисбалансов в местах их расположения позволяет обеспечить минимизацию их остаточных векторов.

При этом количество плоскостей коррекции для валов данного типа должно быть равно четырем или более, положение плоскостей коррекции может не совпадать с положением плоскостей локальных дисбалансов вала, но должно находиться в пределах участка размещения дисбаланса.

В данном случае вал разбивается на 4 участка одинаковых по массе, определяется центр масс вала и центры масс его половин. Для каждого участка вала выбирается плоскость коррекции - 2 плоскости под рабочими колесами, 2 плоскости под серединой ротора МП: А, Б, В, Г (Рис. 2).

Далее определяются и маркируются точки максимального радиального биения поверхностей на контрольном пояске вала и в плоскостях коррекции А, Б, В, Г. Начальный дисбаланс вала определяется попарно в плоскостях коррекции А и Г, Б и В.

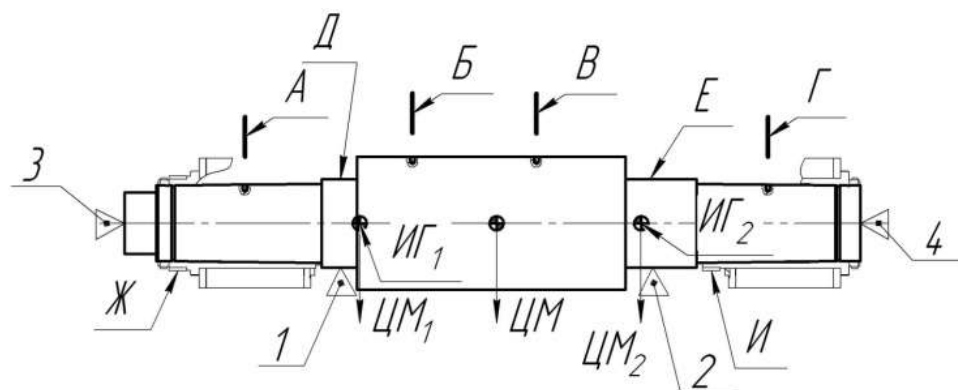


Рис. 2 - Вал

Уравновешивание вала по плоскостям коррекции выполняется установкой уравновешивающих грузиков диаметрально противоположно относительно мест максимального радиального биения соответствующей поверхности. Массу уравновешивающих грузиков определяют по математической зависимости:

$$m_y = \frac{\pi}{4D_y} \Delta D_i D_i^2 l_i \rho \quad (3)$$

где m_y – масса уравнивающего грузика, D_y – диаметр окружности установки центра массы грузика, ΔD_i – величина максимального радиального биения участка вала, D_i – диаметр цилиндрической поверхности участка вала, l_i – длина участка вала, ρ – плотность материала.

Собранный вал ротора со смонтированными на нем магнитными сердечниками (роторами МП) устанавливается на измерительный стенд поверхностями Д, Е. Измеряются величины максимальных биений поверхностей Ж, И (магнитных сердечников) относительно поверхностей Д, Е и определяются углы максимальных биений относительно контрольного пояса вала. После чего определяются координаты центров масс магнитных сердечников из зависимости:

$$x_i = e_i \cdot \cos \alpha_i;$$

$$y_i = e_i \cdot \sin \alpha_i;$$

$$e_i = \frac{\Delta D_i}{2} \quad (4)$$

где ΔD_i – максимальное радиальное биение поверхностей Ж, И (магнитных сердечников), α_i – угол максимального биения относительно контрольного пояса вала, e_i – эксцентриситеты центров масс магнитных сердечников.

На следующем этапе необходимо снять магнитные сердечники и выбрать в качестве плоскости имитации дисбалансов плоскости поперечного сечения, которые проходят через центры масс участков (ИГ₁ и ИГ₂).

После чего определяются координаты центров масс участков вала:

$$\begin{aligned} X_i &= \frac{z_i - z_1}{z_4 - z_1} \cdot x_4 - x_1 + x_1 - \frac{z_i - z_2}{z_3 - z_2} \cdot (x_3 - x_2) + x_2, \\ Y_i &= \frac{z_i - z_1}{z_4 - z_1} \cdot y_4 - y_1 + y_1 - \frac{z_i - z_2}{z_3 - z_2} \cdot (y_3 - y_2) + y_2. \end{aligned} \quad (5)$$

где $z_{a1} \dots z_{ai}$ – расстояние от торца вала до соответствующего сечения.

Имитационные грузики устанавливаются в плоскостях центров полумасс вала, а их массу необходимо определить из зависимости:

$$m_u = \frac{2M_i \sqrt{X_i^2 + Y_i^2}}{D_m} \quad (6)$$

А углы установки имитационных грузиков относительно отметки угла определяются из зависимости:

$$\varphi_i = 180^\circ + \operatorname{arctg} \frac{Y_i}{X_i} \quad (7)$$

После установки имитационных грузов проводится динамическая балансировка вала с разнесением дисбаланса по 4м плоскостям: по плоскостям Б и В, предварительно сняв уравнивающие грузики в этих плоскостях; по плоскостям А и Г предварительно сняв уравнивающие грузики в этих плоскостях. Балансировочные базы – Д, Е. После чего проводится проверка балансировки в плоскостях центров масс половин вала Ц.М.₁, Ц.М.₂, а имитационные грузики демонтируют.

Все результаты проведенных работ должны быть систематизированы и записаны в сопроводительную документацию.

Конструкция вала должна обеспечивать контроль постоянства его конфигурации в ходе сборки, эксплуатации и ремонта.

Заданными параметрами при коррекции локальных дисбалансов являются:

- эксцентриситеты масс участков вала относительно рабочей базовой оси вала;
- углы эксцентриситетов этих масс (измеряются относительно отметки угла).

Многоплоскостная балансировка ротора обеспечивает снижение его дисбаланса, обусловленного эксцентриситетом его установки, и повышает точности балансировки.

Проведение такого комплекса работ на валу позволяет обеспечивает устойчивый режим газодинамических испытаний с минимальными изменениями величины зазоров.

Технологический процесс балансировки ротора аналогичен технологическому процессу балансировки вала. Основной особенностью балансировки ротора является то, что он, в отличие от вала, балансируется в сборе с роторами МП.

Собранный ротор устанавливается на измерительный стенд поверхностями А, Б (рис. 3), измеряются величины максимальных биений поверхностей В, Г относительно поверхностей А, Б, определяются углы максимальных биений относительно отметки угла ротора – максимального биения контрольного пояса.

Координаты центров масс магнитных сердечников определяются в соответствии с выражением 4.

В качестве плоскости имитации дисбалансов выбираются плоскости поперечного сечения, которые проходят через центры масс участков. Координаты центров масс участков ротора определяются по формуле 5. А массы и углы установки имитационных грузов в соответствии с выражениями 6 и 7.

После монтажа имитационных грузиков собранный ротор устанавливается на балансировочный станок и выполняется динамическая балансировка ротора с разнесением дисбаланса по 6 плоскостям (3 пары плоскостей): по плоскостям Ж и И, по плоскостям Е и К, по плоскостям Д и Л. Балансировочные базы – В, Г. Плоскости коррекции должны быть расположены в местах приложения элементов с большой массой.

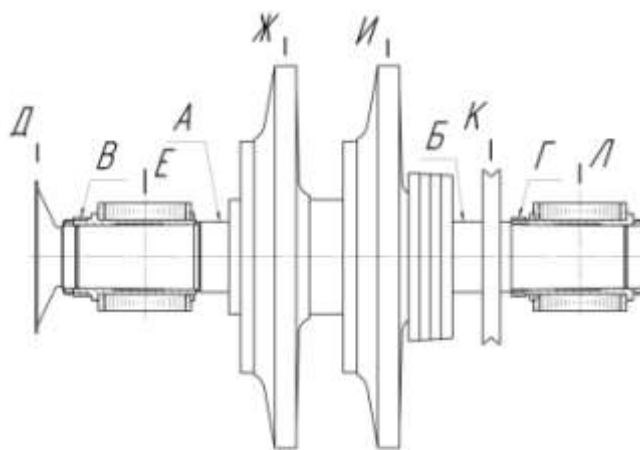


Рис. 3 – Установка ротора на стенде

Разработан альтернативный метод сборки ротора – расчетно-измерительный [новый патент], обеспечивающий снижение объема работ по сборке ротора (увеличение экономической эффективности, снижение затрат) при сохранении заданной точности изготовления роторов.

Расчетно-измерительный метод сборки ротора включает предварительную подготовку вала и насадных элементов (рабочих колес). Для чего вал 1 устанавливается на опоры измерительного стенда 4, на котором определяется место максимального радиального биения 3 контрольного пояса 2 вала, определяются и маркируются места максимального радиального биения 13, 14 посадочных поверхностей 11, 12 вала (рис. 4).

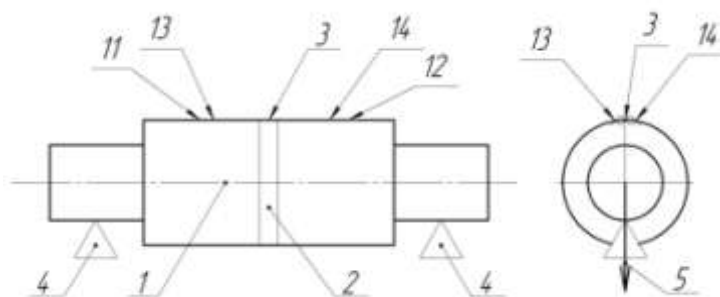


Рис. 4 – Установка вала на стенде

На следующем этапе балансируется вал 1, остаточные дисбалансы 5 направляются диаметрально противоположно относительно места максимального радиального биения 3 контрольного пояса вала.

Рабочие колеса 6 так же предварительно подготавливаются к сборке. Они устанавливаются на балансировочную оправку 7 с диаметрально противоположным направлением места максимального радиального биения 8 уплотнительной поверхности покрывного диска рабочего колеса относительно места максимального радиального биения 9 посадочной поверхности балансировочной оправки 7 (рис. 5). На ступице рабочего колеса 15 маркируют место максимального радиального биения посадочной поверхности балансировочной оправки 16.

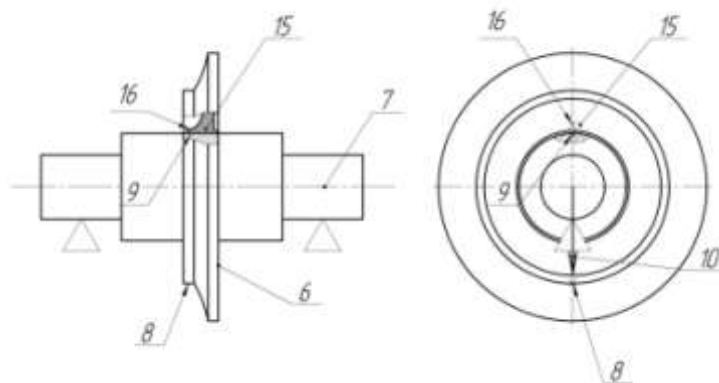


Рис. 5 – Установка колеса на балансировочной оправке

При сборке вала и рабочих колес в составе ротора вследствие разницы биений (следовательно - эксцентриситетов) посадочных поверхностей вала и балансировочной оправки образуется монтажный дисбаланс с направлением 17 в сторону места максимального радиального биения посадочной поверхности вала (рис. 6). Погрешность изготовления посадочных поверхностей балансировочных оправок ниже, чем погрешность изготовления посадочных поверхностей валов. Поэтому монтажный дисбаланс может быть определен как:

$$I_{\text{монт}} = M \frac{\Delta D_0 - \Delta D_{\text{опр}}}{2} \quad (8)$$

где $I_{\text{монт}}$ – величина монтажного дисбаланса, M – масса рабочего колеса, ΔD_0 – биение посадочной поверхности вала, $\Delta D_{\text{опр}}$ – биение посадочной поверхности оправки.

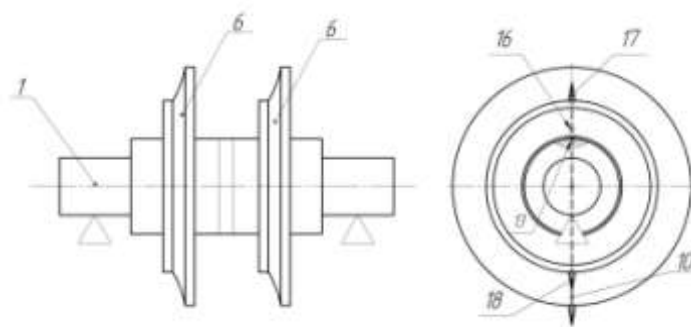


Рис. 6

Компенсация монтажного дисбаланса вполне может быть обеспечена диаметрально противоположным направлением компенсационного остаточного дисбаланса равного по величине монтажному дисбалансу (он будет взаимно уравновешен монтажным дисбалансом после установки колеса на вал):

$$I_{\text{комп}} = M \frac{\Delta D_0 - \Delta D_{\text{опр}}}{2} \quad (9)$$

Направление компенсационного монтажного дисбаланса 18 должно быть диаметрально противоположным направлению монтажного дисбаланса 17.

Вместе с тем, колесо должно обладать остаточным дисбалансом, направленным диаметрально противоположно относительно максимального радиального биения посадочной поверхности. При известных массе и удельном дисбалансе (последний определяется в зависимости от типа и частоты вращения ротора), его величину можно определить как:

$$I_{\text{ост}} = M \cdot e_{\text{уд}} \quad (10)$$

При этом в интересах устойчивого выпрямления вала при работе ротора величину остаточного дисбаланса целесообразно принять в пределах от половины до полной величины номинала:

$$I_{\text{ост}} = (0.5 \div 1)M \cdot e_{\text{уд}} \quad (11)$$

В зависимости от места нахождения колеса (вдоль оси вала) необходимо учитывать и массово-геометрический коэффициент k

$$I_{\text{ост}} = (0.5 \div 1)kM \cdot e_{\text{уд}} \quad (12)$$

Исходя из вышесказанного, величина заданного остаточного дисбаланса рабочего колеса определяется из зависимости:

$$I_{\text{зад}} = M \frac{\Delta D_0 - \Delta D_{\text{опр}}}{2} + (0.5 \div 1)k \cdot e_{\text{уд}} \quad (13)$$

где $I_{\text{зад}}$ – заданная величина остаточного дисбаланса рабочего колеса, M – масса рабочего колеса, ΔD_0 – биение посадочной поверхности вала, $\Delta D_{\text{опр}}$ – биение посадочной поверхности оправки, k – коэффициент массово-геометрический, $e_{\text{уд}}$ – удельный дисбаланс.

Рабочие колеса необходимо балансировать с направлением заданного остаточного дисбаланса 10 диаметрально противоположно относительно места максимального радиального биения 9 посадочной поверхности балансировочной оправки.

Сборка ротора проводится с совмещением промаркированных мест 13 и 16 предварительно подготовленных (сбалансированных) вала 1 и колес 6.

При существенных отклонениях результатов изготовления составляющих (вал, колеса) от требований конструкторской документации может проводиться поверочная балансировка с направлением остаточных дисбалансов диаметрально противоположно относительно места максимального радиального биения контрольного пояска 2.

Таким образом, корректность экспериментального газодинамического исследования ЛУ (совокупность газодинамического зазора и стального кольца ЛУ) обеспечивается комплексом мер:

1. Допустимая величина зазора ЛУ корректно может быть обеспечена только на установках с динамически устойчивым ротором.
2. Динамическая устойчивость ротора обеспечивается применением расчетно-измерительного метода сборки.
3. Метод обеспечивает снижение объема работ по сборке ротора с обеспечением ее заданной точности.

Литература

1. Руковицын И.Г. Особенности электромагнитных подшипников для газоперекачивающих агрегатов с упругими роторами [Текст] / автореферат дис. ... кандидата технических наук. – Москва: ВНИИЭМ, 2010. – 20с.
2. Вартанов М.В., Безручкин В.В., Дмитриева О.Г. Автоматизация процедур обеспечения и оценки эксплуатационной технологичности крупногабаритных изделий. Сборка в машиностроении, приборостроении. 2011. №10. С. 3-6.
3. Магнитная опора агрегата: пат. Рос. Федерация / Фирма ПП «ГХТ», научно-производственное предприятие «ВНИИЭМ» – № 2129228; заявл. 19.13.1997; опубл. 20.04.1991.
4. Ковалев А.Ю. Технологическое обеспечение уравновешенности высокоскоростных роторов с магнитными подшипниками на основе компенсационного метода сборки [Текст] / автореферат дис. ... кандидата технических наук. – Рыбинск: Изд-во РГАТУ, 2013. – 34с.
5. Белобородов С.М. Методология обеспечения динамической устойчивости валопроводов высокоскоростных газотурбинных агрегатов на основе адаптационной сборки роторов: дис. на соискание ученой степени д-ра техн. наук. – Пермь: Изд-во ПНИПУ, 2011. – 334с.

620.1

Опыт применения сотовых уплотнителей на изделиях ПАО «Кузнецов»

Учеватов С.А.¹, аспирант; Наздрачев С.В.¹; Пименов Е.В.¹, аспирант.

uchevatov95@gmail.com; kowbawood@rambler.ru; evgeniy.pimenov.1994@mail.ru

¹Публичное акционерное общество «Кузнецов» (ПАО «Кузнецов»), г. Самара

Аннотация:

В докладе представлены требования к уплотнителям трактовой части турбины. Рассматривается применение сотовых уплотнителей на изделиях ПАО «Кузнецов». Описываются проблемы, связанные с применением данного вида уплотнения. Предлагается использование нового уплотнительного элемента в трактовой части высокотемпературных турбин для вновь проектируемых изделий.

Ключевые слова:

сотовые уплотнители, электропрожиг, радиальный зазор, металлическойлок.

В конструкции двигателей, разработанных в конструкторском бюро Н.Д. Кузнецова, в проточной части турбины используются сотовые уплотнители (рисунок 1) для минимизации радиального зазора над рабочими лопатками.

К уплотнительным материалам предъявляется ряд требований:

1. Высокая жаропрочность материала уплотнителя;
2. Недопустимость растрескивания гребешков лопаток при врезании в уплотнитель;
3. Возможность обработки уплотнителя при окончательной сборке кольца под необходимый размер;
4. Возможность последующего ремонта с заменой уплотнительного материала;
5. Близость коэффициент термического расширения (КТР) уплотнительного материала и материала сегментных вставок, либо независимость их температурного расширения.

Конфигурация сотового уплотнения совершенствовалась по мере накопления опыта разработки, производства и эксплуатации целого ряда двигателей: НК-22, НК-86, НК-16СТ, НК-25, НК-36СТ, НК-37СТ и др.

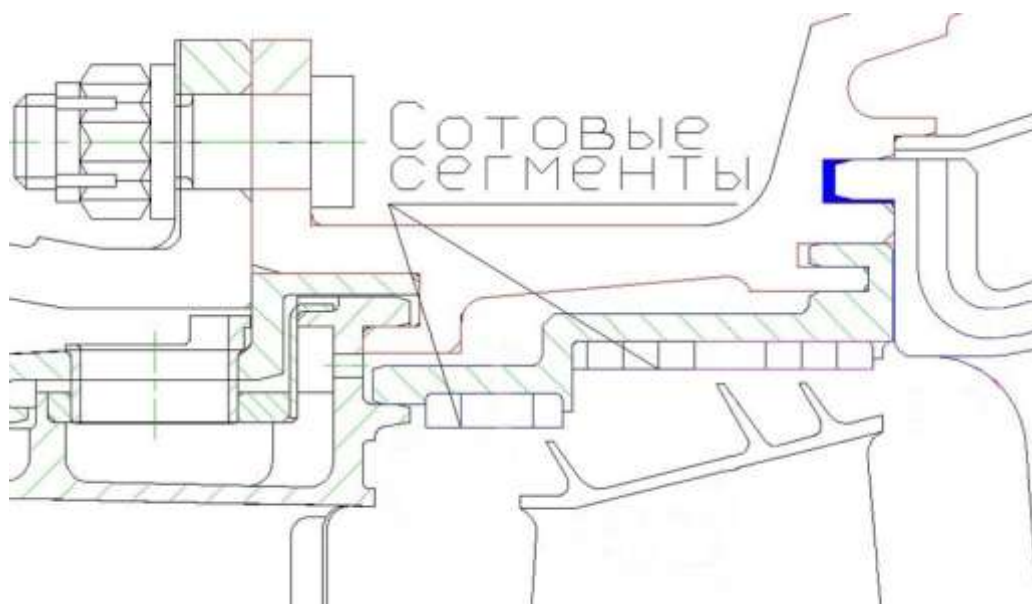


Рисунок 1 – Конструкция сотового уплотнителя

В 70-х годах, уплотнительные вставки изготавливались из металлокерамического материала на основе никеля. Этот материал обладает удовлетворительной коррозионной стойкостью в атмосферных условиях при нагреве до 1000 °С. Соты выполнялись электропрожигом, диаметром 3 мм (рисунок 2).

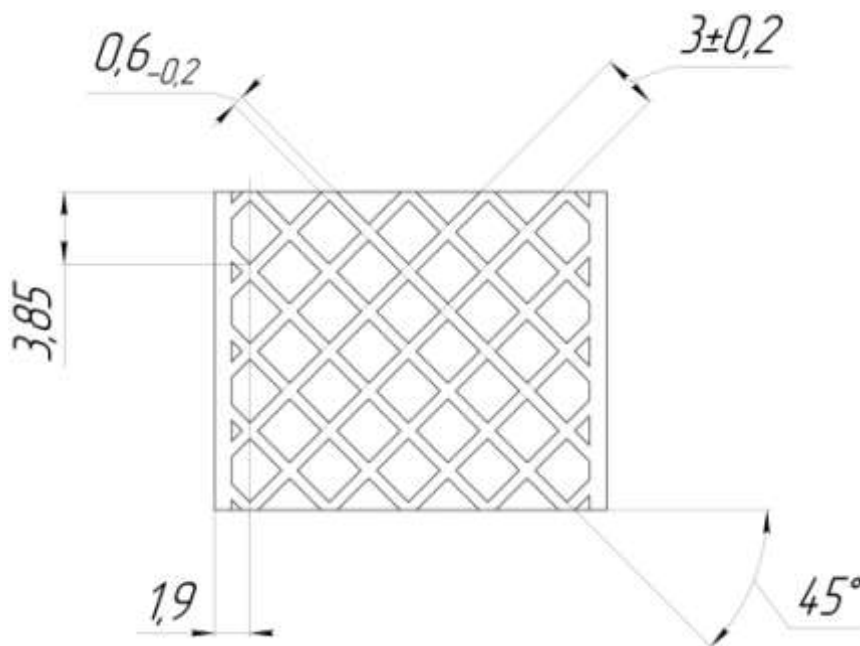


Рисунок 2 – Сотовые вставки

Но при высокой коррозионной стойкости, этот тип уплотнительного материала не имеет способности «сминаться». Это приводит к растрескиванию гребешков лопаток при врезании в уплотнительный элемент (рисунок 3). На тот момент, гребешки лопаток изготавливали прямыми и массивными, но даже при такой конструкции происходило их растрескивание. Конструкция прямых, массивных гребешков бандажной полки лопатки значительно увеличивает массу и способствует снижению коэффициента полезного действия турбины. После модернизации гребешков бандажной полки (рисунок 4), вероятность растрескивания гребешков возросла в разы, и применение сотовых вставок, полученных путем электропрожига, считалось не целесообразным.



Рисунок 3 – Растрескивание трещин на гребешках бандажной полки лопатки N-ступени

Появилась необходимость в применении новой конструкции уплотнительного элемента. Была разработана конструкция сот из гофрированных алюминиевых лент с диаметром ячеек 1,5 мм. Данный материал сотового уплотнителя имеет хорошую способность «сминаться» при врезании в него гребешков бандажной полки лопатки и обеспечивать минимальный радиальный зазор. Данный тип конструкции применяется до сих пор.

Несмотря на все преимущества использования сотовых уплотнителей в конструкции газотурбинных двигателей существуют три основные проблемы:

1. Образование трещин на гребешках бандажных полок лопаток 1-4 ступеней турбины;
2. Растрескивание гребешков лабиринтной проставки на первой ступени;
3. Эрозия сотовых уплотнителей в проточной части двигателя (рисунок 5,6).

По первым двум вопросам были приняты мероприятия для устранения дефектов:

1. Были увеличены ячейки сотовых сегментов для всех вышеперечисленных ступеней турбины (с 0,9x0,9 на 1,5x1,5), что позволило уменьшить жесткость сотовых элементов и тем самым исключить растрескивание по гребешкам лопаток (рисунок 3);

2. Изменена толщина ленты до 0,05 мм;

3. Выполнены канавки на сотовых уплотнениях для первой ступени.

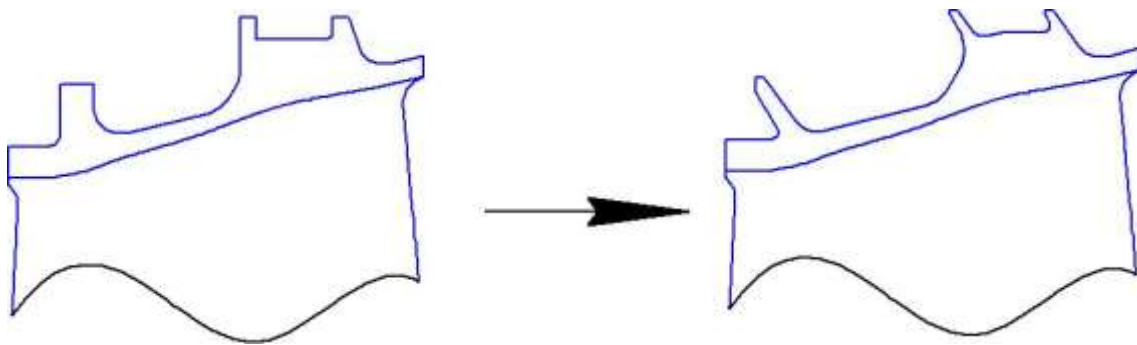


Рисунок 4 – Модернизация гребешков лопаток



Рисунок 5 – Эрозия сотовых уплотнителей



Рисунок 6 – Эрозия сотовых уплотнителей

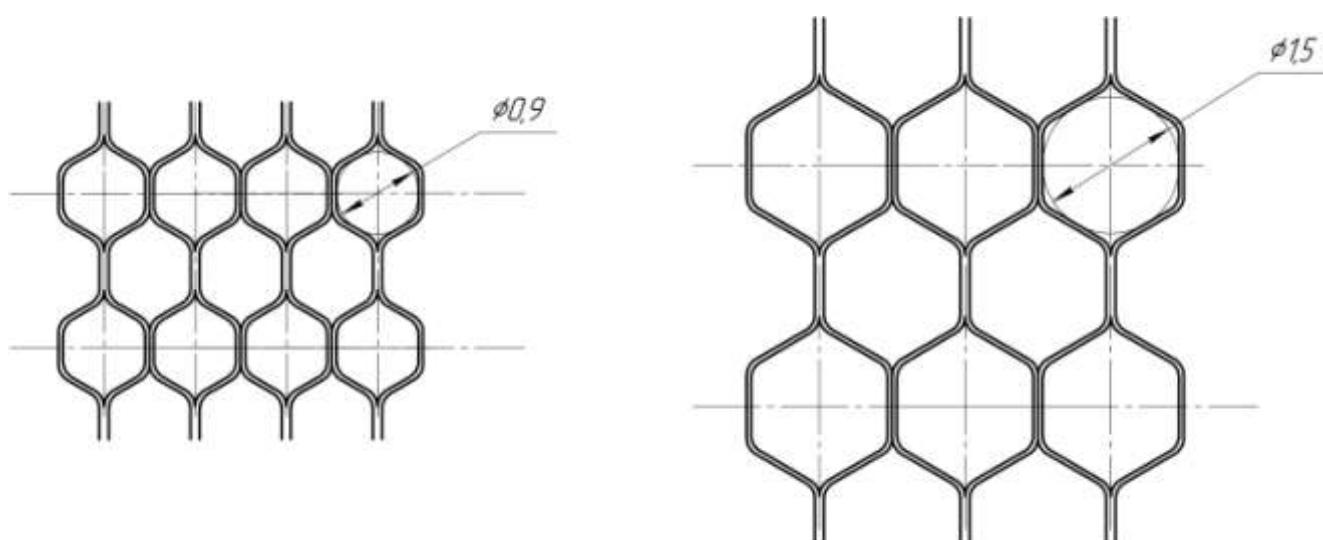


Рисунок 7 – Модернизация сотовых уплотнителей

Применение материала (ХН78Т) для сотовых уплотнителей ограничено температурой 950-980°C, что является недостаточным даже при использовании алитированного слоя. Возникает эрозия сотового уплотнителя, вследствие чего, происходит увеличение радиального зазора, что приводит к следующим негативным последствиям:

- ухудшение КПД турбины, что влечёт повышение температуры газа, увеличение расхода топлива и в следствии увеличивается износ изделия.

- ухудшение охлаждения бандажных полок и их выгорание, влечёт за собой те же факторы.

Использование сотовых уплотнений в проточной части турбин ГТД достигло предела своего развития. За многолетнюю модернизацию газотурбинных двигателей максимальная температура газа в проточной части турбины значительно возросла, вследствие чего, использовать сотовую конструкцию в качестве уплотнения для минимизации радиальных зазоров в проточной части турбины новых изделий не представляется рациональным. Применению традиционной конструкции сотового уплотнения препятствуют 2 основных фактора:

1. Недостаточная жаростойкость применяемых материалов для современной рабочей температуры газа в проточной части. На рисунке 8 представлено распределение температурных полей над рабочим колесом турбины высокого давления и турбины среднего давления. Температура достигает значения 1080°C. На изделиях, находящихся в эксплуатации, эрозия сотовых уплотнителей начинается при более низких температурах. Следственно, на вновь проектируемых изделиях максимальная температура превысит данное значение.

2. Низкая эффективность охлаждения сот и вставок из-за сложной структуры течения перед первым гребешком бандажной полки – наличие парного и отрывного вихрей не позволяет организовать плёночную завесу высокой эффективности (рисунок 9).

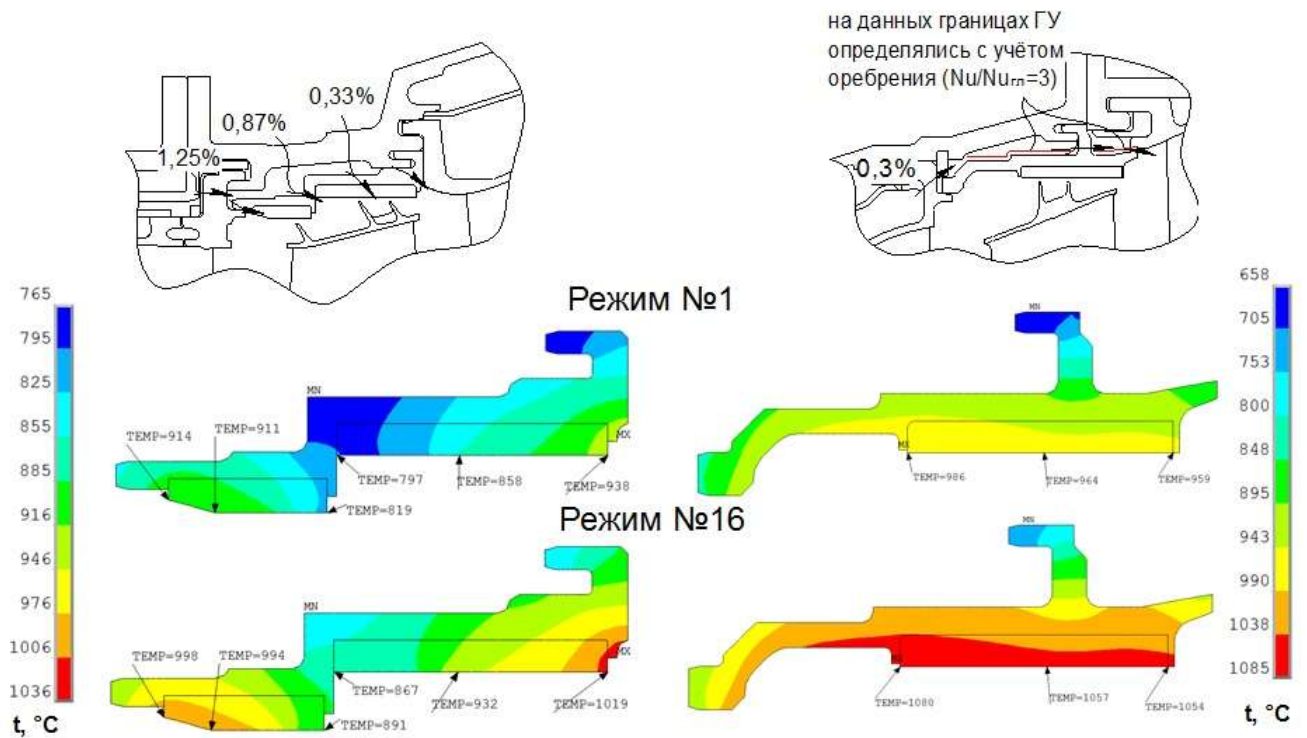


Рисунок 8 - Распределение температурных полей на рабочих кольцах над РК ТВД и ТСД

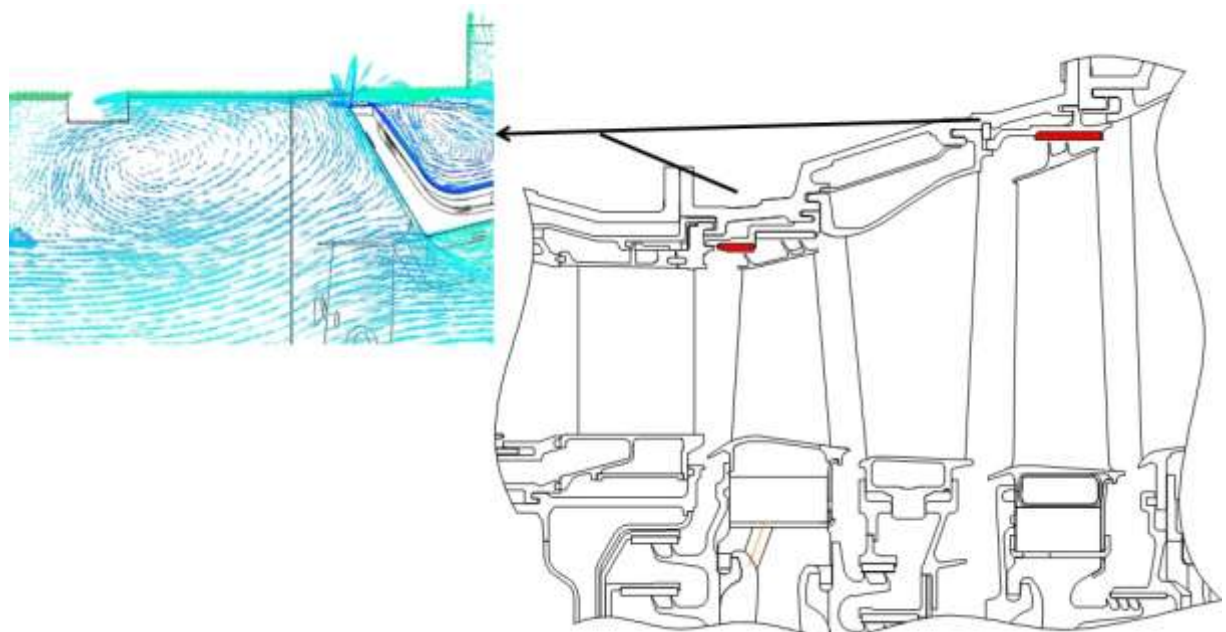


Рисунок 9 – Образование вихревого течения

В связи со сложившейся ситуацией, рассматривается возможность замены сотовых уплотнений на новый истираемый уплотнительный материал с применением технологии прессованного металловолокна.

По имеющимся сведениям, металловолок работоспособен при температуре до 900 °С без дополнительной специальной защиты. В перспективе рабочая температура войлочного уплотнения может достигать 1100 °С. Так же в случае врезании гребешков лопаток в новый уплотнительный элемент трещины на гребешках лопатки не образуются из-за способности войлока сминаться без надрезов и, тем самым обеспечить возможность многократной «приработки» гребешков и уплотнителя с сохранением минимально возможного рабочего зазора.

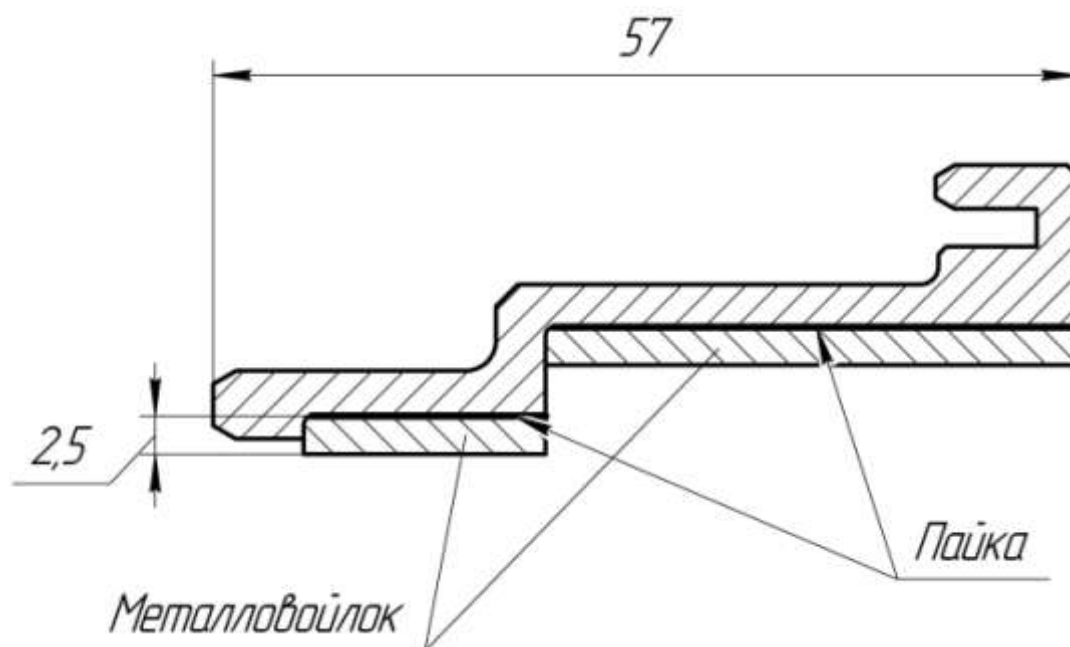


Рисунок 10- Металловолок

Выводы

1. Применения нового уплотнительного элемента в виде прессованных волокон требует проведения дополнительных расчётных и экспериментальных работ на специализированных установках, а также в составе экспериментальных ГТД. Окончательно не решён вопрос о креплении уплотнителя к проставке и возможности обработки уплотнительных элементов при сборке кольца;

2. В случае только лишь изменения материала сот, сохраняется применяемая в настоящее время технология, но с несколько улучшенными свойствами жаропрочности материала. Запас жаростойкости может оказаться недостаточным и остается проблема эрозии. Также остается проблема растрескивания гребешков лопаток при врезании. При заполнении сот керамикой растрескивании гребешков лопаток более вероятно;

3. Необходимо решить тепловую задачу для определения температурного поля уплотнения и газодинамическую задачу для решения вопроса об эффективности уплотнения. Это позволит определить структуру нового уплотнителя и разработать оптимальную конструкцию.

Системные требования: Intel от 1,3 ГГц; Windows XP/Vista/7; Adobe Reader; дисковод CD-ROM; 10 Мб; Загл. с экрана.

Использованное программное обеспечение: Microsoft Office Word 2010

Статьи представлены в авторской редакции

За содержание статей, точность приведенных фактов и цитирование
несут ответственность авторы публикаций

Объем издания: 10 Мб.

Тираж 100 экз.

Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов»,
Государственный научный центр Российской Федерации (ФГУП «ВИАМ»
ГНЦ РФ)

Изд-во ФГУП «ВИАМ»

admin@viam.ru

МИНИСТЕРСТВО СВЯЗИ И МАССОВЫХ
КОММУНИКАЦИЙ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ

ФЕДЕРАЛЬНАЯ СЛУЖБА ПО НАДЗОРУ
В СФЕРЕ СВЯЗИ, ИНФОРМАЦИОННЫХ ТЕХНОЛОГИЙ
И МАССОВЫХ КОММУНИКАЦИЙ

ФГУП НТЦ "ИНФОРМРЕГИСТР"

РЕГИСТРАЦИОННОЕ СВИДЕТЕЛЬСТВО
обязательного федерального экземпляра
электронного издания

№ 57656

Электронное издание на 1 CD-R
«XI Всероссийская конференция по испытаниям
и исследованиям свойств материалов "ТестМат"
по тематике "Физико-механические испытания,
прочность, надежность, высокотемпературные
испытания", 1 февраля 2019 г.: материалы
конференции: электронное издание. Москва, 2019.
ISBN 978-5-905217-38-8» (© 2019 ФГУП "ВИАМ").

зарегистрировано 06 марта 2019 г. и ему присвоен
номер государственной регистрации 0321900680.

Производитель: ФГУП "Всероссийский научно-
исследовательский институт авиационных материалов".



И. о. директора ФГУП НТЦ "Информрегистр"

Т.В. Плескачева

Дата выдачи: 06 марта 2019 г.