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



(НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ)

Технологическая платформа «Новые полимерные композиционные
материалы и технологии»



Технологическая платформа «Материалы и технологии металлургии»



**XIV Всероссийская конференция
по испытаниям и исследованиям свойств
материалов «ТестМат» по тематике:
«Физико-механические испытания, прочность и
надежность современных конструкционных и
функциональных материалов»**

Материалы конференции

25 марта 2022 г.

Электронное издание

Москва

2022

УДК 620.1

ББК 30.3 + 34.2 + 34.43

Ф50

Редакционная коллегия:

В.В. Антипов, д.т.н., заместитель Генерального директора НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ по науке; А.Н. Луценко, к.т.н., заместитель начальника Испытательного центра; Е.В. Николаев, к.т.н., заместитель начальника Испытательного центра; И.А. Ходинев, начальник лаборатории; Е.А. Шеин, к.т.н., главный специалист.

Физико-механические испытания, прочность и надежность современных конструкционных и функциональных материалов : материалы XIV Всероссийской конференции по испытаниям и исследованиям свойств материалов «ТестМат» (г. Москва, 25 марта 2022 г.), [Электронный ресурс] / НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ. – М. : НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ, 2022. – 540 с. : ил. – ISBN 978-5-905217-81-4. – 1 электрон. опт. диск (CD-ROM). – Систем. требования: Intel Pentium; 1,3 ГГц и выше; Windows 7/10; Adobe Reader 6.0 и выше; дисковод CD-ROM. – 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 том числе климатических;
- разработка специализированных методик повреждаемости при анализе эксплуатационного нагружения конструкционных материалов с использованием современных средств диагностики и мониторинга, изготовление конструктивно-подобных образцов, метрологическое обеспечение испытательного оборудования;
- необратимые структурные изменения и повреждения материалов, работающих в условиях температурно-силового нагружения.

Мероприятие посвящено 115-летию со дня рождения д.т.н., профессора Николая Митрофановича Склярова.

УДК 620.1

ББК 30.3 + 34.2 + 34.43

Организационный комитет
(НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ)

Председатель:

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

Заместители председателя:

М.А. Горбовец – к.т.н., заместитель начальника Испытательного центра.

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

Члены организационного комитета:

А.А. Каньгин – начальник управления;

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

И.А. Ходинев – начальник лаборатории;

Л.В. Прохорова – начальник отдела «Реклама и выставочная деятельность»;

И.Ю. Смирнова – заместитель начальника отдела «Реклама и выставочная деятельность»;

Д.Н. Таукчи – специалист по выставочной деятельности отдела «Реклама и выставочная деятельность»;

А.В. Бабин – ведущий специалист по связям с общественностью;

Д.С. Трушин – начальник сектора отдела «Реклама и выставочная деятельность»;

Д.В. Жунаев - инженер отдела «Реклама и выставочная деятельность».

СОДЕРЖАНИЕ

Жаропрочные сплавы на основе никеля

Влияние коэффициента асимметрии цикла на характеристики малоциклового усталости жаропрочного никелевого сплава..... 9

И.А. Ходинев; М.А. Горбовец; С.А. Монин

Влияние технологии синтеза на усталостную долговечность жаропрочного никелевого сплава ВЖ159..... 23

М.А. Горбовец; П.В. Рыжков; А.Г. Евгенов; С.В. Шуртаков

Исследование характеристик малоциклового усталости жаропрочного никелевого сплава ВКНА-1ВР..... 41

И.А. Ходинев; С.А. Монин; М.А. Горбовец

Влияние технологических операций при ремонте рабочих лопаток турбины из сплава ЖС-32 на структуру, физико-механические и коррозионные свойства материала 65

О.А. Загорских; А.Б. Лаптев

Влияние микроструктуры и фазового состава на технологическое охрупчивание жаропрочного медноникелевого сплава..... 83

А.М. Полянский; В.М. Полянский; А.Р. Гайнуллин; Я.С. Жариков

Влияние фазового состава сварного соединения на эксплуатационные характеристики жаропрочного сплава НР40NbTi..... 98

Ю.А. Беликова; С.Ю. Кондратьев; М.Д. Фукс

Стали

Исследование износостойкости и контактной выносливости высокоуглеродистых и высокоазотистых сталей после химико-термической и термической обработки..... 109

Г.С. Севальнёв; И.И. Власов; К.В. Дульнев; Д.Н. Романенко; Е.Н. Коробова; А.А. Красуля; И.А. Чирков; И.И. Самойлова

Сплавы на основе титана и алюминия

Влияние коррозионно-активной среды на процесс разрушения двухфазных титановых сплавов 123

С.А. Наприенко

Влияние коррозионных повреждений на механические свойства интерметаллидного титанового сплава..... 132

А.Н. Савушкин

Исследование влияния концентраторов напряжений типа вмятина и отверстие на характеристики прочности и долговечности алюминиевого сплава..... 146

Д.В. Гриневич; О.В. Митрофанов; Н.О. Яковлев; И.В. Гулина; Л.А. Князев; А.Д. Монахов

Закономерности изменения структурно-фазового состояния деформированных полуфабрикатов из Al-Li сплава после длительной эксплуатации..... 160

Е.А. Лукина; А.В. Славин; С.А. Наприенко; Д.В. Зайцев

Полимерные композиционные материалы и лакокрасочные покрытия

Влияние климатического старения на прочность наномодифицированного углепластика..... 174

В.О. Старцев; Е.О. Валева

Определение адгезионной прочности волокно-матрица методом выталкивания моноволокна индентором..... 184

А.И. Гуляев; С.В. Сбитнева; Д.В. Зайцев; П.Н. Медведев

NGS-секвенирование фрагментов днк - быстрый способ идентификации грибов-биодеструкторов полимерных материалов ... 203

Т.В. Минеева; В.О. Старцев

Влагоперенос в цианэфирном углепластике при ускоренных и натуральных климатических испытаниях 214

В.О. Старцев; А.А. Нечаев

Оценка геометрических параметров углеродных волокон..... 227

Н.О. Яковлев; А.И. Гуляев; Е.А. Попкова

Критерии повреждаемости для прогнозирования остаточной усталостной долговечности ПКМ..... 240

Н.О. Яковлев; А.Н. Давыденко; А.Д. Монахов

Влияние дискретности расчетов свойств полимеров на результат прогнозирования их свойств при термовлажностном старении..... 250

Г.А. Сарваева; А.Б. Лаптев; А.С. Нестеров

Особенности модификации полимерных матриц и субстратов для повышения физико-механических характеристик полимерно-композиционных материалов с использованием методов наноструктурирования 263

Г.И. Шайдурова; И.Л. Васильев; Я.С. Шевяков; М.И. Токарева

Климатические испытания лакокрасочных покрытий..... 284

А.М. Коган; В.О. Старцев

Моделирование и разработка специальных методик

Исследование напряженно-деформированного состояния материалов в процессе экспериментальных исследований свариваемости алюминиевых сплавов с использованием методов математического моделирования..... 297

С.А. Королев; В.Е. Белозор

Моделирование твердотельного спекания компакта из металлических наночастиц методом фазового поля 305

Р.С. Рубля; И.В. Цивильский

Определение критических температур хрупкости стали на базе численного моделирования испытаний образцов шарпи..... 320

В.Ю. Филин; А.В. Мизецкий; Е.Д. Назарова

Особенности проведения межлабораторных сличительных физико-механических испытаний..... 333

П.В. Шершак; Н.О. Яковлев; И.В. Гулина, А.С. Демченко

Способ определения констант конструкционных материалов 349

Т.Б. Дуйшеналиев; Т.Н. Комиссарова; А.Р. Позднякова; В.Е. Хроматов

Исследование распределения внутренних напряжений в соединении с натягом 363

А.Д. Монахов, В.В. Автаев, В.И. Бухалов, В.М. Козинцев, А.Л. Попов, Д.А. Челюбеев, Н.О. Яковлев

Применение метода корреляции цифровых изображений для исследования влияния концентрации напряжений на рассеяние усталостной долговечности..... 379

А.Р. Дашкин; Автаев В.В.; Н.О. Яковлев

Экспериментальное вычисление аналитического решения задачи напряженно-деформированного состояния тонкостенной оболочки летательного аппарата..... 390

Р.Р. Бураншина; Ю.И. Виноградов; А.И. Маслов; А.В. Шишури

Построение начальной конфигурации нагруженного тела..... 403

Т.Б. Дуйшеналиев; И.В. Меркурьев; Е.А. Грибов

Применение натурной тензометрии для исследования НДС конструкций, подверженных воздействию жидкометаллического теплоносителя при высоких температурах 417

С.В. Маслов

Создание образца для настройки дефектоскопа при ультразвуковом контроле непрочности в клеевом соединении головных обтекателей летательных аппаратов 429

А.А. Филатов; А.В. Терехин; С.И. Минин; Д.И. Чулков; М.Е. Типикин; В.С. Разкевич; В.Ф. Атрощенко

Оценка предельного состояния высоконагруженных металлоконструкций оболочек подходами R6 для расчета вероятности их разрушения..... 444

А.А. Чалый; А.Н. Юрин; А.Н. Терехин; С.В. Тимофеев; Е.А. Шиверский

Методика диагностики технического состояния РДТТ при частичном расслоении узлов стыка..... 455

Е.Н. Рогожникова; Г.И. Шайдурова

Автоматизированное определение марки сплава постороннего предмета, повредившего лопатку ГТД..... 468

М.А. Артамонов

Экспериментальные исследования и обработка результатов испытаний на длительную прочность и ползучесть конструкционных жаропрочных сплавов для основных и особо ответственных деталей авиационных ГТД..... 480

А.С. Шершаков; Н.П. Вильтер

Влияние ударных повреждений на прочность фрагментов лопасти энергоустановки 492

В.И. Митряйкин; О.Н. Беззаметнов; Е.В. Кротова

Оценка связи сопротивления металла вязкому разрушению с поглощенной энергией при испытаниях падающим грузом..... 506

А.В. Ларионов; В.Ю. Филин; А.В. Ильин

Результаты исследования динамического сжатия бериллия методом составного стержня Гопкинсона 521

Ф.Ф. Галиев; А.А. Аушев; А.М. Васильев; А.В. Кальманов; Е.В. Кошатова; Д.В. Крючков; В.А. Пушков; В.И. Скоков

Исследование влияния различных типов стальной фибры и их содержания на остаточную прочность современных особо прочных бетонов..... 530

В.Г. Соловьев; Л.И. Ефишов; Е.В. Матюшин

УДК 539.422.24

Влияние коэффициента асимметрии цикла на характеристики малоциклового усталости жаропрочного никелевого сплава

И.А. Ходинев; М.А. Горбовец, к.т.н.; С.А. Монин

lab33@viam.ru

Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт» (НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ)

Аннотация

Результаты испытаний на малоцикловую усталость при «мягком» и «жестком» цикла жаропрочного никелевого сплава ВЖ175 при трех коэффициентах асимметрии и трех температурах были обобщены на случай произвольного коэффициента асимметрии с использованием классических моделей, учитывающих влияние среднего напряжения.

Ключевые слова:

малоцикловая усталость, жаропрочный сплав, ВЖ175, диаграмма Гудмана, среднее напряжение, коэффициент асимметрии

Введение

Жаропрочные никелевые сплавы активно используют при производстве рабочих лопаток турбин и дисков газотурбинных двигателей (ГТД), а также лопаток турбин и дисков стационарных газотурбинных установок, поскольку эти сплавы обладают соответствующими характеристиками прочности в эксплуатационных условиях. Разработка жаропрочных сплавов на основе никеля связана с требованием повышения температурной работоспособности и сохранением физико-механических свойств материала при воздействии различных факторов и является актуальной задачей [1–8]. Исследуемый жаропрочный сплав на основе никеля используют преимущественно для изготовления дисков турбин ГТД.

Наиболее высоконагруженные элементы дисков ГТД работают в условиях циклически изменяющихся напряжений (что обусловлено полетным циклом), пиковые значения которых превышают предел текучести. Повреждения при таком режиме эксплуатации обусловлены механизмами малоциклового усталости (МЦУ). Испытания на МЦУ проводят при «мягком» и «жестком» циклах нагружения. «Мягкий» цикл моделирует состояние, при котором размах напряжений остается постоянным, а деформации могут меняться. При «жестком» же цикле наоборот – контролируется размах деформаций, а напряжения изменяются. Помимо размаха контролируемого параметра цикл нагружения характеризуется коэффициентом асимметрии – отношением минимального значения деформации (или напряжения) к максимальному. При эксплуатации элементов ГТД этот коэффициент может меняться на протяжении полета, поэтому определение зависимости характеристик усталости от коэффициента асимметрии цикла (или от среднего напряжения цикла) является актуальной задачей.

В настоящей работе определены свойства МЦУ сплава ВЖ175 и при «жестком», и при «мягком» нагружении при трех коэффициентах асимметрии цикла и трех температурах. Цель работы – обобщить

полученные результаты испытаний на случай произвольного коэффициента асимметрии цикла.

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ в рамках реализации комплексной научной проблемы 2.2. «Квалификация и исследование материалов» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [5].

Материалы и методы

Исследуемый сплав ВЖ175 на основе никеля относится к классу дисперсно-твердеющих. Образцы из сплава получены после вакуумно-индукционной выплавки с переплавом в вакуумной дуговой печи, изотермической штамповки на воздухе несколько переходов и стандартной термической для данного материала обработки (закалки и двойного старения) [9–11].

Испытания на МЦУ были проведены на испытательном оборудовании фирмы Walter+Bai при синусоидальном цикле одноосного растяжения-сжатия с частотой 1 Гц на цилиндрических образцах диаметром 5 мм в соответствии с действующими отечественным и зарубежным стандартами ГОСТ 25.502 и ASTM E606 [12-13]. Контроль полной деформации был осуществлен с помощью высокотемпературного экстензометра с керамическими щупами. Поддержание заданной температуры испытаний осуществлялось при помощи трехзонных электрических печей [14].

Образцы испытывались при трех температурах: 20 °С, 650 °С и 750 °С. При одной температуре и одном коэффициенте асимметрии было испытано по 15-25 образцов на нескольких уровнях нагружения. Испытания проводились при трех коэффициентах асимметрии: $R=0$, 0.5, -1 для «мягкого» и «жесткого» циклов нагружения. При проведении испытаний определялось число циклов до разрушения N_p . Для испытаний при «жестком» цикле производилась регистрация напряжений в течение всего испытания. Критериями окончания испытания являлись:

- падение напряжения более чем на 50 %
- разделение образца на две части.

Результаты и обсуждение

При обработке экспериментальных данных была использована степенная модель зависимости числа циклов до разрушения от контролируемого параметра:

$$N_f = A \cdot \Delta\varepsilon^B; N_f = C \cdot \Delta\sigma^D, \quad (1)$$

где N_f – число циклов до разрушения, $\Delta\varepsilon$ – размах полной деформации, $\Delta\sigma$ – размах напряжения, A, B, C, D – коэффициента

После логарифмирования обеих частей уравнения (1) была получена линейная зависимость:

$$\lg N_f = a + b \lg \Delta\varepsilon; \lg N_f = c + d \cdot \lg \Delta\sigma, \quad (2)$$

где a, b, c, d – коэффициенты регрессии.

В результате регрессионного анализа экспериментальных данных, полученных при девяти режимах испытаний (трех температурах: 20 °С, 650 °С, 750 °С; трех коэффициентах асимметрии: $R = 0, R = 0.5, R = -1$), были построены линии средних значений $\lg N_f$, соответствующих вероятности разрушения 50% (рисунки 1 и 2), а также были определены средние значения пределов МЦУ на базе 10^4 циклов (таблица 1).

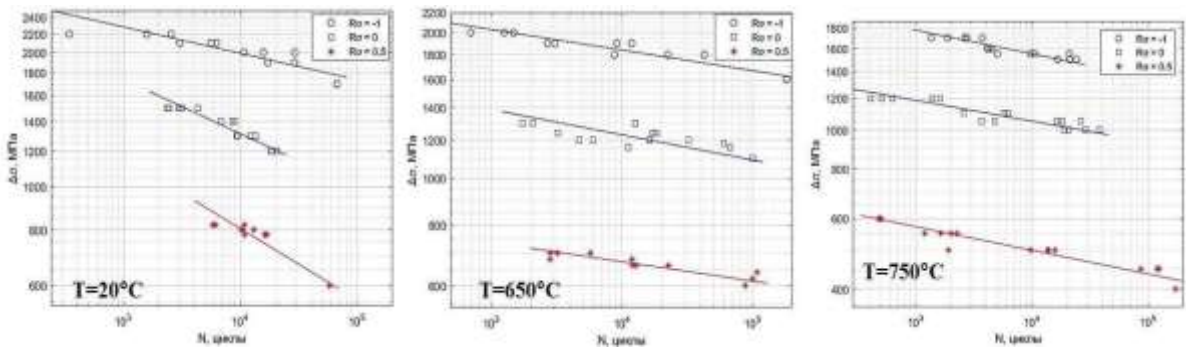


Рис. 1 – Линии регрессии и экспериментальные точки при «мягком» цикле нагружения

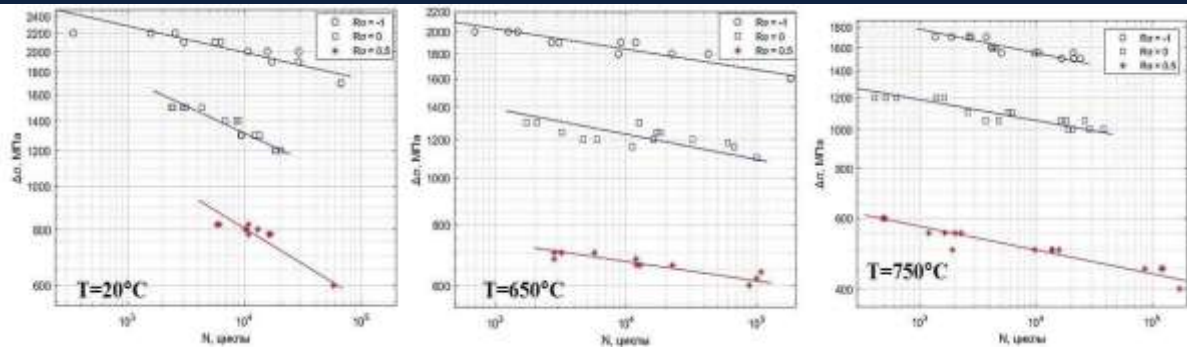


Рис. 2 – Линии регрессии и экспериментальные точки при «жестком» цикле нагружения

Таблица 1

Средние значения пределов выносливости сплава ВЖ175 на базе 10^4 циклов

Температура, °С	R	$\Delta\varepsilon$, %	$\Delta\sigma$, МПа
20	-1	1,00	1 970
	0	0,90	1 320
	0,5	0,94	728
650	-1	0,96	1 580
	0	0,88	1 220
	0,5	0,84	670
750	-1	0,86	1 550
	0	0,84	1 050
	0,5	0,78	500

Для обобщения результатов испытаний на усталость при контроле напряжения традиционно используют зависимости Гудмана [15], Гербера [16], Соддерберга [17]:

$$\frac{\sigma_a}{\sigma_{-1}} + \frac{\sigma_m}{\sigma_b} = 1, \quad (3)$$

$$\frac{\sigma_a}{\sigma_{-1}} + \left(\frac{\sigma_m}{\sigma_b}\right)^2 = 1, \quad (5)$$

$$\frac{\sigma_a}{\sigma_{-1}} + \frac{\sigma_m}{\sigma_T} = 1, \quad (4)$$

где σ_a – амплитуда напряжений, σ_m – среднее напряжение цикла, σ_b – предел прочности, σ_T – предел текучести, σ_{-1} – среднее значение предела

выносливости на базе 10^4 циклов при симметричном цикле напряжений, определенное с помощью регрессионного анализа экспериментальных данных.

Для обобщения результатов испытаний при «мягком» цикле нагружения средние значения пределов выносливости соотнесены с прямой Гудмана (3), параболой Гербера (4) и прямой Содерберга (5) (рисунок 3).

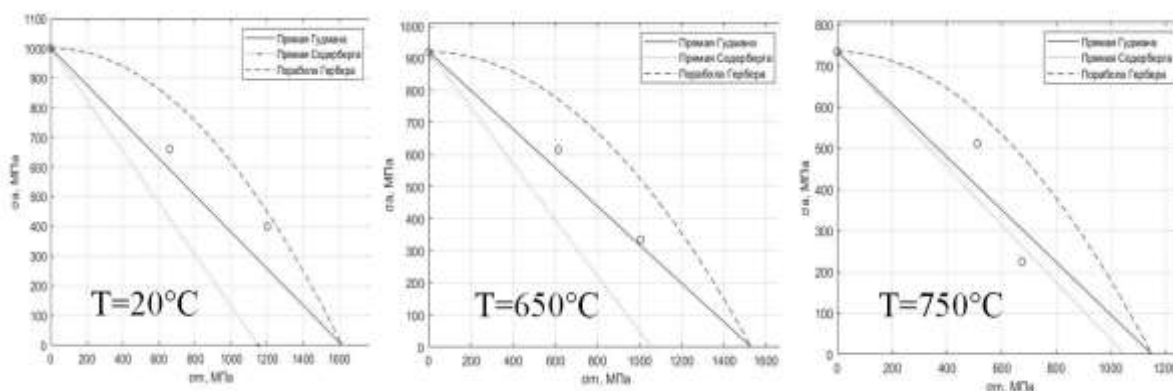


Рис. 3 – Диаграммы предельных состояний и пределы выносливости на базе 10^4 циклов

Почти все пределы выносливости находятся между наиболее консервативной прямой Содерберга и наименее консервативной параболой Гербера. Исключением является предел выносливости при $T=750^\circ\text{C}$, $R_\sigma=0.5$ – он находится несколько ниже линии Содерберга, то есть смещен в сторону неконсервативных значений.

На рисунке 4 представлены диаграмма Гудмана и пределы выносливости для всех трех исследуемых температур. Амплитуды напряжений отнесены к пределам выносливости при симметричном цикле, а средние напряжения – к пределу прочности при соответствующей температуре.

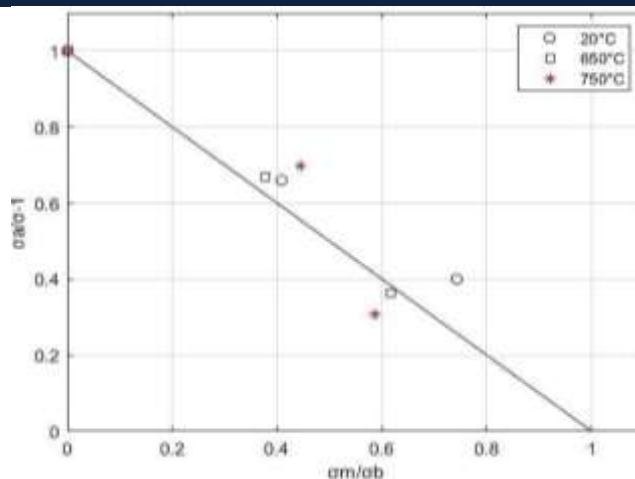


Рис. 4 – Диаграмма Гудмана и пределы выносливости на базе 10^4 циклов в относительных координатах

Пределы выносливости при температуре $650\text{ }^{\circ}\text{C}$ наиболее близки к зависимости Гудмана, пределы выносливости при двух других температурах умеренно удалены и описываются этой зависимостью удовлетворительно.

Испытания при «жестком» цикле нагружения были проведены при регистрации напряжений. Исследования поведения материала при «жестком» нагружении [12] показали, что максимальное и минимальное напряжения большую часть испытания практически не меняются, поэтому для каждого испытания напряжения при количестве циклов $N_f/2$ были зафиксированы как характерные для соответствующего уровня размаха деформаций.

Для обобщения результатов испытаний при «жестком» цикле нагружения рассмотрены модели обобщенных кривых усталости, основанных на силовом критерии разрушения, то есть модели, параметрами которых являются амплитудные и максимальные напряжения, возникающие при испытании при «жестком» цикле нагружения после стабилизации петли гистерезиса.

При построении обобщенных кривых усталости была принята степенная зависимость числа циклов до разрушения от эквивалентного напряжения:

$$N_f = C \cdot \sigma_{\text{экв}}^D, \quad (6)$$

где $\sigma_{\text{ЭКВ}}$ – эквивалентное напряжение или параметр поврежденности.

Для определения эквивалентного напряжения (учитывающего коэффициент асимметрии цикла) использованы наиболее часто встречающиеся в литературе модели – Смита-Вэстона-Топпера, Уолкера, Гудмана и Гербера (таблица 2).

Таблица 2

Модели учета среднего напряжения цикла

Модель	Параметр повреждения
Гудмана [15]	$\sigma_{\text{ЭКВ}} = \frac{\sigma_a}{\left(1 - \frac{\sigma_m}{\sigma_b}\right)} \quad (7)$
Гербера [16]	$\sigma_{\text{ЭКВ}} = \frac{\sigma_a}{\left(1 - \left(\frac{\sigma_m}{\sigma_b}\right)^2\right)} \quad (8)$
Смита-Вэстона-Топпера [18]	$\sigma_{\text{ЭКВ}} = \sigma_{\text{max}}^{0.5} \sigma_a^{0.5} = \sigma_{\text{max}} \left(\frac{1-R}{2}\right)^{0.5} \quad (9)$
Уокера [19]	$\sigma_{\text{ЭКВ}} = \sigma_{\text{max}}^w \sigma_a^w = \sigma_{\text{max}} \left(\frac{1-R}{2}\right)^w \quad (10)$

Все три модели включают в себя в качестве независимых параметров максимальные и амплитудные напряжения цикла. Помимо этих значений, модели Гудмана и Гербера включают в себя предел прочности σ_b , а модель Уолкера – параметр w , характеризующий уязвимость материала к изменению коэффициента асимметрии цикла. Модель Смита-Вэстона-Топпера является частным случаем модели Уокера, при которой параметр w принят равным 0.5, так как именно около этого значения колеблются эти параметры для большинства конструкционных материалов [20].

Для определения параметра Уокера было проведено логарифмирование уравнения (1) после подстановки в него уравнения (2). Далее параметр Уолкера был определен с помощью множественного линейного регрессионного анализа, результаты которого представлены в таблице 3.

Таблица 3

Значения параметра Уолкера γ для сплава ВЖ175 при трех температурах

Температура, °С	20	650	750
Параметр Уокера, w	0.38	0.46	0.43

В качестве оценки добротности рассмотренных моделей был принят коэффициент детерминации R^2 . На рисунках 5–7 представлены обобщенные кривые усталости, соответствующие рассмотренным моделям. В таблице 4 представлены коэффициенты детерминации R^2 для соответствующих моделей при исследуемых температурах.

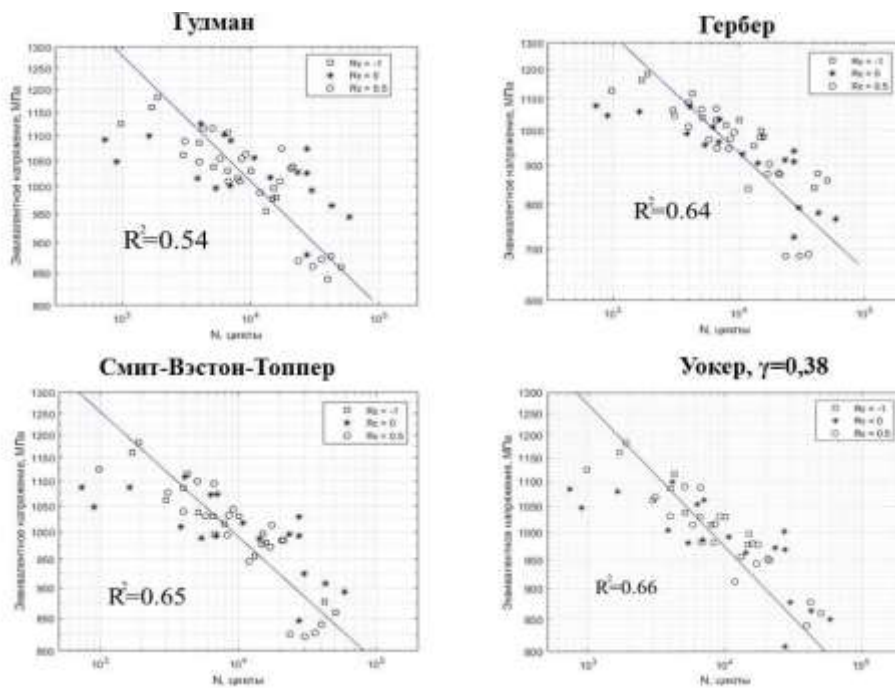


Рис. 5 – Обобщенные кривые малоциклового усталости сплава ВЖ175 при $T=20$ °С

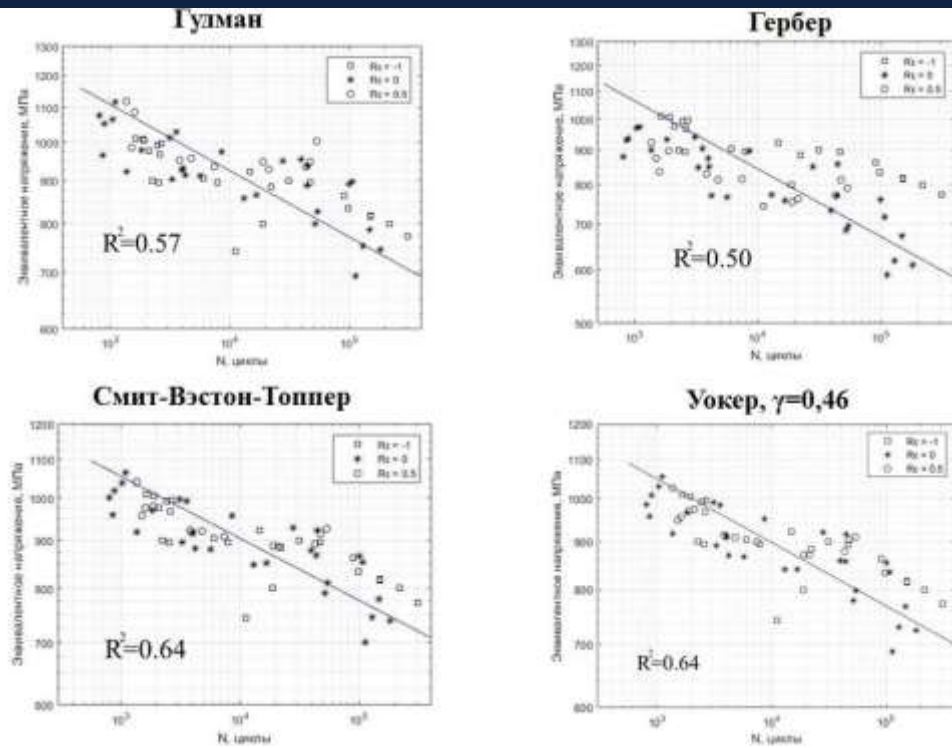


Рис. 6 – Обобщенные кривые малоциклового усталости сплава ВЖ175 при $T=650\text{ °C}$

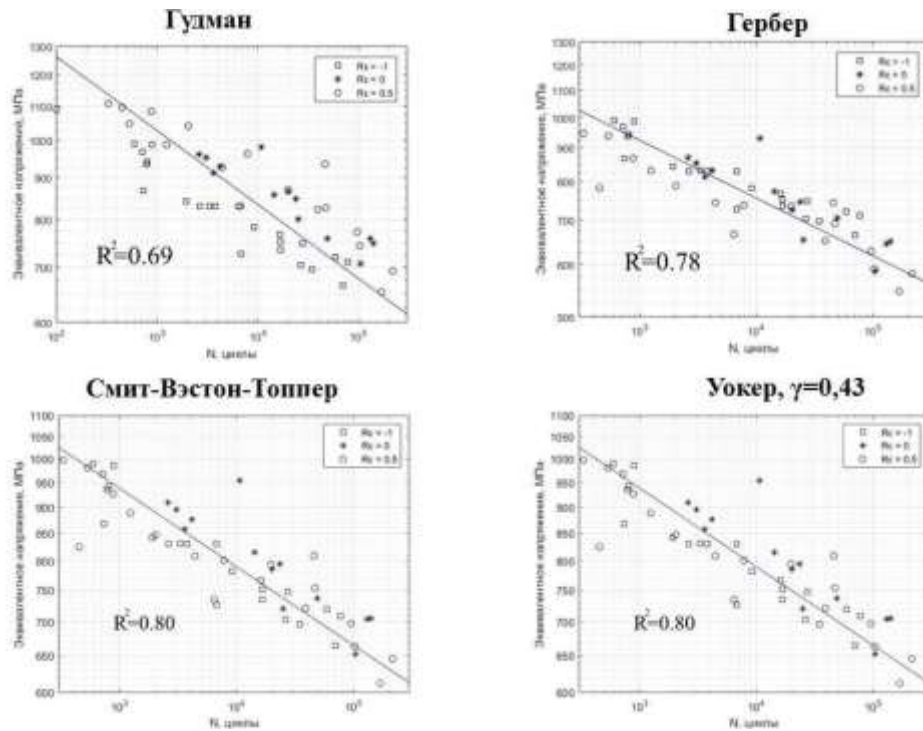


Рис. 7 – Обобщенные кривые малоциклового усталости сплава ВЖ175 при $T=750\text{ °C}$

Коэффициенты детерминации R^2

Модель	R^2 при $T=20^\circ\text{C}$	R^2 при $T=650^\circ\text{C}$	R^2 при $T=750^\circ\text{C}$
Гудмана	0.54	0.57	0.69
Гербера	0.64	0.60	0.78
Смита-Вэстона-Топпера	0.65	0.64	0.80
Уокера	0.66	0.64	0.80

При сравнении моделей обобщенной кривой усталости следует отметить, что наилучшим образом экспериментальные данные обобщает модель Уокера. Однако сравнение модели Уокера с тремя другими рассмотренными моделями не является объективным, так как модель Уокера включает в себя параметр, для определения которого был проведен регрессионный анализ экспериментальных данных. Если сравнивать модели, определение параметров которых не требует проведения регрессионного анализа, наилучшее обобщение позволяет сделать модель Смита-Вэстона-Топпера, а наименее подходит для полученных данных модель Гудмана. Результаты испытаний при температуре 750°C характеризуются большей близостью к обобщенным кривым усталости, чем результаты при других температурах.

Заключение

В результате проведения исследования были получены следующие выводы:

1) Средние значения пределов выносливости, определенные на базе 10^4 циклов при обработке результатов испытаний при «мягком» цикле нагружения, удовлетворительно описываются уравнением Гудмана. Почти все полученные пределы выносливости на диаграмме предельных амплитуд лежат между линиями Содерберга и Гербера. Исключение составляет предел выносливости при температуре 750°C и коэффициенте асимметрии $R_\sigma = 0.5$ – этот предел лежит ниже линии Содерберга, то есть, в области неконсервативных значений.

2) Была исследована применимости моделей Гербера, Гудмана, Смита-Вэстона-Топпера и Уокера для описания зависимостей между напряжениями, возникающими при «жестком» цикле нагружения, и числом циклов для разрушения. При всех трех исследованных температурах наиболее точно экспериментальные данные описывает модель Уокера. Если сравнивать качество моделей, для определения параметров которых не требуется проводить регрессионный анализ экспериментальных данных, то модель Смита-Вэстона-Топпера описывает результат эксперимента лучше, чем модели Гудмана и Гербера.

Список литературы

1. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Петрушин Н.В., Висик Е.М. Монокристаллический жаропрочный никелевый сплав нового поколения с низкой плотностью // Авиационные материалы и технологии. 2015. № 2. С. 14–25. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-2-14-25.
2. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Петрушин Н.В. Новый монокристаллический интерметаллидный жаропрочный сплав на основе γ' -фазы для лопаток ГТД // Авиационные материалы и технологии. 2015. №1 (34). С. 34–40. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-34-40
3. Петрушин Н.В., Оспенникова О.Г., Светлов И.Л. Монокристаллические жаропрочные никелевые сплавы для турбинных лопаток перспективных ГТД. // Авиационные материалы и технологии. 2017. № S. С. 72–103. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-72-103
4. Оспенникова О.Г. Тенденции создания жаропрочных никелевых сплавов низкой плотности с поликристаллической и монокристаллической структурой. // Авиационные материалы и технологии. 2016. № 1. С. 3–19. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-1-3-19.
5. 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

6. 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.

7. Ходинев И.А., Монин С.А. Анизотропия характеристик малоциклового усталости монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн.*, 2020. № 10 (92). Ст. 97–105. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 01.05.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-10-97-105.

8. Zhong Z., Gu Y., Yuan Y. et al. On the low cycle fatigue behaviour of a Ni-based superalloy containing high Co and Ti contents // *Materials Science and Engineering*. 2012. Vol. A552. P. 434–443.

9. Ломберг Б.С., Овсепян С.В., Бакрадзе М.М., Мазалов И.С. Высокотемпературные жаропрочные сплавы для деталей газотурбинных двигателей // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. № S. С 52–57.

10. Беляев М.С., Горбовец М.А., Бакрадзе М.М. Изменение параметров упругопластического деформирования в процессе испытаний на МЦУ при жестком нагружении жаропрочного сплава ВЖ175 // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн.*, 2015. № 12. Ст. 4. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 01.02.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-12-4-4.

11. Ломберг Б.С., Шестакова А.А., Летников М.Н., Бакрадзе М.М. Влияние температуры и напряжений на характер наночастиц γ' -фазы в сплаве ВЖ175-ИД // *Жаропрочные стали и сплавы*. Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн., 2019. № 12 (84). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 01.02.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-12-3-10.

12. ГОСТ 25.502. Расчеты и испытания на прочность в машиностроении. Методы механических испытаний металлов. Методы испытаний на усталость. М: Издательство стандартов. 1986. 34 с.
13. ASTM E606/ E606M -19 Standard Test Method for Strain-Controlled Fatigue Testing. American Society for Testing and Materials. 2018. 16 p.
14. Горбовец М.А., Ходинев И.А., Рыжков П.В. Оборудование для проведения испытаний на малоцикловую усталость при «жестком» цикле нагружения. // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн., 2018. № 9. Ст. 6. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 01.02.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-9-51-60.
15. Goodman J. Mechanics applied to engineering. London : Longmans, Green and Co., 1919. 854 p.
16. Gerber W. Determination of the permissible iron constructions, 1874. Z. Bayer Arch. Ing Ver. 6, pp. 101–110.
17. Soderberg C. R. ASME Transactions 52, 1930, APM-52–2, pp. 13–28.
18. Smith K.N., Watson P., Topper T.H. A stress-strain function for the fatigue of metals // Journal of Materials, JMLSA.1970. Vol. 5, no. 4. P. 767–778.
19. Walker E.K. The effect of stress ratio during crack propagation and fatigue for 2024-T3 and 7075-T6 aluminum //Effect of Environment and Complex Load History on Fatigue Life: a symposium presented at the Fall Meeting American Society For Testing and Materials, Atlanta, Ga., 29 September – 4 October, 1968 / ed. M. Rosenfeld. West Conshohocken, PA: ASTM International, 1970. (ASTM Special Technical Publication; 462). P. 1–14.
20. Norman E. Dowling. Mean Stress Effects in Stress-Life and Strain-Life Fatigue // Fatigue & Fracture of Engineering. 2009. No 32(3). P. 163–179.

УДК 620.186

Влияние технологии синтеза на усталостную долговечность жаропрочного никелевого сплава ВЖ159

М.А. Горбовец, к.т.н.; П.В. Рыжков; А.Г. Евгенов, к.т.н.; С.В. Шуртаков

lab33@viam.ru

Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт» (НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ)

Аннотация

Приведены результаты усталостных испытаний гладких цилиндрических образцов при контроле полной деформации, в условиях повышенной температуры сплава ВЖ159, полученных аддитивными технологическими процессами. Оценено влияние плотности загрузки платформы построения и состояния синтезируемой поверхности на усталостную долговечность. При оценке плотности загрузки платформы построения получены результаты, показывающие, что на уровне базовой долговечности 10^4 циклов ($\Delta\varepsilon/2=0.25\%$) медианное значение долговечности составляет 21 000 и 60 000 циклов для режима 100 и 20 образцов соответственно. Для сравнительной оценки влияния состояния поверхности на усталость применялись два вида образцов: 1 вид - образцы, соответствующие требованиям нормативной документации по параметру шероховатости; 2 вид – образцы, имитирующее реальное состояние поверхности. При температуре 650 °С для фиксированной долговечности 10^4 циклов наибольшую прочность демонстрируют образцы 1 вида. Для образцов 2 вида снижение прочности составляет 17 %.

Ключевые слова:

селективное лазерное сплавление, циклическая прочность, механические свойства, экспонирование, лазерный синтез, контур, основной металл, шероховатость

Введение

Актуальность внедрения аддитивных технологий в серийное производство формирует необходимость повышения их технико-экономических показателей [1–4]. Вопрос изменения механических свойств синтезированного материала в зависимости от плотности загрузки платформы построения изделиями вследствие перекрестного загрязнения выбросами, в совокупности с состоянием синтезируемой поверхности в настоящее время малоизучен [5, 6]. Повышение технико-экономических показателей предусматривает многократное использование порошка с максимально возможной загрузкой платформы построения в процессе синтеза. Одной из важнейших проблем аддитивного производства является формирование поверхности с минимально возможной шероховатостью. Возникновение высокой шероховатости связано с параметром энергетической плотности поверхностных элементов, толщины проплавленного слоя и расположения синтезируемого изделия относительно платформы построения [7]. Синтезированная поверхность ухудшает усталостные характеристики из-за концентрации напряжений. Подробная информация о структуре синтезированных материалов, и их механических свойствах при рассмотрении последовательных технологических режимов синтеза позволит установить количественную оценку влияния тех или иных параметров процесса синтеза на установленный критерий прочности. Для установления данной оценки применительно к сплаву ВЖ159, необходимы экспериментальные результаты, количественно оценивающие главные факторы, влияющих на ресурс изделия.

При увеличении объемной доли пор и дефектов в объеме материала (уровень дефектности не больше 0,01 %) значимые различия могут быть установлены только при испытании на циклическую прочность [8]. Упорядоченность и последовательность протекания многомасштабного процесса роста трещин при малоциклового усталости позволяет рассматривать параметры изменения структуры в достаточно широких

пределах по уровню деформации, скорости деформирования и температуре окружающей среды. По результатам малоциклового усталости с сопоставлением результатов исследований структуры методами просвечивающей электронной микроскопии и микрорентгеноспектрального анализа показано качественное различие режимов синтеза

В отличие от традиционных технологий, аддитивное производство не имеет стадии полуфабриката, а процессы получения синтезированного материала и конструктивно-подобного узла изделия совмещены. Технология селективного лазерного сплавления на современных установках реализуется двумя основными стадиями: формирование основного металла при различном пространственном расположении поддерживающих структур и экспонирование поверхностных элементов. Режим синтеза основного металла определяет основной уровень прочностных характеристик получаемого полуфабриката, и может быть оценен по стандартным методикам испытаний образцов определенного типа (1 вид). Тонкостенные элементы в изделиях аддитивного производства при определенном угле наклона могут экспонироваться только по режимам синтеза поверхностных элементов. Такие условия делают исследования стандартных образцов, синтезированных на стадии формирования основного металла не вполне пригодными для оценки свойств непосредственно изделия, учитывающим реальное состояние поверхности изделия. В совокупности это приводит к различному вкладу микрорельефа поверхности в механизм разрушения. С целью поиска принципиально новых решений в части оптимизации типа и геометрии образцов, позволяющих получить состояние материала в рабочей части, максимально приближенное к состоянию в реальном изделии, режим синтеза основного металла с поверхностными элементами оценен результатами образцов 2 вида, имитирующее реальное состояние поверхности.

Материалы и методы

Синтез образцов из сплава ВЖ159 осуществляли в вертикальном направлении относительно платформы построения (Z) при плотности загрузки образцов на платформе построения 20 и 100 образцов. Первая часть (45 шт.) от общего количества образцов синтезирована в виде цилиндрических заготовок с последующей обработкой поверхности. Вторая часть (30 шт.) от общего количества образцов синтезирована в виде готовых изделий (образцы второго вида) с последующей обработкой поверхности (виброгалтовка) и без обработки поверхности (тонкостенные образцы). Синтез проводили на платформе построения при использовании свежего порошка на установке EOS M290. Технология производства изделий включает термическую обработку – закалку с последующим охлаждением в вакууме. Термическая обработка обеспечивает формирование однородной мелкозернистой структуры (рис. 1), которая характеризуется высокими прочностными и пластическими характеристиками при комнатной и эксплуатационной температурах.

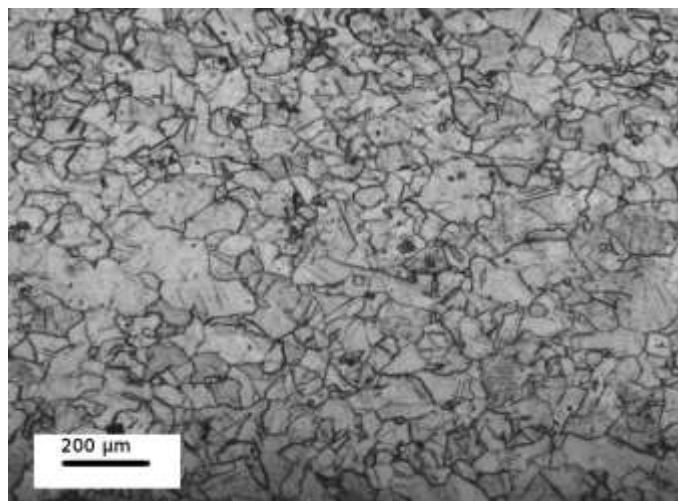


Рис. 1 – Микроструктура сплава ВЖ159 после термической обработки

Механические свойства (предел выносливости на базе 10^4 циклов) определяли при повышенной температуре (650 °С, 800 °С) на динамической многоцелевой сервогидравлической испытательной машине LFV-100 в условиях цикла растяжения при контроле полной деформации (упругой и пластической) за цикл нагружения, частотах 1–5 Гц и синусоидальной форме

цикла. Испытывали сплошные цилиндрические образцы с круглым сечением площадью 19.64 мм^2 согласно ГОСТ 25.502 и тонкостенные с площадью поперечного сечения 19.16 мм^2 согласно ASTM E2207. Обработка экспериментальных данных соответствовала стандарту ASTM E739. Более подробно об особенностях проведения испытаний на малоцикловую усталость описано в работах [9, 10].

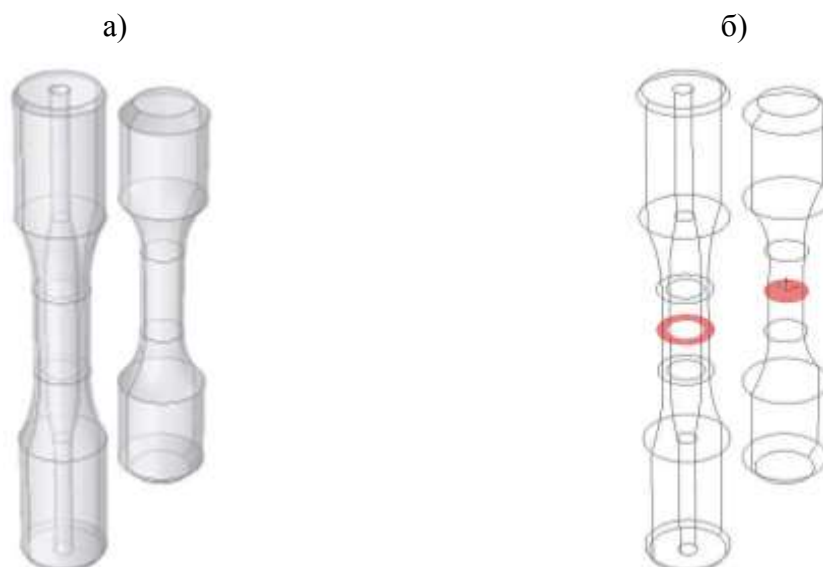


Рис. 2 – Образцы для механических испытаний: а) общий вид: б) сечение рабочей части

Микроструктуру исследовали методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на микроскопе Tecnaï G2 F20 S-TWIN TMP с ускоряющим напряжением 200 кВ, оснащенный приставкой для энергодисперсионного микрорентгеноспектрального анализа (МРСА) Oxford Instruments с активной площадью кристалла 80 мм^2 .

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ.

Результаты

Для оценки влияния плотности загрузки платформы построения (синтез 100/20 образцов) при определении предела выносливости на базе $1 \cdot 10^4$ циклов испытано 45 образцов при температуре $800 \text{ }^\circ\text{C}$ (рис. 3).

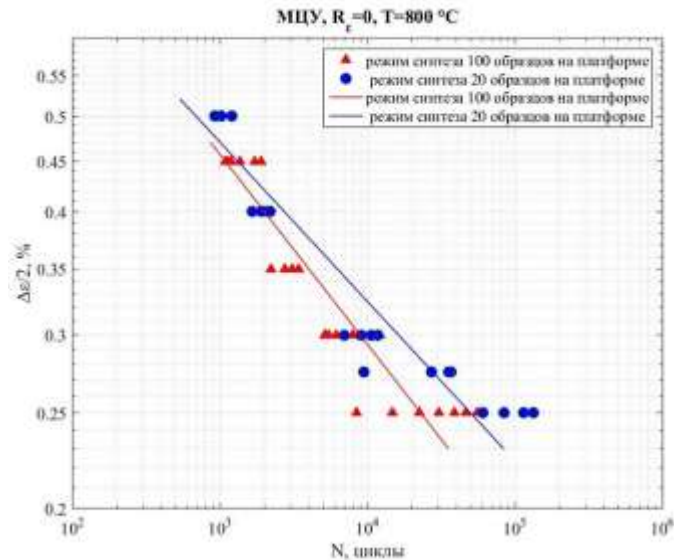


Рис. 3 – Кривые малоциклового усталости сплава ВЖ159 при температуре 800 °С

При сравнении линии средних значений с уменьшением уровня нагружения наблюдается существенное различие двух вариантов синтеза. Так при уровне амплитуды деформации 0.25 % медианное значение долговечности составляет 21 000 и 60 000 циклов для режима 100 и 20 образцов соответственно.

Для оценки влияния состояния поверхности и геометрии образца при определении предела выносливости на базе $1 \cdot 10^4$ циклов испытано 45 образцов при температуре 650 °С (рис. 4).

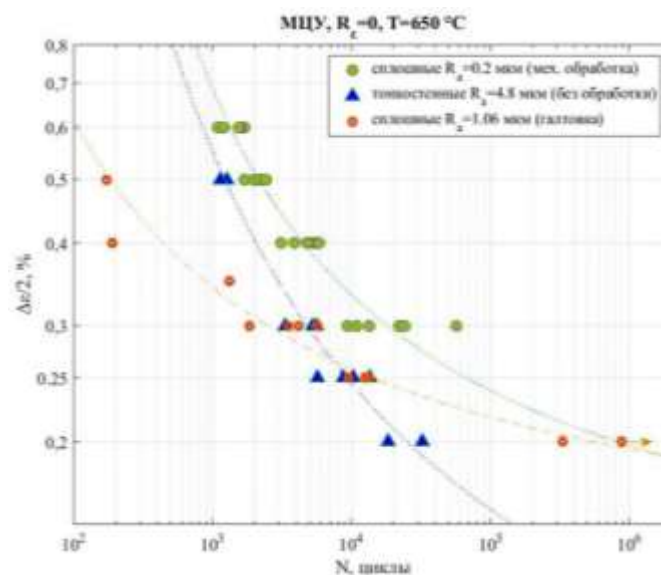


Рис. 4 – Кривые малоциклового усталости сплава ВЖ159 при температуре 650 °С

При сравнении линий средних значений при фиксированной долговечности 10^4 циклов наибольшую прочность демонстрируют образцы 1 вида с механической обработкой рабочей части. Для образцов второго вида (шероховатость 1.06 и 4.8 мкм) снижение прочности составляет 17 %.

Для количественного сравнения режимов сплавления особенности упругопластического деформирования исследованы с помощью функционального соотношения Рэмберга-Осгуда, позволяющее оценивать нелинейную связь между напряжениями и деформациями в области малых деформаций, характерной для большинства высокопрочных металлических материалов [11]:

$$\frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\Delta\sigma}{2E} + \left(\frac{\Delta\sigma}{2K'}\right)^{1/n'} \quad (1)$$

где $\Delta\varepsilon/2$ – амплитуда полной деформации, $\Delta\sigma/2$ – амплитуда напряжений, E – модуль Юнга, K' -коэффициент циклической прочности, n' – коэффициент циклического упрочнения.

Результаты расчета параметров уравнения Рэмберга-Осгуда.

Температура испытания, °С	Режим синтеза	K' , МПа	n'
800	20 образцов	817	0.078
	100 образцов	639	0.059
650	Ra=0.2 мкм	898	0.08
	Ra=1.06 мкм	1489	0.137
	Ra=4.8 мкм	2740	0.174

Функциональное соотношение Рэмберга-Осгуда имеет три независимых параметра – E , K' , n' . Модуль упругости (E) характеризует несущую способность материала в области преобладания упругой деформации. Коэффициент циклической прочности (K') и показатель циклического упрочнения (n') характеризует повреждаемость материала в области преобладания пластической деформации. Линеаризованные значения упругой и пластической деформации в двойных логарифмических координатах формируют две соответствующих асимптоты.

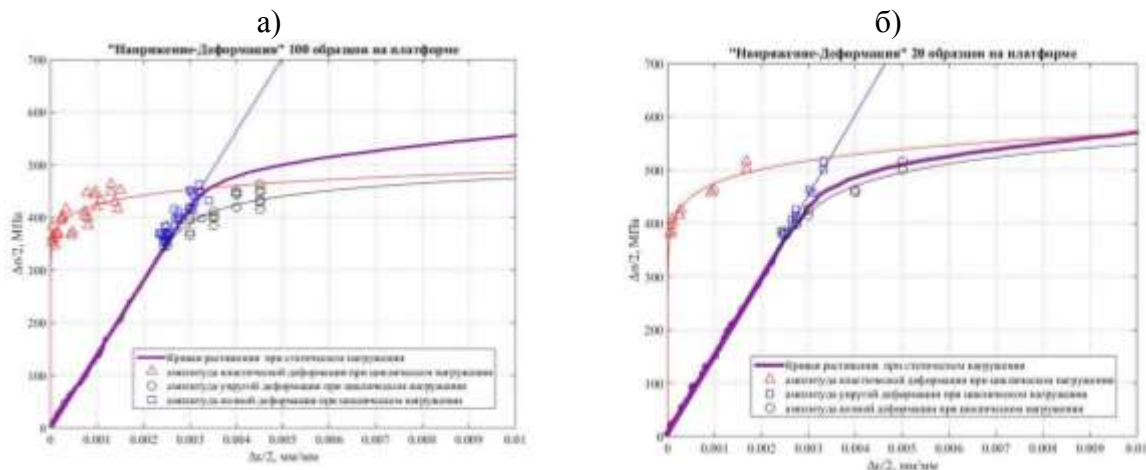


Рис. 5 – Соотношения между кривыми статического растяжения и циклического деформирования сплава ВЖ159 при температуре 800 °С при: а) синтезе 100 образцов на платформе; б) синтезе 20 образцов на платформе

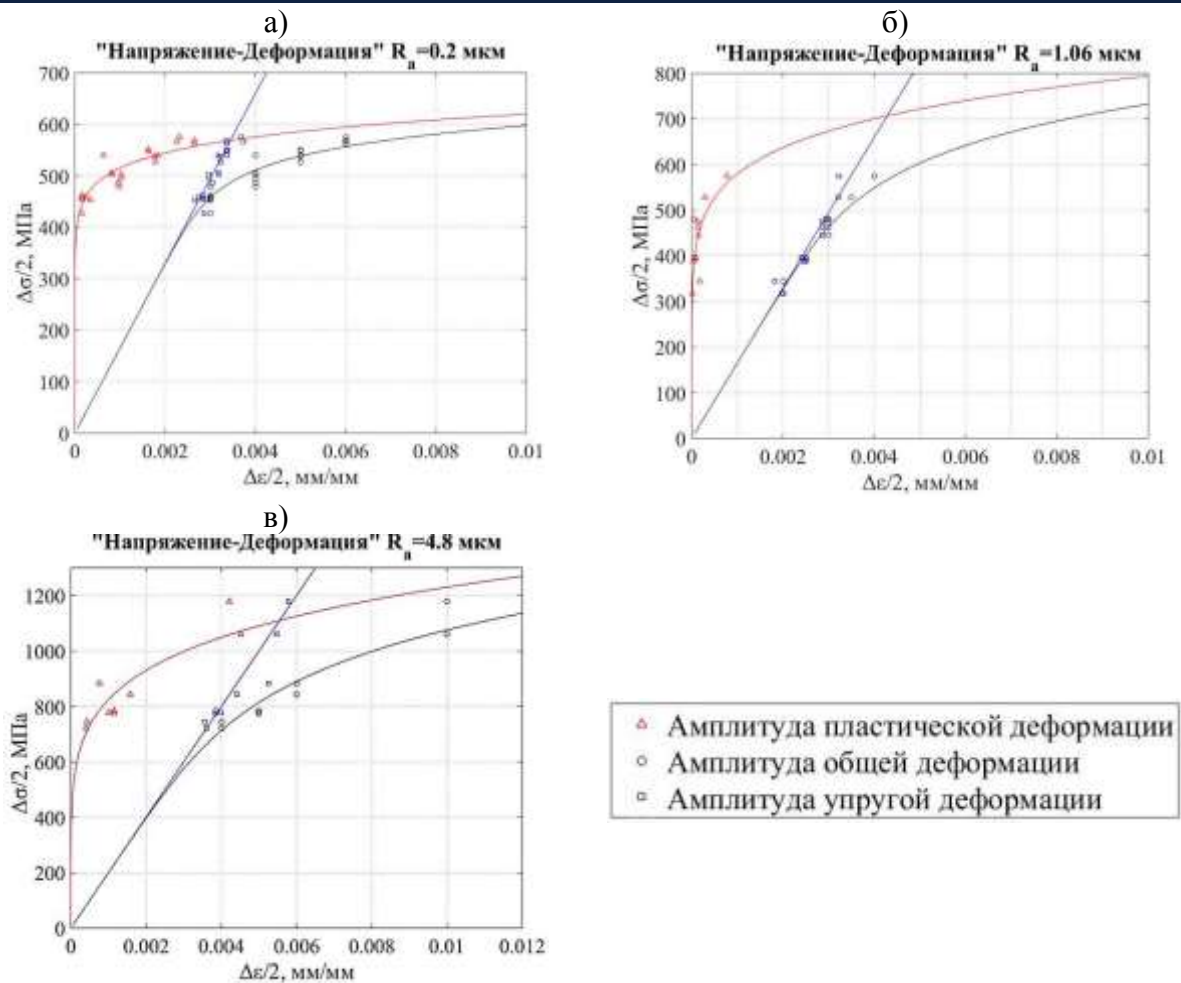


Рис. 6 – Кривые циклического деформирования сплава ВЖ159 при температуре 650 °С при: а) синтезе сплошных образцов с механической обработкой поверхности; б) синтезе тонкостенных образцов без обработки поверхности; в) синтезе сплошных образцов с обработкой поверхности виброгалтовкой

Функциональное соотношение Рэмберга-Осгуда имеет три независимых параметра – E , K' , n' . Модуль упругости (E) характеризует несущую способность материала в области преобладания упругой деформации. Коэффициент циклической прочности (K') и показатель циклического упрочнения (n') характеризует повреждаемость материала в области преобладания пластической деформации. Линеаризованные значения упругой и пластической деформации в двойных логарифмических координатах формируют две соответствующих асимптоты (рис. 7.).

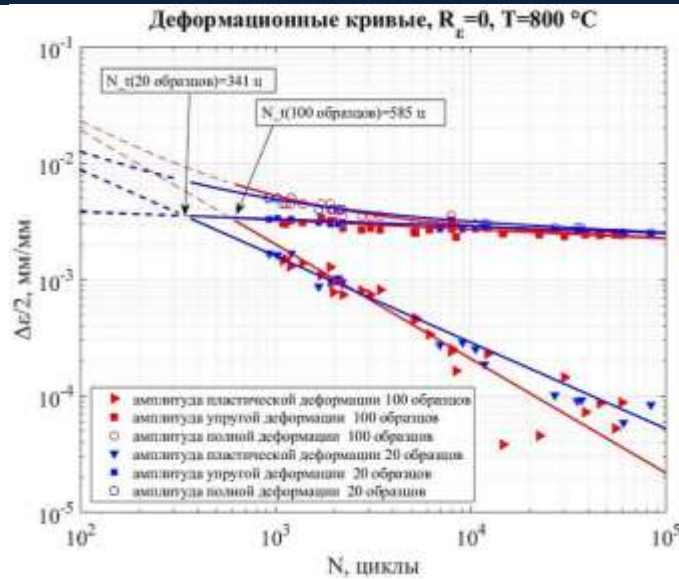


Рис. 7 – Деформационные кривые при температуре 800 °C для оценки влияния плотности загрузки платформы построения (синтез 100/20 образцов)

Таким образом, по результатам таблицы 1 для образцов первого вида ($T=800$ °C) следует отметить повышенную пластичность режима 100 образцов на платформе и повышенную прочность у режима 20 образцов на платформе. По результатам таблицы 1 сравнивая режимы с различным состоянием поверхности для образцов второго вида ($T=650$ °C) следует отметить совместное увеличение прочности и снижение пластичности при увеличении шероховатости поверхности рабочей части. В работе [12] при анализе напряженно-деформированного состояния при циклическом нагружении в области 10^4 – 10^6 циклов отмечено отсутствие различий в неупругом поведении синтезированных образцов 316L с механической обработкой поверхности рабочей части и с шероховатостью 13 мкм.

Для оценки циклической долговечности режимов сплавления предельное состояние материала оценено амплитудными значениями полной деформации, её упругой и пластической составляющих [13]:

$$\begin{aligned} \Delta \sigma / 2 &= \sigma_f' N_f^b; \\ \Delta \varepsilon_p / 2 &= \varepsilon_f' N_f^c; \\ \Delta \varepsilon / 2 &= \frac{\sigma_f'}{E} N_f^b + \varepsilon_f' N_f^c. \end{aligned} \quad (1)$$

где $\Delta\varepsilon/2$ – амплитуда полной деформации; σ'_f – коэффициент усталостной прочности; b – показатель усталостной прочности; ε'_f – коэффициент усталостной пластичности; c – показатель усталостной пластичности; N_f – число циклов до разрушения.

Таблица 2

Результаты расчета параметров уравнения Басквина-Мэнсона-Коффина

Температура испытания, °С	Режим синтеза	σ_f , МПа	b	ε_f	c
800	20 образцов	758	-0.061	0.27	-0.742
	100 образцов	796	-0.08	1.77	-0.982
650	Ra=0.2 мкм	1148	-0.097	6.75	-1.068
	Ra=1.06 мкм	1445	-0.144	0.03	-0.644
	Ra=4.8 мкм	3286	-0.153	1.05	-0.758

Для установления причины снижения механических свойств проведено сравнительное исследование границ зерен и приграничных областей методом ПЭМ материалов, полученных при минимальной (20 ед.) и максимальной (100 ед.) плотности загрузки платформы построения. При малой плотности загрузки платформы построения (рис. 8) границы зерен декорированы карбидными частицами и частицами σ -фазы (более подробно в [2–4]).

Частицы оксидов встречаются в приграничной области в виде дисперсных глобулей размером 20–30 нм, реже 100 нм. Определение химического состава методом МРСА показало, что это оксиды алюминия, т.е. «первичные» оксиды, образующиеся в процессе синтеза при разрушении тончайших пассивирующих плен на поверхности частиц порошка при тепловом воздействии лазера. Количество оксидов пренебрежимо мало и не способно оказать ощутимого воздействия на механические свойства синтезированного материала, в том числе, благодаря глобулярной морфологии.

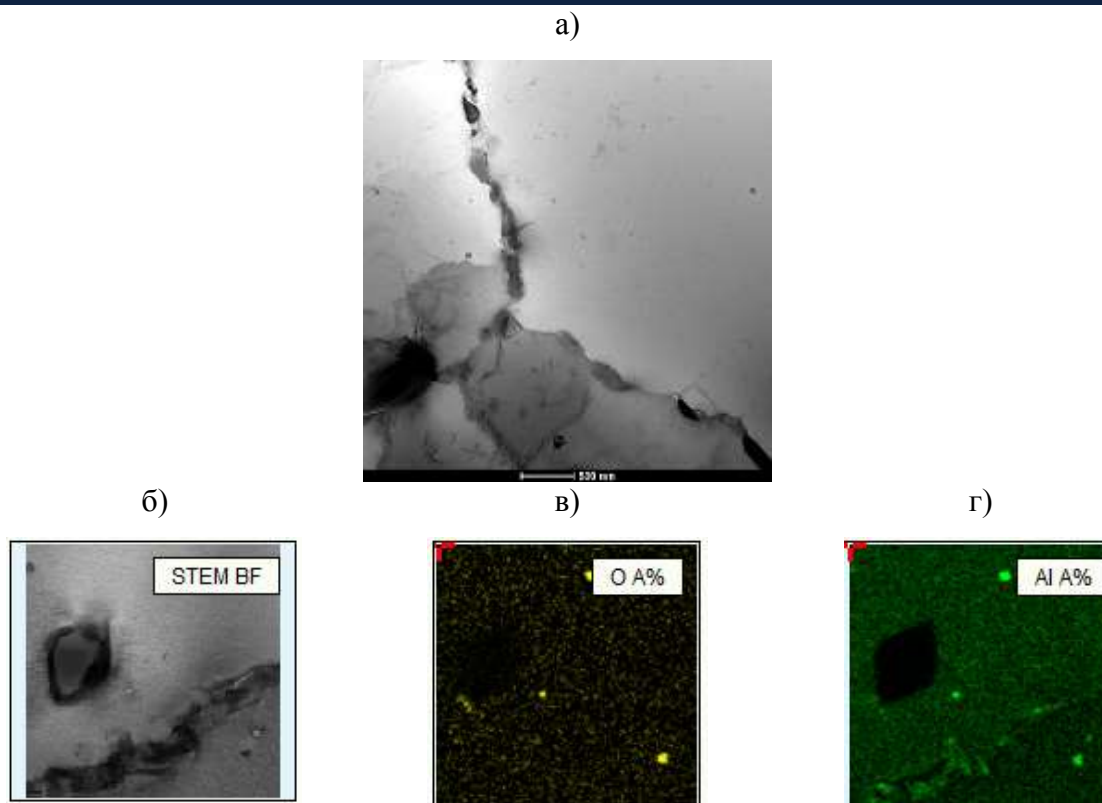


Рис. 8 – Микроструктура и карты распределения элементов образца сплава ВЖ159 при плотности загрузки 20 образца на платформе: а – тройной стык зерен, ПЭМ; б – участок с частицей вблизи границы зерна, на котором выполнено МРСА-картирование элементов по кислороду (в) и алюминию (г), ПЭМ

Исследование структуры материала, полученного при одновременном синтезе 100 образцов на платформе (рис. 9), показало присутствие значительного количества оксидов хрома по границам зерен и в периферийной области. Оксиды имеют крайне неблагоприятную пластинчатую форму, могут служить концентраторами напряжений и источниками зарождения трещин. Отдельные участки границ сильно загрязнены частицами оксидов различной морфологии, в том числе и относительно крупными – размером до 1 мкм.

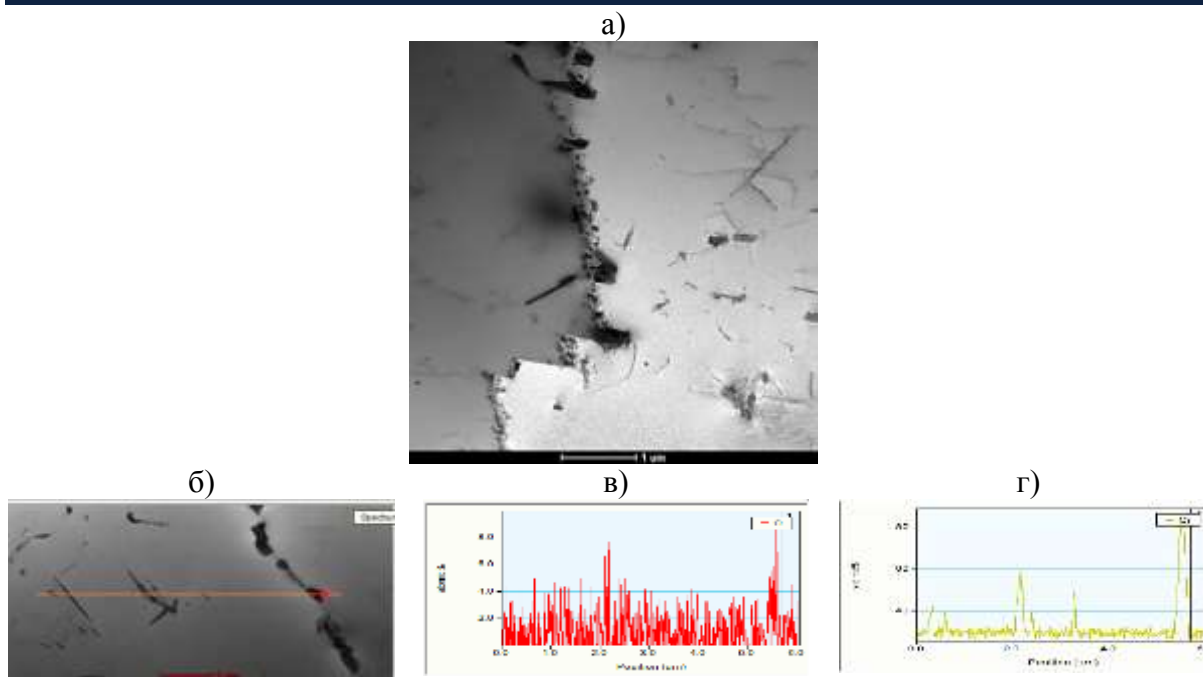


Рис. 9 – Микроструктура и профили распределения элементов образца сплава ВЖ159 при плотности загрузки 100 образцов на платформе: а – общий вид границы зерна и периферийной области, ПЭМ; б – линия сканирования по которой определялось содержание кислорода (в) и хрома (г)

Различия химического состава оксидов говорят о их разной природе. Наиболее вероятно, что образование оксидов хрома связано с попаданием в площадь экспонирования металлического конденсата, преимущественно состоящего из хрома. Процесс образования выбросов и конденсата в процессе лазерного синтеза хорошо проиллюстрирован в работе [14].

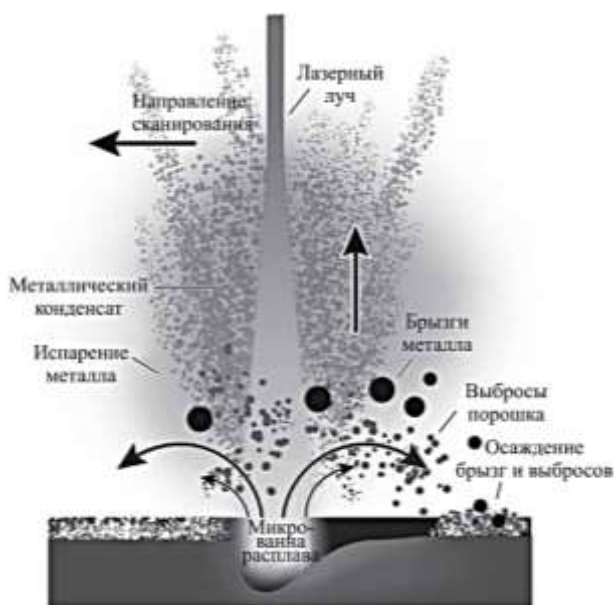


Рис. 10 – Схема образования выбросов и металлического конденсата в процессе экспонирования сечения [14]

В процессе СЛС при умеренных плотностях энергии система обдува эффективно удаляет металлический конденсат из зоны построения, поэтому наиболее вероятной причиной попадания его в сечение сплавляемых изделий являются выбросы. Металлический пар в начальной стадии конденсируется в виде плен на выбросах и сопутствующих гранулах, выносимых ударным воздействием вскипающей металлической ванны. Попадание таких загрязненных металлическим конденсатом выбросов в экспонируемое сечение, вероятно, и вызывает деградацию структуры синтезированного материала. Интенсивность деградации может зависеть от плотности загрузки платформы построения и от цикличности использования оборотного порошка, поскольку механизмы загрязнения являются едиными, а вероятность попадания загрязненных гранул в экспонируемое сечение при их накоплении в оборотном порошковом материале увеличивается.

Анализируя циклическую долговечность образцов первого вида ($T=800\text{ }^{\circ}\text{C}$) следует отметить схожие значения упругой и пластической составляющих, различие состоит в несколько большей интенсивности процесса пластической деформации (показатель c) режима 100 образцов на платформе. Анализируя циклическую долговечность образцов второго вида ($T=650\text{ }^{\circ}\text{C}$) следует отметить совместное увеличение прочности и снижение пластичности при увеличении шероховатости поверхности рабочей части.

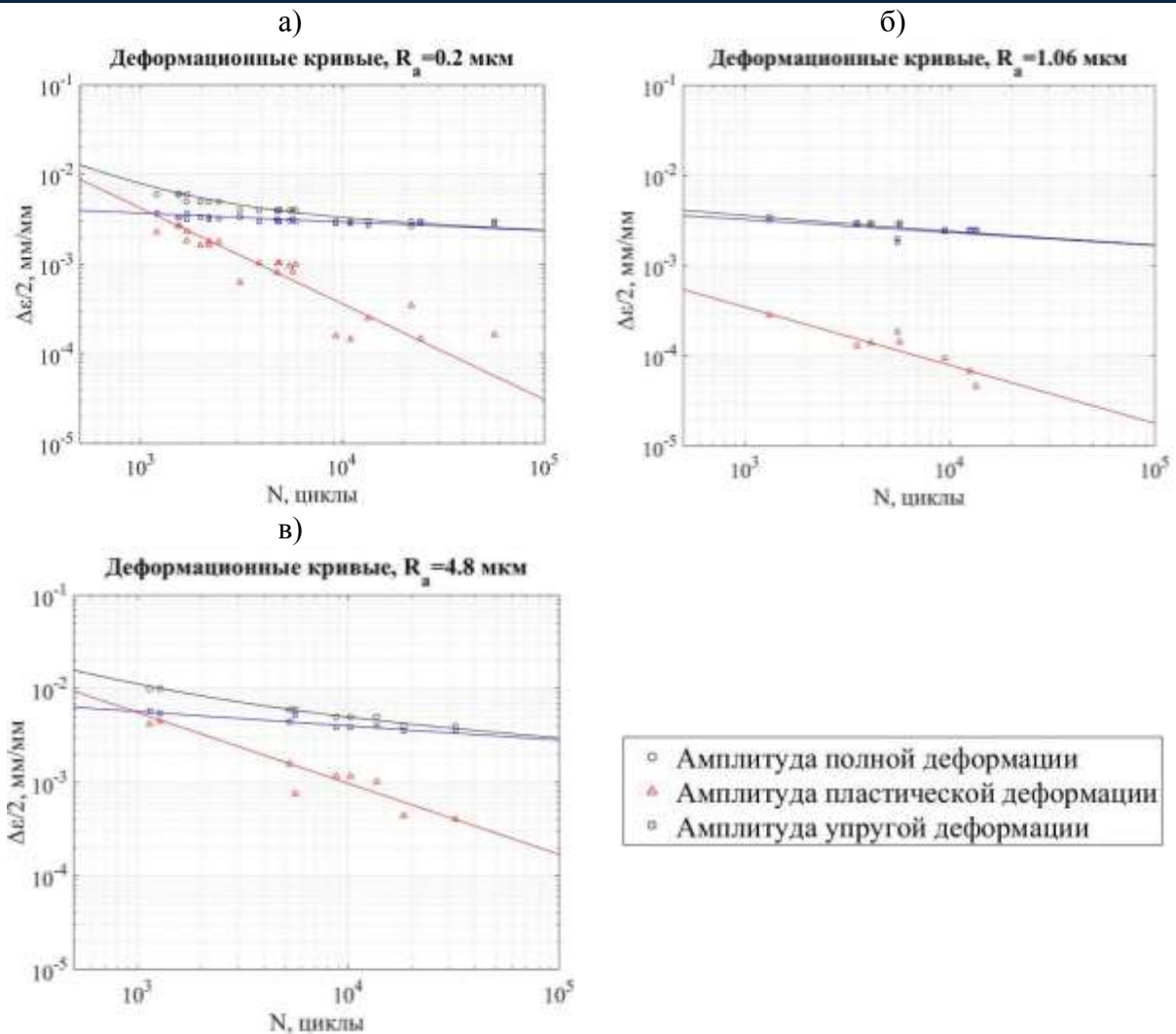


Рис. 11 – Деформационные кривые сплава ВЖ159 при температуре 650 °С для оценки влияния состояния поверхности при: а) синтезе сплошных образцов с механической обработкой поверхности; б) синтезе сплошных образцов с обработкой поверхности виброгалтовкой; в) синтезе тонкостенных образцов без обработки поверхности

Заключение

Исследовано влияние плотности загрузки платформы построения и состояния поверхности рабочей части синтезируемых образцов на усталостную долговечность. Установлены следующие особенности:

1. При испытании на малоцикловую усталость образцов первого вида при температуре 800 °С на уровне базовой долговечности 10^4 циклов ($\Delta\epsilon/2=0.25 \%$) медианное значение долговечности составляет 21 000 и 60 000 циклов для режима 100 и 20 образцов соответственно. При рассмотрении деформационных кривых (уравнение Мэнсона-Коффина) наблюдаются схожие значения упругой и пластической составляющих, различие состоит в

несколько большей интенсивности процесса пластической деформации (показатель c) режима 100 образцов на платформе.

2. Методом ПЭМ проведено исследование границ и периферийных областей зерен синтезированного материала. Установлено, что снижение прочности вызвано скоплением в приграничных областях оксидов хрома неблагоприятной строчечной морфологии, вовлекаемый в синтезированный материал из металлического конденсата, образование которого является следствием перегрева ванны расплава в процессе экспонирования.

3. При испытании на малоцикловую усталость образцов второго вида при температуре 650 °С для фиксированной долговечности 10^4 циклов наибольшую прочность демонстрируют образцы с механической обработкой рабочей части. При шероховатости 1.06 и 4.8 мкм снижение прочности составляет 17 %. При рассмотрении напряженно-деформированного состояния при циклическом нагружении (уравнение Рэмберга-Осгуда) сравнивая режимы с различным состоянием поверхности наблюдается совместное увеличение прочности и снижение пластичности при увеличении шероховатости поверхности рабочей части.

Список литературы

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. С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.

2. Каблов Е.Н., Евгенов А.Г., Мазалов И.С., Шуртаков С.В., Зайцев Д.В., Прагер С.М. Эволюция структуры и свойств высокохромистого жаропрочного сплава ВЖ159, полученного методом селективного лазерного сплавления. Ч. I // Материаловедение. 2019. № 3. С. 9–17. DOI: 10.31044/1684-579X-2019-0-3-9-17.

3. Каблов Е.Н., Евгенов А.Г., Мазалов И.С., Шуртаков С.В., Зайцев Д.В., Прагер С.М. Эволюция структуры и свойств высокохромистого

жаропрочного сплава ВЖ159, полученного методом селективного лазерного сплавления. Ч. II // Материаловедение. 2019. № 4. С. 9–15. DOI: 10.31044/1684-579X-2019-0-4-9-15.

4. Каблов Е.Н., Евгенов А.Г., Мазалов И.С., Шуртаков С.В., Зайцев Д.В., Прагер С.М.. Структура и свойства, синтезированных методом СЛС сплавов ЭП648 и ВЖ159 после имитационных отжигов. // Материаловедение. 2020. № 6. С. 3–10. DOI: 10.31044/1684-579X-2020-0-6-3-10.

5. Sukal J., Palousek D., Koutny D. The effect of recycling powder steel on porosity and surface roughness of slm parts // Modern Machinery (MM) Science Journal. 2018. December (№ 5). P. 2643–2647. DOI: 10.17973/MMSJ.2018_12_2018110.

6. Yua C.-H., Leicht A., Peng R. L., Moverare J. Low cycle fatigue of additively manufactured thin-walled stainless steel 316L // Materials Science & Engineering A Volume 821, 21 July 2021, 141598, <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141598>.

7. Yadroitsev I., Yadroitsava I., Plessis A. D., MacDonald E. Additive Manufacturing Materials and Technologies. Fundamentals of Laser Powder Bed Fusion of Metals // 2021 Elsevier Inc.

8. Wright R.N., Flinn J.E., Korth G.E. et al. The microstructure and phase relationships in rapidly solidified type 304 stainless steel powders // Metall. Trans. A. 1988. Vol. 19. No. October. P. 2399–2405.

9. Беляев М.С., Горбовец М.А., Бакрадзе М.М. Изменение параметров упругопластического деформирования в процессе испытаний на МЦУ при жестком нагружении жаропрочного сплава ВЖ175 // Труды ВИАМ. 2015. № 12. Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 11.03.2022). DOI: [doi.org/ 10.18577/2307-6046-2015-0-12-5-5](https://doi.org/10.18577/2307-6046-2015-0-12-5-5).

10. Волков А.М., Востриков А.В. Сопротивление гранулируемых жаропрочных никелевых сплавов разрушению при малоциклового усталости (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2016. № 1 (43). С. 74–79. DOI:10.18577/2071-9140-2016-0-S1-74-79.

11. Bannantine J.A., Comer J.J., Handrock J.L. Fundamentals of metal fatigue analysis. Englewood Cliffs, New Jersey: Prentice Hall, 1990. 63 p.
12. Lee S., Pegues J.W., Shamsaei N. Fatigue behavior and modeling for additive manufactured 304L stainless steel: the effect of surface roughness, International Journal of Fatigue Volume 141, December 2020, 105856 <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2020.105856>
13. Lee Y.-L., Barkey M.E., Kang H.-T. Metal fatigue analysis handbook: practical problem-solving techniques for computer-aided engineering. Elsevier Inc. 2012. P. 222–223.
14. Gas Flow white paper. URL: <https://www.ge.com/additive/download-gas-flow-white-paper> (дата обращения: 10.03.2022).

УДК 620.1

Исследование характеристик малоциклового усталости жаропрочного никелевого сплава ВКНА-1ВР

И.А. Ходинев; С.А. Монин; М.А. Горбовец, к.т.н.

lab33@viam.ru

Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт» (НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ)

Аннотация

В статье приведены результаты исследования малоциклового усталости при «жестком» цикле нагружения и при «мягком» цикле нагружения никелевого жаропрочного литейного равноосного сплава ВКНА-1ВР при комнатной и двух эксплуатационных температурах при трех коэффициентах асимметрии. Испытания проведены при синусоидальном цикле нагружения с частотой 1 Гц. Проведено сопоставление напряжения при «мягком» и «жестком» циклах нагружения. Проведено сравнение кривой усталости и априорных кривых, полученных с использованием характеристик кратковременной прочности.

Ключевые слова:

малоцикловая усталость, жаропрочный сплав, литейный сплав, никелевый сплав, уравнение Басквина-Мэнсона-Коффина, МЦУ, прогнозирование характеристик сопротивления усталости, коэффициент асимметрии

Введение

Жаропрочные никелевые сплавы активно используют в современном газотурбинном двигателестроении авиационного (авиационные газотурбинные двигатели – АГТД) и энергетического назначения (газотурбинные установки – ГТУ). Самыми сложными и ответственными деталями горячего тракта являются литые охлаждаемые лопатки из никелевых жаропрочных сплавов, которые обладают соответствующими характеристиками прочности в эксплуатационных условиях. Разработка жаропрочных сплавов на основе никеля, связанная с требованием повышения температурной работоспособности и сохранением физико-механических свойств материала при воздействии различных факторов, является актуальной задачей [1–10]. Исследуемый жаропрочный сплав марки ВКНА-1ВР используют для изготовления сопловых лопаток, элементов жаровых труб, реактивного сопла и других деталей АГТД и ГТУ различного назначения, работающих в общеклиматических условиях в интервале температур 900–1250 °С длительно и 1300 °С кратковременно.

Для деталей, подверженных циклическому нагружению, определяют характеристики мало- и многоциклового усталости. Малоцикловая усталость (далее МЦУ) характеризуется напряжениями, превышающими предел текучести материала. В процессе проведения испытаний на МЦУ контролируют один из параметров – размах напряжения или полной деформации за цикл. Контролируемый параметр остается неизменным на протяжении всего испытания, а второй параметр меняется. Нагружение при контроле деформации называется «жестким», а при контроле нагрузки – «мягким».

В настоящей работе определены характеристики МЦУ сплава ВКНА-1ВР и при «жестком», и при «мягком» нагружении при трех коэффициентах асимметрии цикла. При проведении анализа результатов испытаний определены пределы выносливости, получены характеристики рассеяния экспериментальных значений. Проанализированы зависимости этих величин

от температуры испытания и коэффициента асимметрии. Произведено сопоставление экспериментальных значений долговечности с априорными деформационными кривыми, спрогнозированными на основе характеристик кратковременной прочности. Проведено сопоставление напряжений, задаваемых при «мягком» цикле нагружения с напряжениями, возникающими при «мягком» цикле нагружения на одинаковых уровнях долговечности.

Работа была выполнена в рамках реализации комплексной научной проблемы 2.2. «Квалификация и исследование материалов» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [5].

Материалы и методы

Исследуемый сплав ВКНА-1ВР относится к жаропрочным интерметаллидным сплавам на основе соединения Ni_3Al . Отливки под образцы из сплава ВКНА-1ВР получены методом точного литья в вакууме по выплавляемым моделям с последующей стандартной для данного материала термической обработкой (высокотемпературный вакуумный отжиг с закалкой в газовой среде и горячее изостатическое прессование) [11–13].

Испытания на МЦУ были проведены в соответствии с ГОСТ 25.502 [14], ASTM E466 и ASTM E606 [15]. При испытаниях на малоцикловую усталость использованы гладкие цилиндрические образцы с диаметром рабочей части 5 мм и длиной рабочей части 15 мм, соответствующие требованиям ASTM E606. Испытания были проведены на сервогидравлическом универсальном испытательном оборудовании. Контроль полной деформации был осуществлен с помощью высокотемпературного экстензометра с керамическими щупами. Поддержание заданной температуры испытаний осуществлялось при помощи трехзонных электрических печей [16]. Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ.

Образцы испытывались при трех температурах: 20 °С, 850 °С и 1050 °С. При одной температуре и одном коэффициенте асимметрии было испытано по от 15 до 25 образцов на нескольких уровнях нагружения. Испытания проводились при трех коэффициентах асимметрии ($R=0, 0.5, -1$), синусоидальной форме цикла, частоте нагружения $f=1$ Гц и для «мягкого», и для «жесткого цикла нагружения. При проведении испытаний определялось число циклов до разрушения N_p . Для испытаний при «жестком» цикле производилась регистрация напряжений в течение всего испытания, производилась запись петель гистерезиса. Критериями окончания испытания являлись:

- падение напряжения более чем на 50 %
- разделение образца на две части.

Результаты и обсуждение

Для аппроксимации зависимости числа циклов до разрушения от заданной деформации или заданного напряжения, в соответствии с рекомендациями РЦ АП-33.15-1 [17], могут быть использованы степенная и экспоненциальная модели:

$$N_f = A \cdot \Delta\varepsilon^B; N_f = C \cdot \Delta\sigma^D \quad (1)$$

$$N_f = \alpha \cdot \exp(\beta\Delta\varepsilon); N_f = \gamma \cdot \exp(\delta\Delta\sigma), \quad (2)$$

где N_f – число циклов до разрушения, $\Delta\varepsilon$ – размах полной деформации, $\Delta\sigma$ – размах напряжения, $A, B, C, D, \alpha, \beta, \gamma, \delta$ – коэффициенты.

В процессе обработки результатов испытаний было выявлено, что для большинства испытаний аппроксимация уравнением (1) характеризуется меньшим среднеквадратичным отклонением (далее СКО) экспериментальных результатов от линии регрессии [17]:

$$S(\lg N) = \sqrt{\frac{1}{n-2} \sum_{i=1}^n (\lg N_i - \overline{\lg N_i})^2}, \quad (5)$$

где n – количество экспериментальных точек $\lg N_i$ – экспериментальные логарифмы долговечностей, $\overline{\lg N_i}$ – логарифмы долговечностей,

определенные по регрессионной зависимости для заданного уровня напряжения или деформации.

Поэтому было принято решение для аппроксимации экспериментальных данных использовать степенную модель (1). После логарифмирования обеих частей уравнения (1) была получена линейная зависимость:

$$\lg N_f = a + b \lg \Delta \varepsilon ; \lg N_f = c + d \cdot \lg \Delta \sigma , \quad (3)$$

где a , b , c , d – коэффициенты регрессии.

В результате регрессионного анализа экспериментальных данных, полученных при девяти режимах испытаний (трех температурах: 20 °С, 850 °С, 1050 °С; трех коэффициентах асимметрии: $R = 0$, $R = 0.5$, $R = -1$), были построены линии средних значений $\lg N_f$, соответствующих вероятности разрушения 50 % (рисунки 1–6). Также определены коэффициенты линейной регрессии a и b , средние значения предела МЦУ на базе 10^4 циклов и СКО (таблица 1 для «жесткого» цикла нагружения и таблица 2 для «мягкого» цикла нагружения).

Параметры линии регрессии при «жестком» цикле нагружения

Температура, °С	Коэффициент асимметрии R_ε	Коэффициенты линейной регрессии		Предел выносливости $\Delta\varepsilon$, % (на базе $N=10^4$ циклов)	СКО
		a	b		
20	-1	6.65	-4.41	0,60	0.309
	0	6.74	-5.02	0,55	0.479
	0,5	6.88	-5.27	0,54	0.422
850	-1	7.70	-8.33	0,44	0.538
	0	6.15	-5.92	0,37	0.377
	0,5	6.91	-9.48	0,31	0.275
1050	-1	4.57	-3.58	0,16	0.439
	0	5.45	-6.17	0,24	0.466
	0,5	-	-	-	-

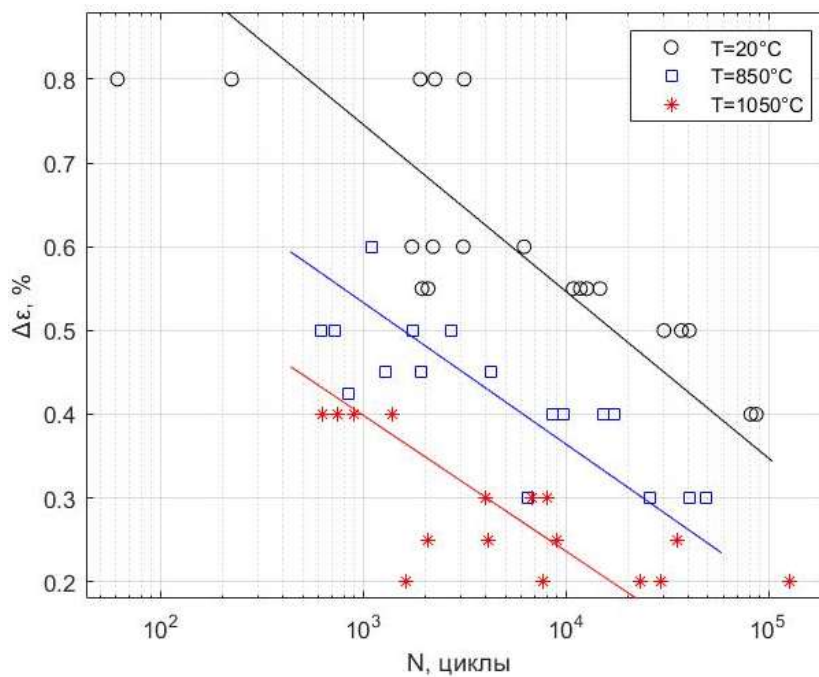


Рис. 1 – Линии регрессии при $R_\varepsilon = 0$ при «жестком» цикле нагружения

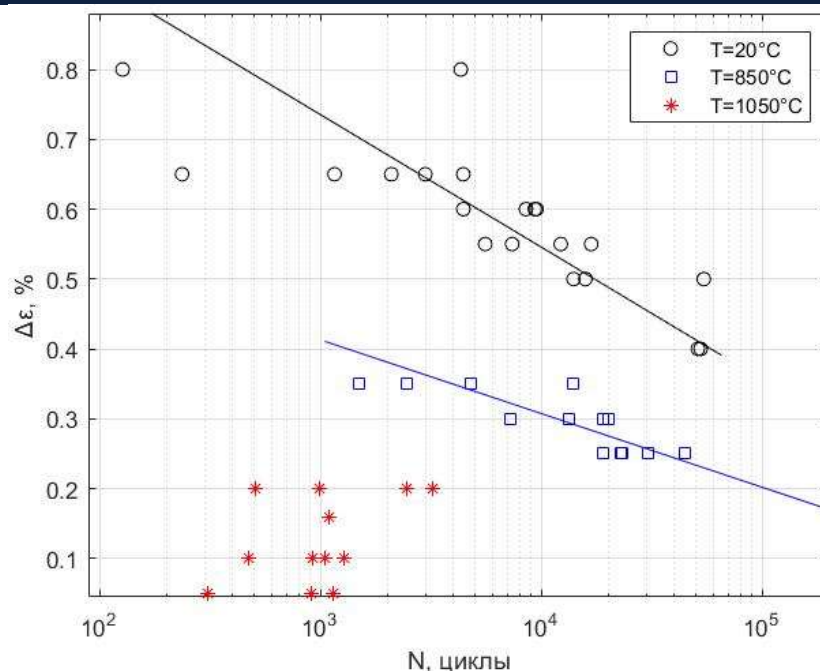


Рис. 2 – Линии регрессии при $R_\epsilon = 0,5$ при «жестком» цикле нагружения

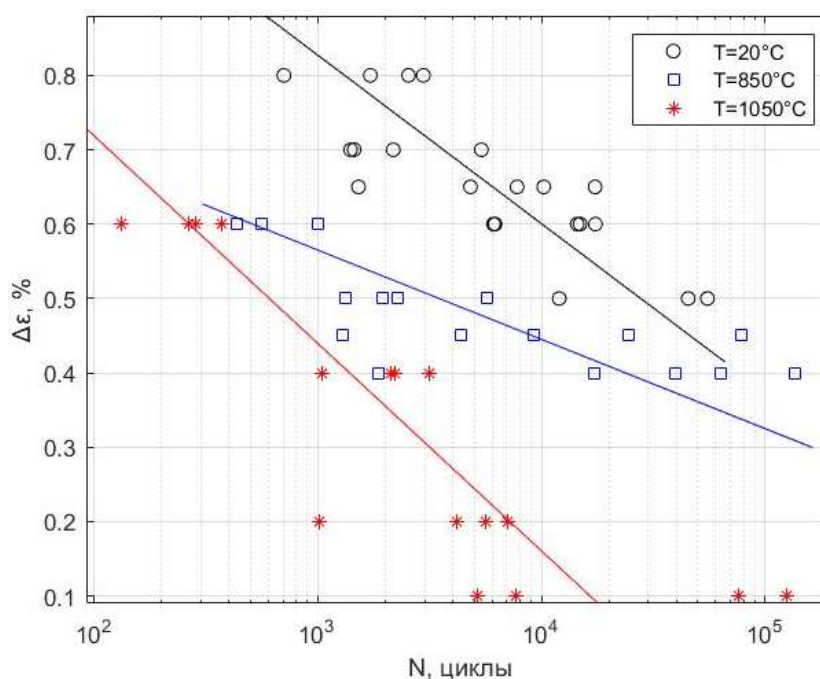


Рис. 3– Линии регрессии при $R_\epsilon = -1$ при «жестком» цикле нагружения

В результате регрессионного анализа экспериментальных данных испытаний при «жестком» цикле нагружения было установлено следующее:

– для всех трех исследуемых коэффициентов асимметрии повышение температуры вызывает снижение предела выносливости на базе 10^4 циклов на 25–44 % при повышении температуры испытания от 20 до 850°C и на 28–

69 % при повышении температуры испытания от 850 до 1050 °С, за исключением характеристик МЦУ при температуре 1050 °С и коэффициенте асимметрии $R=0.5$, их в данном эксперименте определить не удалось;

– для всех трех температур при сравнении размахов деформации $\Delta\varepsilon$ наибольшим пределом выносливости на базе 10^4 циклов характеризуется коэффициент асимметрии $R = -1$, за исключением температуры испытаний 1050 °С, где наибольшим пределом выносливости на базе 10^4 циклов характеризуется коэффициент асимметрии $R=0$. Наименьшим пределом выносливости на базе 10^4 циклов для комнатной температуры испытаний характеризуется коэффициент асимметрии $R = 0$, а для эксплуатационных температур – коэффициент асимметрии $R = 0.5$, за исключением температуры испытаний 20 °С, где наименьшим пределом выносливости на базе 10^4 циклов характеризуется коэффициент асимметрии $R=0$;

– СКО, характеризующее рассеяние экспериментальных значений, изменяются в интервале от 0,275 до 0,538 Зависимость СКО температуры испытаний и коэффициента асимметрии не прослеживается.

Таблица 2

Параметры линии регрессии при «мягком» цикле нагружения

Температура, °С	Коэффициент асимметрии R_σ	Коэффициенты линейной регрессии		Предел выносливости $\Delta\sigma$, МПа (на базе $N=10^4$ циклов)	СКО
		a	b		
20	-1	6.09	-0.002	1130	0.311
	0	10.82	-0.01	575	0.439
	0,5	57.78	-0.18	245	0.340
850	-1	7.19	-0.005	670	0.326
	0	7.74	-0.007	545	0.191
	0,5	8.65	-0.016	240	0.198
1050	-1	6.61	-0.007	395	0.125
	0	7.19	-0.013	250	0.285
	0,5	6.19	-0.02	105	0.239

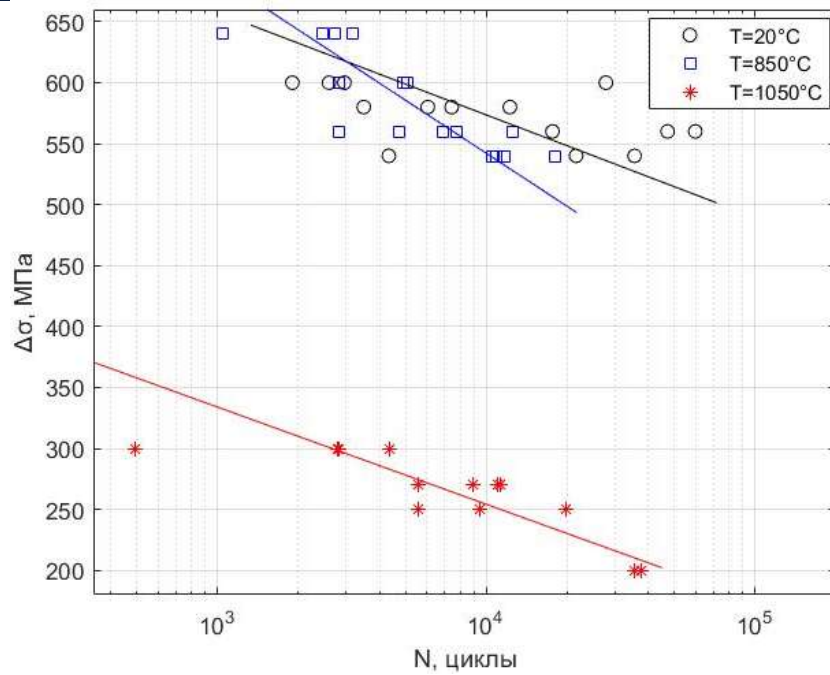


Рис. 4 – Линии регрессии при $R_\sigma = 0$ при «мягком» цикле нагружения

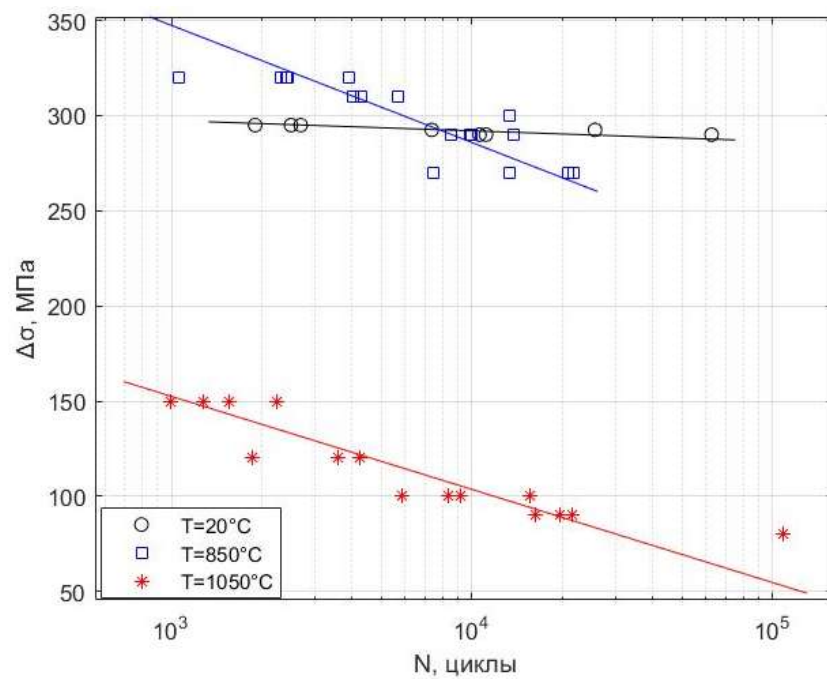


Рис. 5 – Линии регрессии при $R_\sigma = 0,5$ при «мягком» цикле нагружения

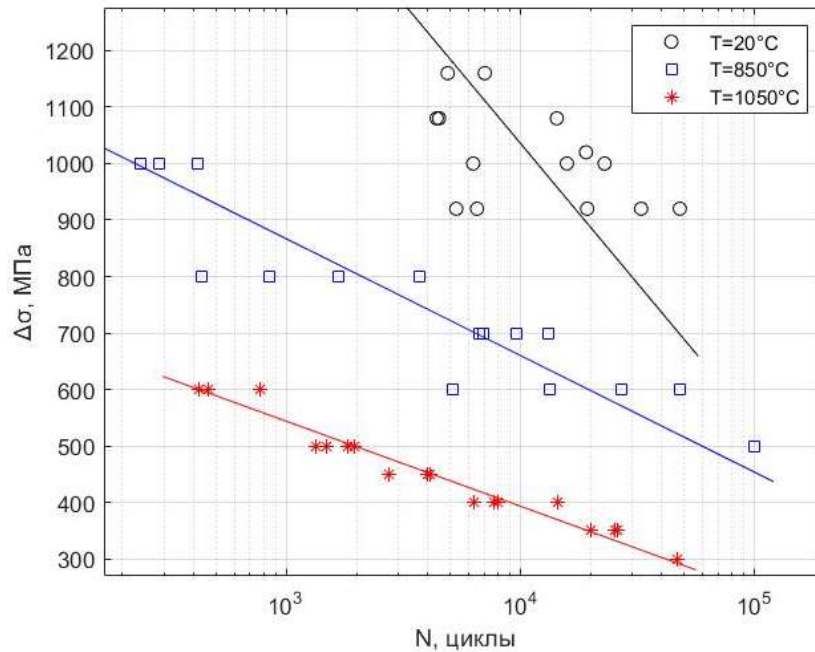


Рис. 6 – Линии регрессии при $R_{\sigma} = -1$ при «мягком» цикле нагружения

В результате регрессионного анализа экспериментальных данных испытаний при «мягком» цикле нагружения было установлено следующее:

– для всех трех исследуемых коэффициентов асимметрии повышение температуры вызывает снижение предела выносливости на базе 10^4 циклов на 2–34 % при повышении температуры испытания от 20 до 850 °С (наибольшее снижение 34 % при $R=-1$) и на 39–65 % при повышении температуры испытания от 850 до 1050 °С (наибольшее снижение 65 % при $R=-0.5$);

– для всех трех температур при сравнении амплитуд нагружения σ_a наибольшим пределом выносливости на базе 10^4 циклов характеризуется коэффициент асимметрии $R=-1$. При переходе к коэффициенту асимметрии $R=0$ предел выносливости снижается на 18–43 %, а при переходе к $R=0,5$ на 57–75 %;

– при всех трех исследуемых температурах коэффициент асимметрии $R=0.5$ характеризуется значительно большим наклоном линии регрессии, чем другие коэффициенты асимметрии;

– выраженное изменение СКО, характеризующее рассеяние экспериментальных значений, наблюдается между результатами испытаний при комнатной и повышенных температурах, при этом зависимость СКО от коэффициента асимметрии не прослеживается. СКО изменяются в интервале от 0,125 до 0,439.

Испытания при «жестком» цикле нагружения были проведены при регистрации напряжений. Исследования поведения материала при «жестком» нагружении [12] показали, что максимальное и минимальное напряжения большую часть испытания практически не меняются, поэтому для каждого испытания напряжения при количестве циклов $N_f/2$ были зафиксированы как характерные для соответствующего уровня размаха деформации.

При «жестком» цикле нагружения при коэффициентах асимметрии $R_\varepsilon = 0$ и $R_\varepsilon = 0.5$ коэффициент асимметрии по медианным напряжениям R_σ (при числе циклов $N_f/2$) меняется в широком диапазоне, тогда как при $R_\varepsilon = -1$ коэффициент асимметрии по напряжениям тоже колеблется около значения $R_\sigma = -1$ (рисунок 7). В связи с этим были сопоставлены напряжения, возникающие при «жестком» цикле нагружения при коэффициенте асимметрии $R_\varepsilon = -1$, и напряжения, задаваемые при «мягком» цикле нагружения при коэффициенте асимметрии $R_\sigma = -1$ (рисунок 8).

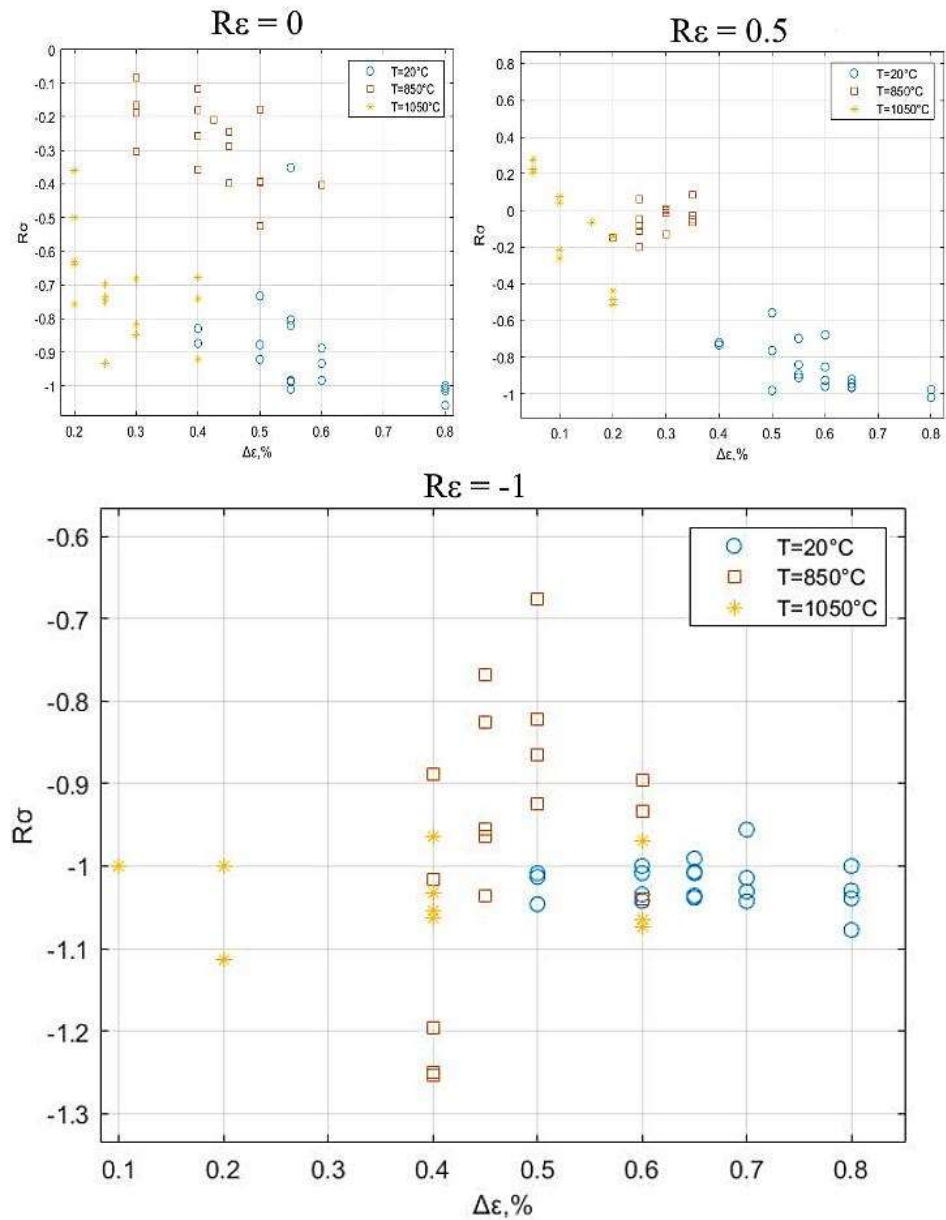


Рис. 7 – Коэффициенты асимметрии по медианным напряжениям $R\sigma$ при «жестом» цикле нагружения

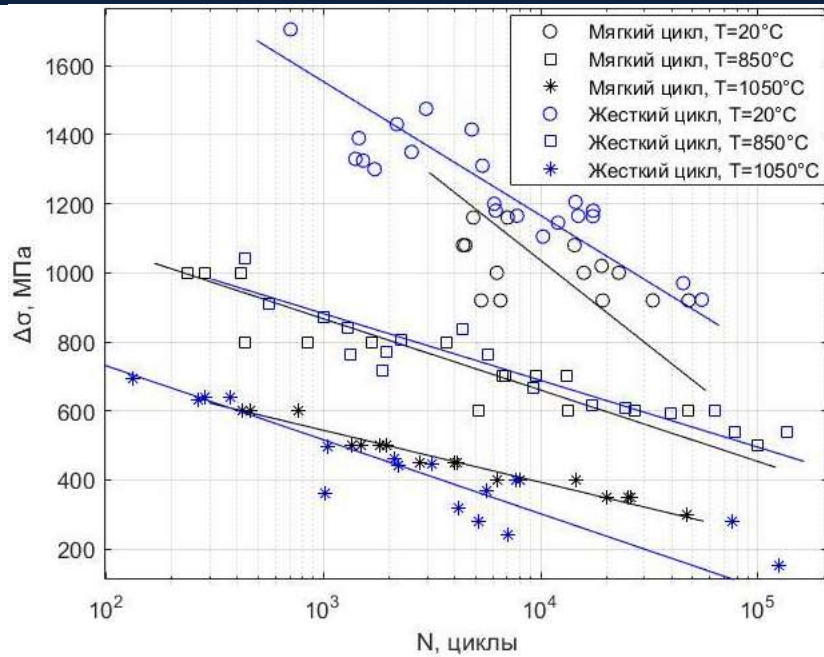


Рис. 8 – Сопоставление напряжений «жесткого» и «мягкого» цикла при симметричном нагружении

В результате сопоставления линий регрессии при «жестком» и «мягком» циклах нагружения было установлено следующее:

- при 20 и 850 °С предел выносливости на базе 10⁴ циклов, определенный по линии регрессии при «мягком» цикле нагружения, ниже на 4–10 %, чем предел, определенный при помощи регрессионного анализа медианных напряжений, возникающих при «жестком» цикле нагружения;

- при 1050 °С наблюдается обратная картина, предел выносливости на базе 10⁴ циклов, определенный при помощи регрессионного анализа медианных напряжений, возникающих при «жестком» цикле нагружения, ниже на 25 %, чем определенный по линии регрессии при «мягком» цикле нагружения.

Деформационные подходы, используемые для исследования усталости металлов, основываются на разделении амплитуды деформации на упругую и пластическую составляющие [18-21]:

$$\varepsilon_{ae} = \frac{\sigma'_f}{E} \cdot (N_p)^b,$$

$$\varepsilon_{ap} = \varepsilon'_f \cdot (N_p)^c \quad (7)$$

Уравнение Басквина-Мэнсона-Коффина, связывающее амплитуду полной деформации и количество циклов до усталостного разрушения, имеет вид:

$$\varepsilon_a = \frac{\sigma'_f}{E} \cdot (N_p)^b + \varepsilon'_f \cdot (N_p)^c, \quad (8)$$

где ε_a – амплитуда полной деформации, N_p – количество циклов до усталостного разрушения, σ'_f – коэффициент усталостной прочности, ε'_f – коэффициент усталостной пластичности, b – экспонента усталостной прочности, c – экспонента усталостной пластичности, E – модуль упругости. Это выражение справедливо для случая нагружения с коэффициентом асимметрии $R_\varepsilon = -1$. Существует ряд обобщений этого выражения на случай произвольного коэффициента асимметрии [22]. В настоящей работе используется выражение Смита, Уэстона и Топпера:

$$\varepsilon_a = \frac{\sigma'_f}{E} \cdot \left(N_p \cdot \left(\frac{1-R}{2} \right)^{\frac{1}{2b}} \right)^b + \varepsilon'_f \cdot \left(N_p \cdot \left(\frac{1-R}{2} \right)^{\frac{1}{2b}} \right)^c, \quad (9)$$

где R – коэффициент асимметрии.

Прогнозирование усталостных свойств используют для планирования испытаний – оценки уровней нагружения, соответствующих интересующим испытателя долговечностям. В настоящей работе были рассмотрены четыре применяемых метода определения коэффициентов уравнения (7) для прогнозирования деформационных кривых усталости: метод универсальных наклонов Мэнсона, модифицированный метод универсальных наклонов Муралидхарана-Мэнсона, метод четырехточечной корреляции Мэнсона и усредненный метод Мегиларо-Кастро для никелевых сплавов [23, 24].

Способы определения коэффициентов уравнения Басквина-Мэнсона-Коффина, предложенные в вышеперечисленных методах, представлены в таблице 3. Здесь σ_b – предел прочности, ε_f – пластическая деформация при статическом разрушении, ψ – относительное сужение.

Методы определения коэффициентов уравнения Басквина-Мэнсона-Коффина.

Название метода	Сокращение	Выражения для коэффициентов уравнения (9)
Метод универсальных наклонов (Мэнсон) [23]	МУН	$\sigma'_f = 1,9018\sigma_B; \quad b = -0,12; \quad c = -0,6;$ $\varepsilon'_f = 0,7579 \left[\ln \left(\frac{1}{1-\psi} \right) \right]^{0,6}$
Модифицированный метод универсальных наклонов (Муралидхаран-Мэнсон) [24]	ММУН	$\sigma'_f = 0,623E \left(\frac{\sigma_B}{E} \right)^{0,832}; \quad b = -0,09; \quad c = -0,56;$ $\varepsilon'_f = 0,019 \cdot \varepsilon_f^{0,155} \left(\frac{\sigma_B}{E} \right)^{-0,53}$
Метод четырехточечной корреляции (Мэнсон) [23]	МЧК	$\sigma'_f = 1,25\sigma_f \cdot 2^b; \quad \sigma_f \cong \sigma_B(1 + \varepsilon_f);$ $\varepsilon'_f = \frac{0,125}{20^c} \left[\ln \left(\frac{1}{1-\psi} \right) \right]^{3/4}$ $b = \frac{\lg(0,36 \cdot \sigma_B/\sigma_f)}{5,6}$ $c = \frac{1}{3} \lg \frac{0,0066 - \sigma'_f(2 \cdot 10^4)^b/E}{0,239 \left\{ \ln \left(\frac{1}{1-\psi} \right) \right\}^{3/4}}$
Усредненный метод Мегиларо-Кастро для никелевых сплавов	УММК	$\sigma'_f = 1.4\sigma_B; \quad \varepsilon'_f = 0.15;$ $b = -0.08; \quad c = -0.59$

Спрогнозированные вышеперечисленными методами деформационные кривые были построены для жаропрочного литейного равноосного сплава ВКНА-1ВР. Характеристики, необходимые для построения прогнозируемых деформационных кривых усталости, были получены из испытаний на кратковременную прочность. Экспериментальные значения долговечностей, линии регрессии и спрогнозированные по результатам статических испытаний графики зависимостей долговечности от размаха деформации представлены на рисунках 9–11.

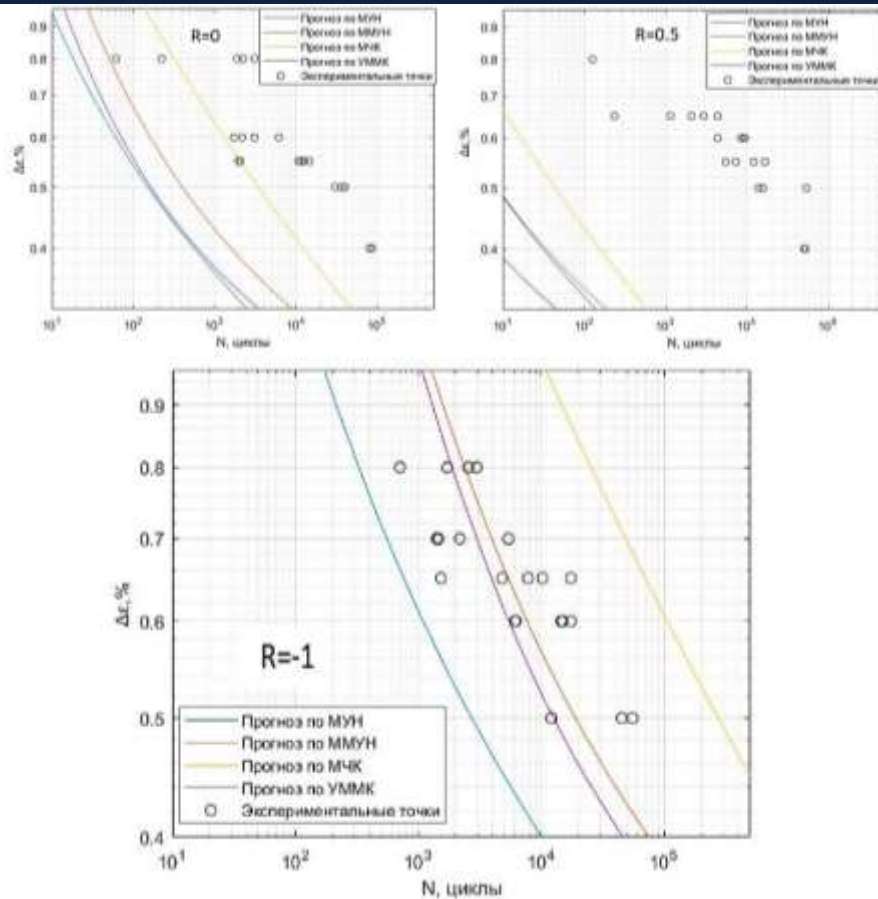


Рис. 9 – Априорные кривые при $R_\epsilon = 0, 0.5, -1$ и $T=20^\circ\text{C}$

При температуре 20°C грубая оценка усталостных свойств сплава ВКНА-1ВР, с использованием методов прогнозирования, возможна при $R=-1$. При этом модифицированный метод универсальных наклонов (ММУН) характеризуется наиболее близкой к экспериментальным данным априорной деформационной кривой.

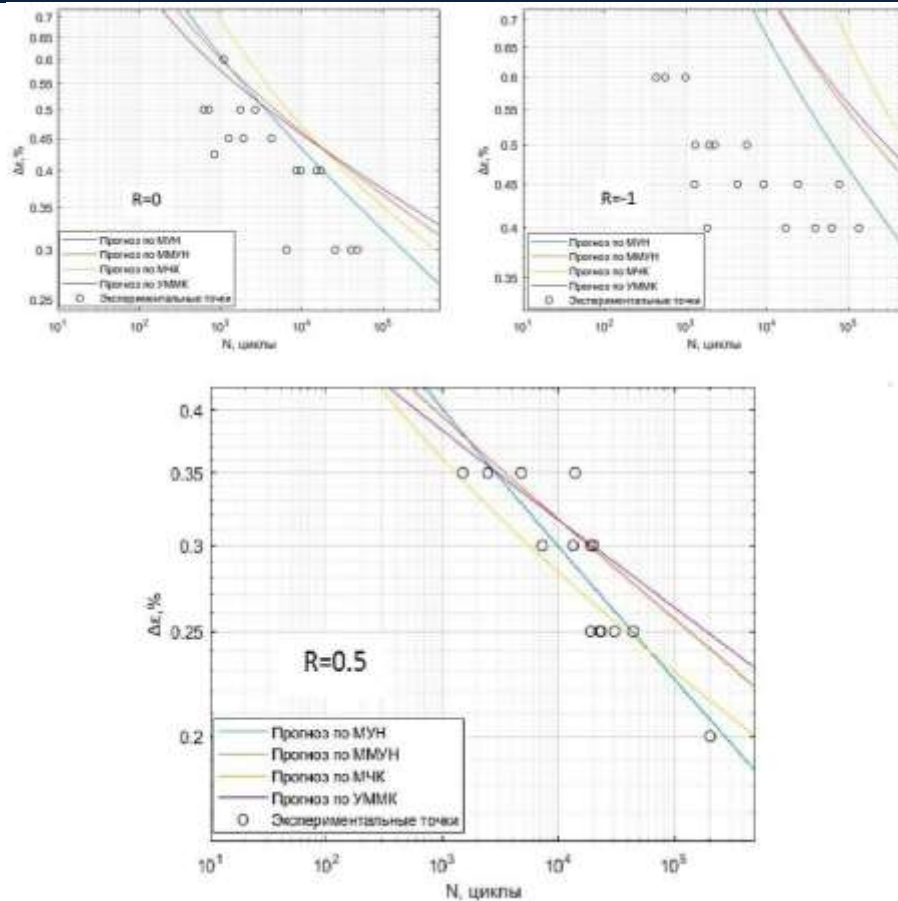


Рис. 10 – Априорные кривые при $R_e = 0, 0.5, -1$ и $T=850\text{ }^{\circ}\text{C}$

При температуре $850\text{ }^{\circ}\text{C}$ грубая оценка усталостных свойств сплава ВКНА-1ВР, с использованием методов прогнозирования, возможна при $R=0,5$. При этом метод универсальных наклонов (МУН) характеризуется наиболее близкой к экспериментальным данным априорной деформационной кривой.

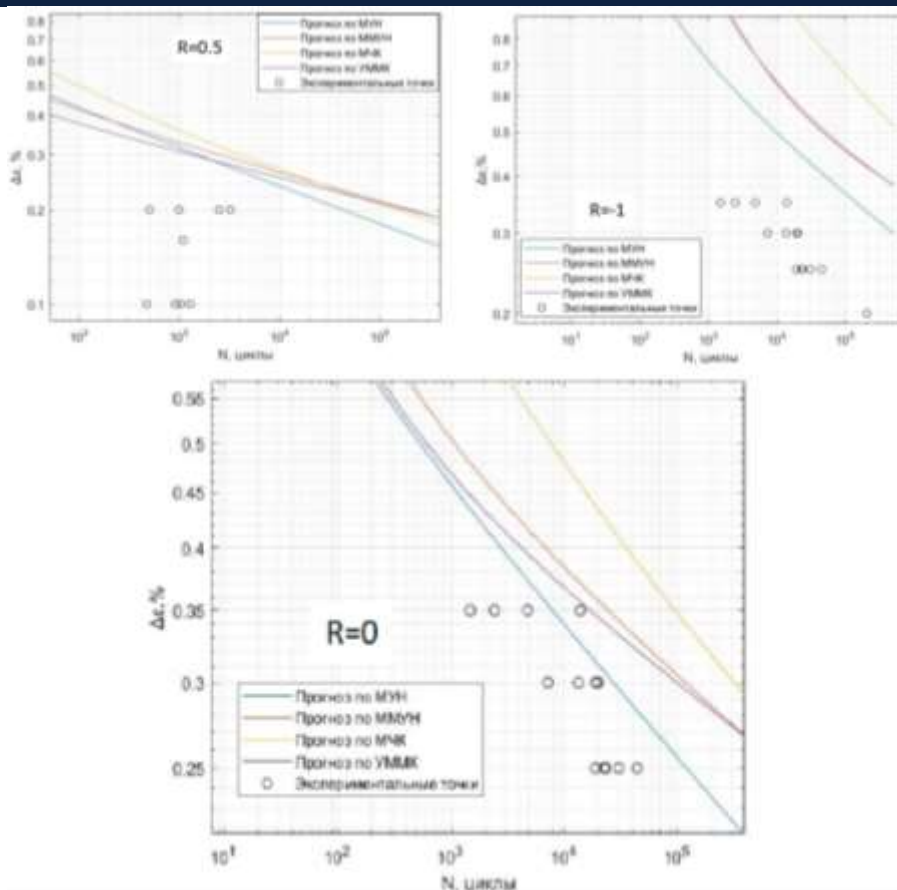


Рис.11 – Априорные кривые при $R_\epsilon = 0, 0.5, -1$ и $T=1050\text{ }^\circ\text{C}$

При температуре $1050\text{ }^\circ\text{C}$ грубая оценка усталостных свойств сплава ВКНА-1ВР, с использованием методов прогнозирования, возможна при $R=0$. При этом метод универсальных наклонов (МУН) характеризуется завышенными значениями долговечности относительно экспериментальных значений, но является наиболее близкой к экспериментальным данным априорной деформационной кривой.

Существуют и обобщающие прослеживаемости, например при коэффициенте асимметрии $R = -1$ априорные деформационные кривые при комнатной и при эксплуатационных температурах характеризуются завышенными значениями долговечности относительно экспериментальных значений, а при высоких температурах метод универсальных наклонов характеризуется наиболее близкой к экспериментальным данным априорной деформационной кривой.

Из вышесказанного следует сделать следующие выводы

– рассмотренные методы прогнозирования применимы для грубой оценки усталостных свойств сплава ВКНА-1ВР для температуры 20 °С при $R = -1$; температуры 850 °С при $R = 0.5$, и температуры 1050 °С при $R = 0$;

– из трех рассмотренных методов прогнозирования, в двух случаях метод универсальных наклонов Мэнсона характеризуется наиболее близкими к экспериментальным значениям априорными кривыми, и лишь в одном случае этим характеризуется модифицированный метод универсальных наклонов Муралидхаран-Мэнсона.

Заключение

В результате анализа и сопоставления результатов испытаний на малоцикловую усталость были сделаны следующие выводы:

1) Для испытаний при «жестком» цикле нагружения

– для всех трех исследуемых коэффициентов асимметрии повышение температуры вызывает снижение предела выносливости на базе 10^4 циклов на 25–44 % при повышении температуры испытания от 20 до 850 °С и на 28–69 % при повышении температуры испытания от 850 до 1050 °С, за исключением характеристик МЦУ при температуре 1050 °С и коэффициенте асимметрии $R=0.5$, их в данном эксперименте определить не удалось;

– для всех трех температур при сравнении размахов деформации $\Delta\varepsilon$ наибольшим пределом выносливости на базе 10^4 циклов характеризуется коэффициент асимметрии $R = -1$, за исключением температуры испытаний 1050 °С, где наибольшим пределом выносливости на базе 10^4 циклов характеризуется коэффициент асимметрии $R=0$. Наименьшим пределом выносливости на базе 10^4 циклов для комнатной температуры испытаний характеризуется коэффициент асимметрии $R = 0$, а для эксплуатационных температур – коэффициент асимметрии $R = 0.5$, за исключением температуры испытаний 20 °С, где наименьшим пределом выносливости на базе 10^4 циклов характеризуется коэффициент асимметрии $R=0$.

2) Для испытаний при «мягком» цикле нагружения

– для всех трех исследуемых коэффициентов асимметрии повышение температуры вызывает снижение предела выносливости на базе 10^4 циклов на 2–34 % при повышении температуры испытания от 20 до 850 °С (наибольшее снижение 34 % при $R=-1$) и на 39–65 % при повышении температуры испытания от 850 до 1050 °С (наибольшее снижение 65 % при $R=-0.5$);

– для всех трех температур при сравнении амплитуд нагружения σ_a наибольшим пределом выносливости на базе 10^4 циклов характеризуется коэффициент асимметрии $R=-1$. При переходе к коэффициенту асимметрии $R=0$ предел выносливости снижается на 18–43 %, а при переходе к $R=0,5$ на 57–75 %;

– при всех трех исследуемых температурах коэффициент асимметрии $R=0.5$ характеризуется значительно большим наклоном линии регрессии, чем другие коэффициенты асимметрии.

3) При сопоставлении результатов испытаний при «мягком» и «жестком» циклах нагружения:

– при 20 и 850 °С предел выносливости на базе 10^4 циклов, определенный по линии регрессии при «мягком» цикле нагружения, ниже на 4–10 %, чем предел, определенный при помощи регрессионного анализа медианных напряжений, возникающих при «жестком» цикле нагружения;

– при 1050 °С наблюдается обратная картина, предел выносливости на базе 10^4 циклов, определенный при помощи регрессионного анализа медианных напряжений, возникающих при «жестком» цикле нагружения, ниже на 25 %, чем определенный по линии регрессии при «мягком» цикле нагружения.

4) При анализе априорных кривых:

– рассмотренные методы прогнозирования применимы для грубой оценки усталостных свойств сплава ВКНА-1ВР для температуры 20 °С при $R = -1$; температуры 850 °С при $R = 0.5$, и температуры 1050 °С при $R = 0$;

– из трех рассмотренных методов прогнозирования, в двух случаях метод универсальных наклонов Мэнсона характеризуется наиболее близкими к экспериментальным значениям априорными кривыми, и лишь в одном случае этим характеризуется модифицированный метод универсальных наклонов Муралидхаран-Мэнсона.

Список литературы

1. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Петрушин Н.В., Висик Е.М. Монокристаллический жаропрочный никелевый сплав нового поколения с низкой плотностью // Авиационные материалы и технологии. 2015. № 2. С. 14–25. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-2-14-25.
2. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Петрушин Н.В. Новый монокристаллический интерметаллидный жаропрочный сплав на основе γ' -фазы для лопаток ГТД // Авиационные материалы и технологии. 2015. № 1 (34). С. 34–40. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-34-40
3. Петрушин Н.В., Оспенникова О.Г., Светлов И.Л. Монокристаллические жаропрочные никелевые сплавы для турбинных лопаток перспективных ГТД. // Авиационные материалы и технологии. 2017. № S. С. 72–103. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-72-103
4. Оспенникова О.Г. Тенденции создания жаропрочных никелевых сплавов низкой плотности с поликристаллической и монокристаллической структурой. // Авиационные материалы и технологии. 2016. № 1. С. 3–19. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-1-3-19.
5. 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
6. 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.

7. Голубовский Е.Р., Светлов И.Л., Петрушин Н.В., Черкасова С.А., Волков М.Е. Малоцикловая усталость монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов при повышенных температурах // Деформация и разрушение материалов. 2009. № 8. С. 41–48.

8. Горбовец М.А., Базылева О.А., Беляев М.С., Ходинев И.А. Малоцикловая усталость монокристаллического интерметаллидного сплава типа ВКНА в условиях «жесткого» нагружения // Металлург. 2014. № 8. С. 111–114.

9. Ходинев И.А., Монин С.А. Анизотропия характеристик малоциклового усталости монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн., 2020. № 10 (92). Ст. 97–105. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 01.05.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-10-97-105.

10. Zhong Z., Gu Y., Yuan Y. et al. On the low cycle fatigue behaviour of a Ni-based superalloy containing high Co and Ti contents // Materials Science and Engineering. 2012. Vol. A552. P. 434–443.

11. Базылева О.А., Аргинбаева Э.Г., Шестаков А.В. Жаропрочные интерметаллидные никелевые сплавы для двигателей летательных аппаратов // Идеи и Инновации. 2020. № 3-4. С. 138–146.

12. Аргинбаева Э.Г., Базылева О.А., Оспенникова О.Г., Летникова Е.Ю., Шестаков А.В. Интерметаллидные никелевые сплавы для авиационных газотурбинных двигателей // Вестник Российского Фонда Фундаментальных Исследований, 2017. № 4 (96). Ст. 107–114.

13. Лукин В.И., Базылева О.А., Ковальчук В.Г., Голев Е.В., Ходакова Е.А. Исследование свойств отливок из интерметаллидного сплава ВКНА-1ВР после исправления дефектов методом сварки // Сварочное производство. 2014. № 10 (84). Ст. 5–12.

14. ГОСТ 25.502. Расчеты и испытания на прочность в машиностроении. Методы механических испытаний металлов. Методы испытаний на усталость. М: Издательство стандартов. 1986. 34 с.

15. ASTM E606/ E606M -19 Standard Test Method for Strain-Controlled Fatigue Testing. American Society for Testing and Materials. 2018. 16 p.

16. Горбовец М.А., Ходинев И.А., Рыжков П.В. Оборудование для проведения испытаний на малоцикловую усталость при «жестком» цикле нагружения. // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн., 2018. № 9. Ст. 6. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 01.07.2020). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-9-51-60

17. Рекомендательный циркуляр № РЦ-АП-33.15-1. Методические рекомендации по определению расчетных значений характеристик конструкционной прочности металлических материалов. М.: ОАО «Авиаиздат». 2013. С. 32–33.

18. Трощенко В.Т., Хамаза Л.А. Деформационные кривые усталости сталей и методы определения их параметров. Сообщение 1. Традиционные методы // Проблемы прочности. 2010. № 6. С. 26–43.

19. Ерасов В.С., Орешко Е.И. Испытания на усталость металлических материалов (обзор) часть 2. Анализ уравнения Басквина-Мэнсона-Коффина. Методики испытаний и обработки данных // Авиационные материалы и технологии: электрон. науч.-технич. журн., 2021. № 1 (62). С. 80–94. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения 15.05.2021). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-80-94

20. Ерасов В.С., Орешко Е.И. Испытания на усталость металлических материалов (обзор) часть 1. Основные определения, параметры нагружения, представление результатов испытаний // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 4 (61). С. 59–70. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-4-59-70

21. Radhakrishnan V.M. On bilinearity of the Coffin–Manson low-cycle fatigue relationship // International Journal of Fatigue. – 1992. 14, No. 5. P. 305–311.
22. Norman E. Dowling. Mean Stress Effects in Stress-Life and Strain-Life Fatigue // Fatigue & Fracture of Engineering. 2009. No 32(3). P. 163–179.
23. Manson S. S. Fatigue: a Complex Subject - Some Simple Approximations // Experimental Mechanics - Journal of the Society for Experimental Stress Analysis. 1965. No.5(7). P. 193–226.
24. Muralidharan U., Manson SS. Modified Universal Slopes Equation for Estimation of Fatigue characteristics // Journal of Engineering Materials and Technology - Transactions of the American Society of Mechanical Engineers. 1988. No.110.55-8.

УДК: 539.46, 621.438

Влияние технологических операций при ремонте рабочих лопаток турбины из сплава ЖС-32 на структуру, физико-механические и коррозионные свойства материала

О.А. Загорских; А.Б. Лаптев, д.т.н.

Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт» (НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ)

Аннотация

Обследование поврежденных РЛ показало, что отдельные случаи поломок связаны с развитием трещин на отремонтированных лопатках при их работе на двигателе от наружной поверхности впадин со стороны корыта и спинки. Разработана методология исследования жаропрочного сплава ЖС32-ВИ для оценки наиболее значимых факторов, влияющих на коррозию и разрушение РЛ после проведения операций ремонта (таких как степени гетерогенности поверхности, глубины коррозии, химической и структурной неоднородности после различных видов обработки, а также определения зависимости скорости развития трещины при статическом нагружении и наводороживании).

Предварительные результаты анализа повреждаемости РЛ и результаты механических испытаний опытных образцов показали, что значения прочности и пластичности сплава ЖС32 зависят от условий выплавки и термообработки – сформированной структуры, КГО, морфологии упрочняющей фазы, а также «приобретенной» структурной и химической гетерогенностью поверхности, охрупчиванием (например, наводороживанием) после операций ремонта или изменением пластичности в результате операций ТО).

Ключевые слова:

турбореактивный двигатель, рабочая лопатка, разрушение лопаток, сульфидно-оксидная коррозия, восстановление деталей двигателя

Известно, что рабочие лопатки турбин (РЛ) работают в широком диапазоне температур и напряжений, испытывают воздействие компонентов топлива (природного газа) и продуктов его сгорания [1–3].

Для защиты от высокотемпературной коррозии и перегрева на рабочую часть (перо) РЛ из сплава ЖС32-ВИ наносятся различные защитные (изолирующие) покрытия, однако замковая часть лопатки остается незащищенной от воздействия продуктов сгорания топлива и в ряде случаев подвержена низкотемпературной сульфидно-оксидной коррозии (СОК) [4].

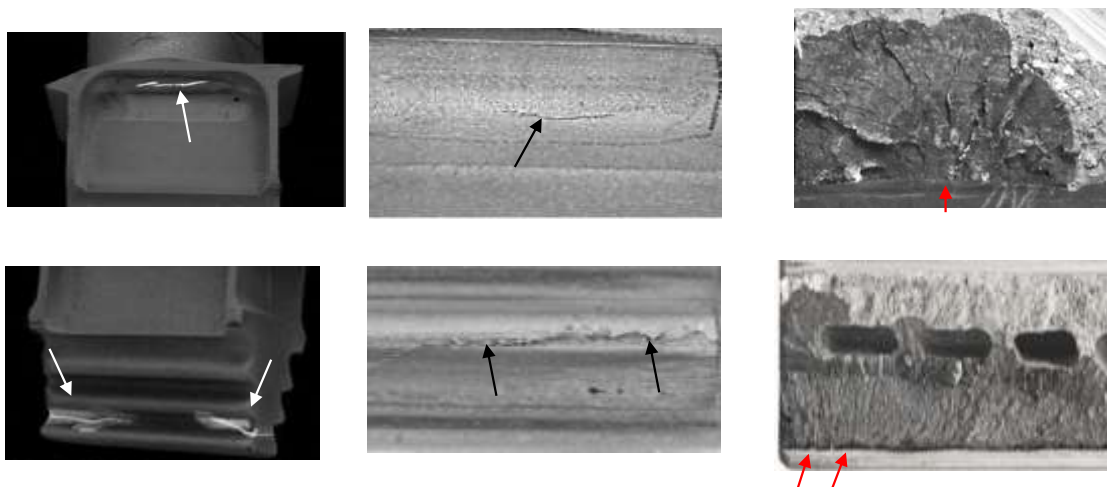


Рис. 1 – Вид трещин, выявленных при ЛЮМ-контроле на поверхности хвостовиков лопаток

При эксплуатации рабочих лопаток (РЛ) ТВД из сплава ЖС-32 отмечается снижение ресурса отдельных лопаток (растрескивание хвостовиков в эксплуатации), прошедших ремонт по серийному техпроцессу.

Обследование поврежденных РЛ показало, что отдельные случаи поломок связаны с развитием трещин на отремонтированных лопатках при их работе на двигателе от наружной поверхности впадин со стороны корыта и спинки. Зарождение трещин на этих лопатках происходило в зонах относительно низких рабочих температур замка – около 500 °С.

Анализ разрушения и развития трещин показывает, что начальные зоны зарождения трещин в некоторых случаях совпадали с различными концентраторами напряжений. Отмечены также случаи, при которых явных металлургических и технологических дефектов по месту зарождения трещин не имелось. Значительное количество случаев разрушения вызвано

трещинами, развивающимися от участков низкотемпературной сульфидно-оксидной коррозии (СОК) на поверхности хвостовиков [5].

Отличительной особенностью всех трещин является схожесть их макро- и микрорельефа, слоистость и ветвистость, отсутствие макро- и микропластической деформации (что свидетельствует о хрупком характере разрушения), первоначальное развитие магистральной трещины преимущественно в одной плоскости в виде фасетки с «веерообразным рисунком» от статической нагрузки с различной скоростью подрастания трещины во времени.

При нагреве в окислительной атмосфере сплав ЖС32-ВИ окисляется с образованием оксидной пленки, которая до определенного момента служит в некотором смысле барьером от проникновения в сплав агрессивных элементов среды (хлоридов и сульфатов).

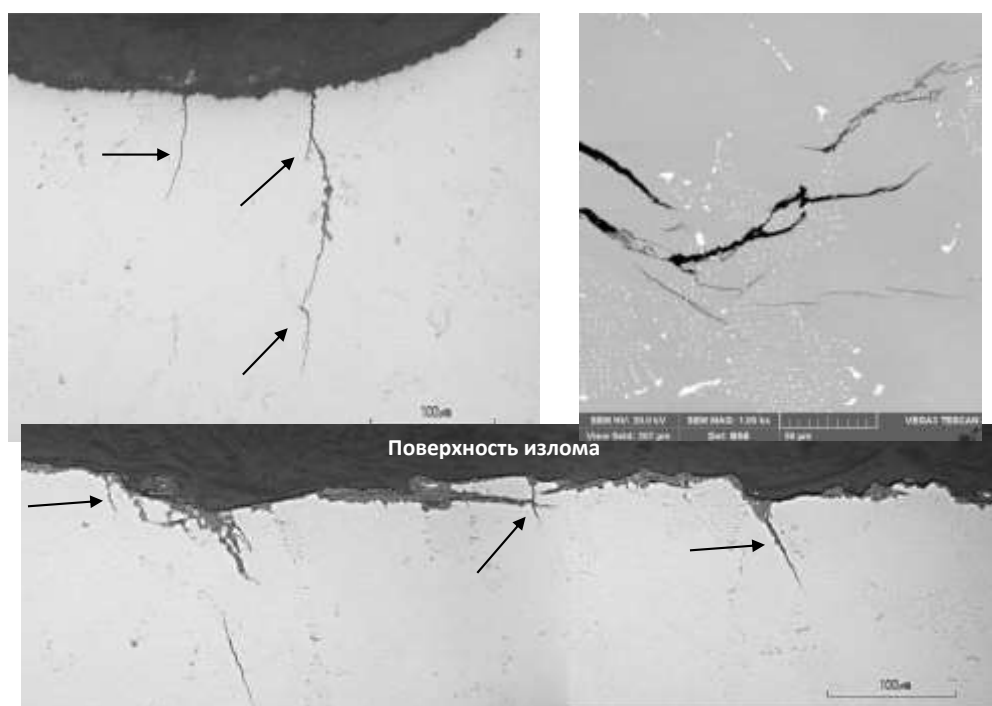


Рис. 2 – Вид растрескивания во впадине хвостовика РЛ

При работе на двигателе эффективная защитная пленка на поверхности сплава постепенно начинает терять свои защитные функции, становится пористой, расходует в результате реакции с солями. При введении NaCl в пленку солей процесс горячей коррозии ускоряется, а расплавление

образующихся хлоридов и сульфатов приводит к электрохимическому механизму коррозии, что ускоряет процесс многократно.

Закономерности сульфидно-оксидной коррозии жаропрочных сплавов по механизму отличаются от химической коррозии, то есть имеют иной характер температурной зависимости, особенностей влияния тех или иных легирующих элементов в сплаве. Существенное влияние на скорость коррозии оказывает состав и количество сорбированных на поверхности деталей зольных отложений.

На поверхности хвостовиков лопаток после длительной наработки (по результатам МРСА) наблюдается перераспределение и отток основных л.э., что приводит к локальному обезлегированию материала в поверхностных слоях и снижению исходных защитных свойств от СОК.

В опубликованных исследовательских работах, например [4–7], нет исчерпывающей информации о влиянии поврежденности поверхности и наводороживания при проведении операций ремонта на ресурс рабочих лопаток из ЖНС.

Анализ причин преждевременного выхода из строя отдельных отремонтированных лопаток усложняется отсутствием в производстве общепринятых методик испытания жаропрочных никелевых сплавов на наводороживание и стойкость к коррозионному растрескиванию в атмосфере.

Для решения вопросов увеличения работоспособности РЛ и снижения вероятности их растрескивания в эксплуатации после ремонта необходимо разработать методологию (методику) исследования и определения механизма коррозионного разрушения лопаток из ЖНС ЖС32-ВИ на примере опытных образцов.

Разработанная методика позволит:

1. Изучить механизм разрушения лопаток из сплава ЖС32-ВИ и разработать способы и мероприятия борьбы с этим видом разрушения;

2. Оценить вероятные причины локального коррозионного растворения и наводороживания сплава ЖС32 после проведения регламентных операций ремонта, а также оценить степень снижения свойств сплава ЖС32 при температуре хвостовика ~ 500 °С при наличии гетерогенности поверхности и химической ликвации, а также угла отклонения направлений КГО от оси опытного образца.

Охрупчивание сплава в результате наводороживания возможно в процессе проведения операций ремонта, например заключающихся в разрыхлении и удалении нагара в горячем растворе на основе щелочи (NaOH) с последующим осветлением в растворе на основе (HCl).

Изменение свойств сплава также может происходить в результате операций термической обработки, которые проходят лопатки в процессе ремонта. Например, нагрев и выдержка сплава в интервале температур растворения упрочняющей фазы (например, пайки), может вызвать переход некоторых л.э. в тв.раствор, структурные изменения и снижение пластичности сплава. *(В интервале температур 800..900 °С растворяются мелкие частицы γ' , интенсивный процесс растворения упрочняющей фазы начинается при 1225 °С).*

Проводимые операции травления при ремонте (для удаления защитных покрытий) или неудаленные на операциях ремонта эксплуатационные химические (и, соответственно, структурные локальные изменения в поверхностном слое хвостовиков) могут являться источниками гетерогенности поверхности, усиливающими СОК на поврежденных участках поверхности при дальнейшей эксплуатации. Поверхностные повреждения определяют интенсивность процессов коррозии, снижающих прочностные характеристики материалов в условиях эксплуатации.



Рис. 3 – Вид окисления поверхности хвостовика лопатки после работы на двигателе (еще не проходившей ремонт)

Оценка факторов, влияющих на коррозию и разрушение РЛ, таких как степень гетерогенности поверхности и напряженного состояния опытных образцов, глубины коррозии, химической и структурной неоднородности после различных видов обработки, а также определение зависимости скорости развития трещины при статическом нагружении от наводороживания, послужат основой для разработки механизма коррозионного разрушения РЛ из ЖНС.

Основной целью работы является: увеличение сроков службы рабочих лопаток ТВД из сплава ЖС32-ВИ в коррозионной среде после проведения технологических операций восстановления лопаток при ремонте.

Для решения поставленных задач в рамках запланированной работы отлиты цилиндрические образцы марки ЖС32-ВИ (длиной ~145 мм, D=15 мм). Образцы предварительно проконтролированы на макроструктуру и наличие дефектов рентгенконтролем. После проведения различных режимов термообработки (согласно плану работ) изготовлены стандартные цилиндрические образцы для проведения кратковременных испытаний на разрыв и определения длительной прочности, а также образцы для металлографического исследования и образцы для определения содержания водорода (путем замера микротвердости, растяжением стандартных образцов со скоростью деформации 1мм/мин и методом нагрева специальных образцов в токе инертного газа-носителя на анализаторе водорода).

Определен полный химический состав отдельно залитых образцов и лопаток на соответствие НД (ТУ 1-92-177-91). В результате спектрального анализа установлено, что различий по содержанию основных легирующих элементов по высоте отдельно залитого образца не имеется; химический состав образца не имеет значимых отличий от хим. состава лопатки, залитой по серийному ТП и соответствует ТУ 1-92-177-91, см. таблицу 1.

Таблица 1

Химический состав опытных образцов

	Массовая доля элементов, %							
Наименование	Ni	C	S	P	Si	Mn	Cr	W
Нормы по НД	<i>основа</i>	0,12-0,17	≤0,005	≤0,010	≤0,30	≤0,30	4,5-5,3	8,1-8,9
Наименование	Co	Mo	Al	V	Fe	Nb	Ta	Re
Нормы по НД	9,0-9,5	0,9-1,3	5,7-6,2	≤0,15	≤0,5	1,4-1,8	3,7-4,4	3,6-4,3

№ плавки/ образца/клейма	Ni	C	S	P	Si	Mn	Cr	W
№1(верх обр)	основа	0,157	0,0019	0,0018	0,135	0,0074	4,75	8,87
№2 (низ обр)	основа	0,168	0,0020	0,0018	0,150	0,0072	4,73	8,84
Лопатка	основа	0,169	0,0027	0,0024	0,140	0,0055	4,66	8,70
вх. контроль	основа	0,146	0,0036	0,0020	0,172	0,0030	4,68	8,78
сертификат	основа	0,14	0,002	0,005	0,11	0,01	4,97	8,66
№ плавки/ образца/клейма	Co	Mo	Al	V	Fe	Nb	Ta	Re
№1(верх обр)	9,02	1,11	5,89	0,088	0,115	1,40	4,02	3,68
№2 (низ обр)	9,09	1,10	5,86	0,088	0,130	1,40	4,09	3,64
Лопатка	9,09	1,10	5,98	0,088	0,115	1,40	4,03	3,61
вх. контроль	9,31	1,27	5,86	-	0,13	1,51	4,04	3,5
Сертификат ¹⁾	9,26	1,13	5,95	0,1 расч	0,16	1,63	3,98	3,83

Фактические результаты

В литом состоянии микроструктура сплава состоит из γ – тв. раствора и упрочняющей γ' -фазы, карбидной эвтектики и неравновесной первичной ($\gamma+\gamma'$) эвтектики. Но более высокие и стабильные характеристики прочности сплав получает после гомогенизации в течение 2-х часов, в процессе которой происходит более полное растворение упрочняющей γ' фазы в твердом растворе и выравнивание ее размеров между осями и междуосными пространствами). На свойства сплава ЖС32-ВИ влияет морфология и размер частиц упрочняющей γ' -фазы. Установлено, что используемый режим термической обработки сплава ЖС32-ВИ полностью не устраняет дендритную ликвацию, что по некоторым данным и не требуется для лопаток ТВД, т.к. при проведении

гомогенизации более 4 часов длительная прочность повышается незначительно.

Однако при исследовании рабочих лопаток турбин после эксплуатации на двигателе определено, что именно междуосные пространства в ряде случаев были подвержены низкотемпературной СОК, развивающейся с образованием и распространением магистральных трещин в основной материал.

При анализе избирательной коррозии материала ЖС32 необходимо учитывать его склонность к микрохимической ликвации основных л.э.: W, Cr, Co, Re концентрируются в осях дендритов (при коэффициенте ликвации >1), Al, Ti, Ta, Nb концентрируются в междуосных пространствах и в эвтектических образованиях (при коэффициенте ликвации <1).

Определение механических свойств

В рамках опытной работы определена длительная прочность материала ЖС32-ВИ и проведены кратковременные механические испытания образцов при комнатной температуре и температуре 500 °С (средняя рабочая температура хвостовика) в состоянии опытных образцов после литья, после гомогенизации (в течение 2 часов), после полного цикла ТО (предусмотренного серийным ТП) и после выравнивающей гомогенизации (в течение 11-ти часов).

Все образцы испытаны до разрушения по режимам, установленным в НД на турбинные лопатки. Дополнительно определена длительная прочность по режиму ТУ1-92-177-91 (при температуре 975 °С и напряжении 30 кгс/мм²). Результаты длительной прочности приведены в таблице 2.

Длительная прочность опытных образцов

Усл. № образца	Режим ТО	$T_{\text{испыт}}, ^\circ\text{C}$	Напряжение	Время до разрушения	По НД ¹⁾ ТУ08.127 *(ТУ 1-92-177-91)
1	Литой обр.	1000	28	77 ч 30 мин	Не менее 40 ч
2		975*	30*	154 ч 15 мин	-«-
3	Гомогенизация 2 ч.	1000	28	77	-«-
4		1000	28	61	-«-
5	Гомогенизация 2 ч. + ТО по сер. ТП	1000	28	90	-«-
6	Гомогенизация 11 ч	1000	28	84	-«-
7		1000	28	64,5	-«-

¹⁾ «Длительная прочность приведена для образцов с направленной и монокристаллической структурой ориентации [001]». «Допустимые отклонения кристаллографического направления [001] от продольной оси Z лопатки и образца для механических испытаний (аксиальная ориентация) не более 10^0 ».

Результаты длительной прочности опытных образцов и кратковременных испытаний при комнатной и повышенной температурах приведены в таблицах 2 и 3.

При кратковременных испытаниях один из трех образцов, испытанных при комнатной температуре, и один образец, испытанный при 500 °С, разрушились у головки, поэтому величина относительного удлинения этих образцов является приближенной (рекомендовано значения считать факультативными). Но, тем не менее, видна тенденция к снижению пластичности и повышению прочности при увеличении времени термообработки. В дальнейшем работа будет продолжена в направлении оценки свойств сплава после обработки опытных образцов по режиму 3, с последующими нагревами по режимам серийной обработки лопаток.

Результаты кратковременных испытаний образцов при комнатной и повышенной температурах

№	Режим ТО	T, °C	$\sigma_{\text{в}}$, кгс/мм ²	$\sigma_{\text{т}}$, кгс/мм ²	δ , %
1	(Режим 1)	20	85,9	78,7	22,0
2	Гомогенизация 2 ч	500	81,3	73,7	24,8
3	(Режим 2)	20	85,3	84,6	30,0
4	Гомогенизация (2ч)+ ТО (алитирование, отжиги согласно ТП)	500	84,1	84,0	14,0
5	(Режим 3)	20	98,9	87,1	8,0
6	Выравнивающая гомогенизация 11 ч	500	95,3	84,4	14,4

* разрыв образца у головки

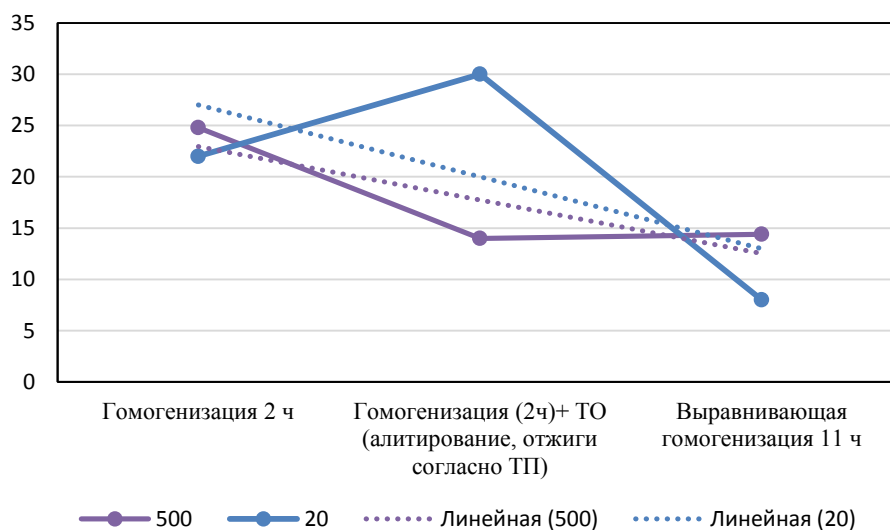


Рис. 4 – Изменение пластичности стали при термообработке

Таблица 4

Результаты механических испытаний образцов при разной скорости деформации

Усл №	Режим ТО	T, °C	$\sigma_{в,}$ кгс/мм ²	$\sigma_{т,}$ кгс/мм ²	$\delta,$ %	$\Psi,$ %	Скорость деформации	Прим.	Место разрушения образца
1	Режим 1 Гомогенизация (2ч)+ ТО	20	85,3	84,6	30,0	-	4 мм/мин	-	Разрыв в рабочей части
2		20	117,4	107,4	6,8	5,13	1 мм/мин	*После обработки и в растворе щелочи	Разрыв у головки
3		20	117,5	95,4	7,2	5,55		Без обработки и	Разрыв у головки
4	Режим 2 Гомогенизация 11 ч	20	98,9	87,1	8,0	-	4 мм/мин	-	Разрыв у головки
5		20	114,4	101,7	8,0	17,8	1 мм/мин	*После обработки и в растворе щелочи	Разрыв у головки
6		20	124,3	107,0	8,8	13,6		Без обработки и	Разрыв у головки

Определение содержания водорода

Оценка наводороживания на операциях восстановления и ремонта РЛ проведена на образцах, прошедших обработку в растворах, используемых при разрыхлении и удалении нагара при серийном ТП: горячем растворе на основе щелочи (NaOH) и с последующим осветлением в растворе на основе (HCl).

Измерение твердости образцов и потенциала поверхности показало следующие результаты (Табл. 5 и рисунок 5). Из таблицы 5 видно, что микротвердость термообработанного образца (прошедшего технологические отжиги) несколько ниже микротвердости образца после гомогенизации в течение 2-х часов. Максимальная микротвердость наблюдается на образцах в

литом состоянии (с термостатированием) и после гомогенизации в течение 11-ти часов и находится на одном уровне.

Таблица 5

Результаты измерения твердости образцов и потенциала поверхности относительно ХСЭ

Обработка образца	Потенциал, В	твердость, HV _{0,25}	
литой	0,151	508	
	0,111	528	
	0,138		
Ср. знач.	0,13	518	
	0,134	486	
	0,131	504	
	0,135		
	0,13	495	
	0,1	484	
	0,12	487	
Гомогенизация (2 ч) Режим 1	0,138		
	Ср. знач.	0,12	485,5
	Гомогенизация (2ч)+ТО Режим 2	0,205	440
0,195		450	
0,105			
Ср. знач.	0,17	445	
Гомогенизация (11ч) Режим 3	0,214	426	
	0,222	446	
	0,36		
Ср. знач.	0,27	436	

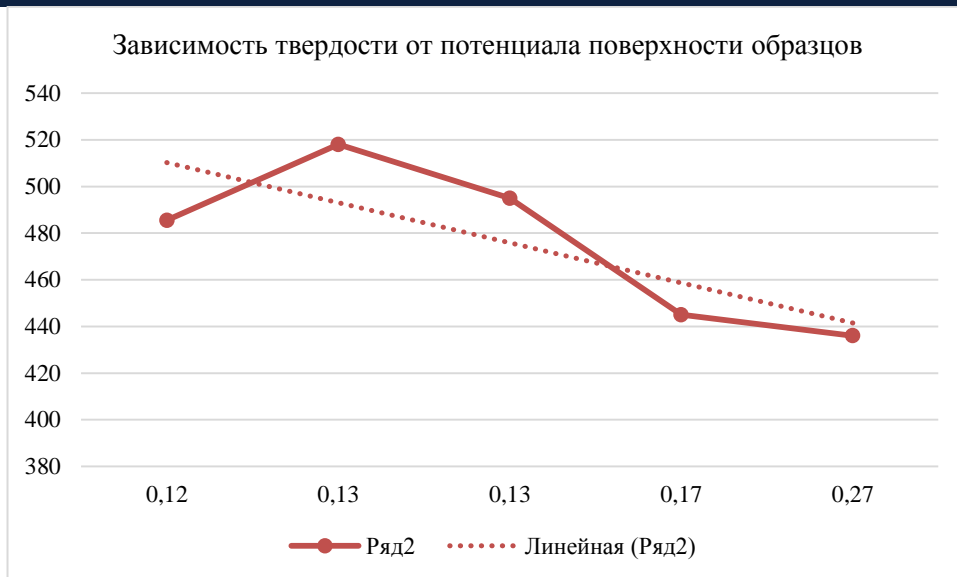


Рис. 5 – Зависимость твердости поверхности от потенциала

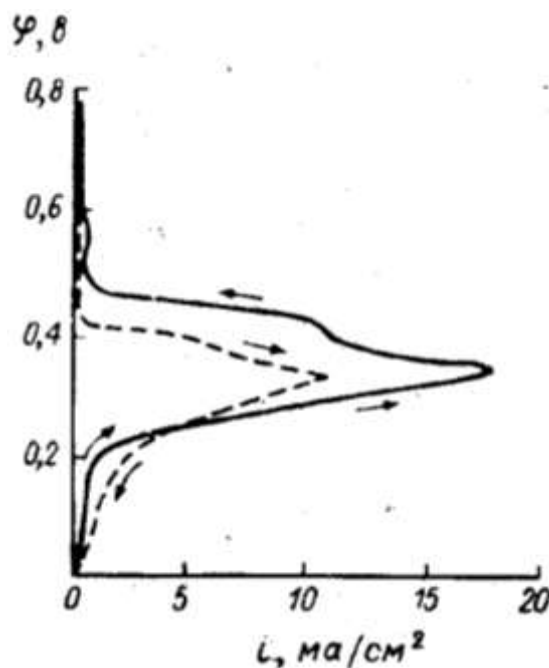


Рис. 6 – Квазистационарная тенциостатическая поляризационная кривая для электролитического никеля в 1н.растворе H_2SO_4 (рН 0,3) при 25 °С. Потенциалы измерены относительно электродного водорода

Из графика на рисунке 5, видно, что с увеличением значения потенциала поверхности снижается твердость образца, то есть поверхность является анодом – растворяется при увеличении потенциала свыше 0,2В относительно водородного электрода (см. рис. 6).

Пересчет шкалы водородного электрода в шкалу хлор-серебряного (+0,2 В). Показывает, что при измерении все области были в пассивном состоянии, но учитывая наклон кривой при значениях от 0 до 0,2 по ВЭ (или от 0,2 до 0,4 по ХСЭ) с увеличением потенциала скорость коррозии увеличивается. Учитывая, что твердость определяется либо дефектностью структуры, либо, предполагаемым наводороживанием, то можно утверждать, что гомогенизация с термообработкой снижает дефектность структуры, но и увеличивает скорость коррозии, по-видимому, за счет структурных и фазовых превращений в сплаве и склонности сплава к микрохимической ликвации основных л.э. при термообработке.

Для оценки присутствия растворенного/внедренного водорода в образцах, прошедших обработку в технологических растворах (предусмотренных ремонтной технологией), стандартные образцы подвергали «медленному» растяжению со степенью деформации 1 мм/мин с последующим определением относительного поперечного сужения. Результаты механических испытаний образцов представлены в таблице 4. Там же (для сравнения) приведены результаты испытания аналогичных образцов, но с большей скоростью деформации (4 мм/мин). Полученные данные не позволили на данном этапе установить однозначную зависимость относительного сужения испытанных образцов от их обработки в технологических растворах. В виду того, что опытные образцы разрушились у головки, полученные результаты (относительного удлинения) следует считать факультативными. В то же время данная опытная работа показала, что скорость деформации при растяжении образцов оказывает существенное влияние на показатель предела прочности и предела текучести образцов независимо от режима обработки.

Работы по качественному и количественному определению водорода в опытных образцах после разных видов обработки будут продолжены.

Известно, структура ЖС32 [001] имеет минимально возможный модуль упругости, что ведет к повышению предела прочности, текучести и

выносливости (по сравнению с ЖС32 ВНК). Структура ЖС32 [111] имеет преимущество перед ВНК по пределу длительной прочности, выносливости, кратковременной прочности и текучести. Однако структура [111] имеет более высокий модуль упругости, что является отрицательным моментом. Поэтому после проведения механических испытаний на части образцов (на головках, не подвергавшихся растяжению) определена кристаллографическая ориентация (КГО). Образцы выбирались в зависимости от расположения плоскости излома (плоскости разрушения) относительно оси растяжения. *(На последующих этапах опытной работы образцы, имеющие отличия в КГО, будут использованы с прочими образцами для коррозионных испытаний, для оценки влияния этого параметра на СОК и скорость развития трещин в сплаве ЖС32).*

Выводы

1. Разработана методология (методика) исследования жаропрочного сплава ЖС32-ВИ для оценки наиболее значимых факторов, влияющих на коррозию и разрушение РЛ после проведения операций ремонта (таких как степени гетерогенности поверхности, глубины коррозии, химической и структурной неоднородности после различных видов обработки, а также определения зависимости скорости развития трещины при статическом нагружении от наводороживания).

2. Методика исследования заключается в поэтапном определении механических свойств, твердости, микроструктуры, потенциала поверхности опытных образцов после различных видов обработки, включающих операции разрыхления и травления в технологических растворах щелочи и кислот и термообработки (пайки, алитирования, отжига).

3. Предварительные результаты анализа повреждаемости РЛ и результаты механических испытаний опытных образцов показывают, что значения прочности и пластичности сплава ЖС32 зависят от ряда факторов: первичных (которые определяются условиями заливки и термообработки –

сформированной структуры, КГО, морфологии упрочняющей фазы) и вторичных (определяются наличием «приобременной» структурной и химической гетерогенности поверхности, охрупчиванием (например, наводороживанием на операциях ремонта или изменением пластичности в результате операций ТО).

4. Работы по определению изменения свойств сплава ЖС32 в процессе ремонта и опыты по качественному и количественному определению водорода в опытных образцах после разных видов обработки будут продолжены.

Список литературы

1. Getsov L.B., Balandina M.Y., Laptev A.B., Movenko D.A., Puzanov A.I., Pivovarova M.V. A study of metal-powder alloy khn56kvmtjub for gte disks under aggressive impact of sodium chlorides and sulfates. Metal Science and Heat Treatment. 2021. Т. 63. № 7-8. С. 363–368.

2. Гецов Л.Б., Баландина М.Ю., Грищенко А.И., Лаптев А.Б., Пузанов А.И. Эффект ребиндера при испытаниях жаропрочных сплавов в контакте с расплавами солей. Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2021. Т. 87. № 10. С. 54–62.

3. Гецов Л.Б., Баландина М.Ю., Лаптев А.Б., Мовенко Д.А., Пузанов А.И., Пивоварова М.В. Исследование металлопорошкового сплава хн56квмтjub для дисков ГТД в условиях агрессивного действия смеси хлоридов и сульфатов натрия. Металловедение и термическая обработка металлов. 2021. № 7 (793). С. 19–25.

4. Мовенко Д.А., Лаптев А.Б., Загорских О.А. Исследование состава и морфологии продуктов горячей солевой коррозии жаропрочных никелевых сплавов. Вопросы материаловедения. 2021. № 1 (105). С. 107–115.

5. Лаптев А.Б., Курс М.Г., Лукина Е.А., Коган А.М. Исследование особенностей коррозионного разрушения деформируемых алюминиевых

сплавов при натурно-ускоренных испытаниях. Коррозия: материалы, защита. 2020. № 1. С. 35–45.

6. Закирова Л.И., Лаптев А.Б. Свойства защитных гальванических покрытий для замены кадмия на стальных крепежных деталях (обзор). Часть 1. Морфология и коррозионная стойкость. Авиационные материалы и технологии. 2020. № 3 (60). С. 37–46.

7. Getsov L.B., Shelyapina N.M., Laptev A.B., Puzanov A.I. Sulfide oxide corrosion of modern heat-resistant alloys. Russian Aeronautics. 2019. Т. 62. № 4. С. 689–695.

УДК 669.017.16

Влияние микроструктуры и фазового состава на технологическое охрупчивание жаропрочного медноникелевого сплава

А.М. Полянский¹, к.т.н.; В.М. Полянский² д.т.н.;

А.Р. Гайнуллин³; Я.С. Жариков³

Polyansky@bmstu.ru,

¹ «НПО Энергомаш» им. В.П. Глушко, г. Химки, 141401, РФ

² МГТУ им. Баумана, Москва, 105005, РФ

³ «НПО Энергомаш» им. В.П. Глушко, г. Химки, 141401, РФ

Аннотация

Методами сканирующей электронной микроскопии, микрорентгеноспектрального EDS анализа и дифракции обратно отраженных электронов (EBSD) изучены микроструктура и фазовые превращения в жаропрочном медноникелевом сплаве¹. Построены C – образные диаграммы кинетики выделения метастабильной γ' -фазы и стабильной η -фазы, определены температуры сольвус (устойчивости) фаз и влияние фазового состава на технологическое охрупчивание сплава. Предложен режим термической обработки сплава, позволяющий получать полуфабрикаты с регламентированной микроструктурой, обеспечивающей максимальные прочность и пластичность

Ключевые слова:

сплав, метастабильная γ' -фаза, стабильная η -фаза, прерывистый распад, ячеистые выделения, зернограничные пластинчатые выделения, внутризеренные кристаллографически ориентированные выделения

*По паспорту ПЗ1=39=73 жаропрочный медный сплав №273

Введение

Исследованный жаропрочный коррозионностойкий сплав (его химический состав представлен в табл. 1) является модификацией медно-никелевого сплава типа мельхиор (МН-19), в который для повышения жаропрочности в качестве легирующих элементов введены цирконий и титан. Сплав предназначен для изготовления деталей и сборочных единиц специального назначения, работающих в контакте с агрессивными средами.

Таблица 1

Химический состав сплава (ТУ 48-21-583)

Основные компоненты				Примеси, не более		
Ni, %	Ti, %	Zr, %	Cu, %	Fe, %	Si, %	прочие
17,2 – 19,0	0,5 – 0,7	0,1 – 0,23	Ост.	0,05	0,05	0,08

Из сплава изготавливаются ответственные детали газогенераторов некоторых жидкостных ракетных двигателей. Для изготовления деталей используются прутки сплава $d17$ и $d24$. Согласно ТУ прутки $d17$ и $d24$ – тянутые и поставляются твердыми. Механические свойства прутков представлены в табл. 2.

Таблица 2

Механические свойства прутков сплава

d прутков, мм	Способ изготовления	$\sigma_{вр}$, МПа (кгс/мм ²)	δ , %
7-19	тянутые	539 (55)	5
20 - 35	тянутые	490 (50)	8

Исследование микроструктуры прутков в состоянии поставки показало, что у них имеются два типа микроструктуры. В микроструктуре 1-го типа присутствуют интерметаллиды, расположенные как внутри зерен, так и на их границах (рис. 1, а). В микроструктуре 2-го типа кроме интерметаллидов, присутствующих в микроструктуре 1-го типа, присутствуют пластинчатые зернограницные выделения и многочисленные внутризеренные кристаллографически ориентированные пластинчатые выделения, образующие развитую видманшtedтову структуру (см. рис. 1, б)

а)

б)

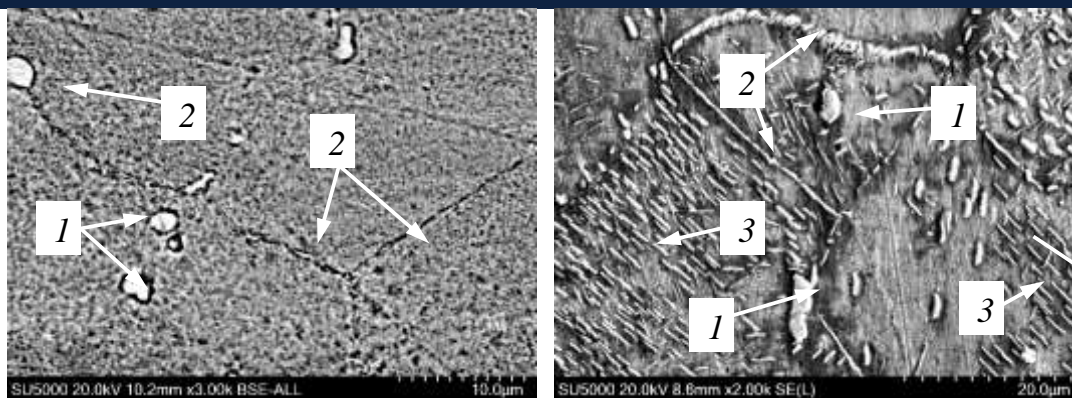


Рис. 1. Электронные изображения микроструктуры прутков сплава в состоянии поставки: *а* – микроструктура 1-го типа; *б* – микроструктура 2-го типа. Стрелками отмечены: *1* – внутризеренные интерметаллиды; *2* – зернограницные интерметаллиды; *3* – внутризеренные пластинчатые интерметаллиды

При дефектации изготовленных деталей газогенераторов на поверхности некоторых из них выявляются технологические трещины, распространяющиеся от отверстий окислителя вдоль оси детали. Фрактографическими исследованиями установлено, что образование трещин происходило в результате межзеренного разрушения по механизму термоудара при охлаждении деталей после формирования сварного шва, соединяющего прутки *d17* и *d24*. Все случаи образования технологических трещин происходили в деталях, изготовленных из прутков с микроструктурой 2-го типа.

Очевидно, что микроструктура сплава связана с условиями горячей деформации полуфабриката: температурой и степенью деформации. Представляется, что различия в микроструктуре полуфабрикатов сплава в состоянии поставки связаны с различиями этих технологических параметров у производителя, по крайней мере для разных партий прутков.

Авторы не нашли литературных источников, в которых были бы описаны фазовые превращения, происходящие в исследованном сплаве. Информация об этих превращениях необходима для определения режимов термообработки сплава, позволяющих получать заготовки деталей с регламентированной микроструктурой, исключающей возможность образования технологических трещин. Исходя из этого, целью настоящей

работы являлось исследование микроструктуры и фазовых превращений, происходящих в сплаве и их влиянии на механические свойства и технологическое охрупчивание сплава.

Методика работы

Химический состав и структуру фаз определяли методами микрорентгеноспектрального EDS анализа (MPCA) и дифракции обратно отраженных электронов (EBSD) с использованием сканирующего электронного микроскопа Hitachi SU – 5000, оборудованного приставками микроанализа X – Max^N и дифракции обратно отраженных электронов Nordlys Nano фирмы OXFORD INSTRUMENTS. Идентификация фаз проводилась с использованием базы данных Nist Structural Data Base (NSD).

Исследования фазового состава проводили на образцах сплава в состоянии поставки, термообработанных на твердый раствор путем гомогенизирующего отжига при температуре 1050 °С в течение 5 ч и последующей закалки в воду. Полученные образцы с гомогенизированной структурой отжигали в температурном интервале от 600 до 1050 °С. Время отжигов t – 6 ч. Из образцов, подвергнутых отжигам, готовили металлографические шлифы, на которых определяли поверхностную концентрацию S (%) выделившихся фаз. На основании полученных данных строили C-образные диаграммы кинетики выделения фаз в следующих координатах: температура T , °С – τ , ч, где τ – время, в течение которого при температуре отжига (старения) выделяется 1 % поверхностной концентрации фазы: $\tau = t/S$.

Механические свойства определяли по стандартной методике.

Результаты исследования

Электронно-микроскопическое исследование сплава после гомогенизирующего отжига при температуре 1050 °С в течение 5 ч и закалки в воду показало, что в микроструктуре присутствуют частицы фазы, состав которой по данным MPCA может быть представлен стехиометрической

формулой $(\text{Ni}_{0,72}\text{Cu}_{0,28})_3\text{Zr}$. Размеры таких частиц – составляет от 1 до 10 мкм и расположены они как внутри зерен, так и на их границах.

По результатам МРСА и анализа картины дифракции обратно отраженных электронов EBSD частицы фазы $(\text{Ni}_{0,72}\text{Cu}_{0,28})_3\text{Zr}$ могут быть идентифицированы как интерметаллид типа Ni_3Zr с гексагональной плотноупакованной (г.п.) решеткой.

Кроме интерметаллидов $(\text{Ni}_{0,72}\text{Cu}_{0,28})_3\text{Zr}$ в микроструктуре сплава выявлены немногочисленные карбиды титана TiC. По данным МРСА в состав карбидов состоит, % (мас.): Ti ~72; C ~21; Cu ~4,9; Ni ~1,5; Zr ~0,7.

Интерметаллиды $(\text{Ni}_{0,72}\text{Cu}_{0,28})_3\text{Zr}$ и карбиды титана TiC были выявлены и в литой микроструктуре сварных швов, соединяющих в заготовках деталей прутки $d17$ и $d24$. Наличие в литой структуре интерметаллидов $(\text{Ni}_{0,72}\text{Cu}_{0,28})_3\text{Zr}$ и карбидов титана TiC, свидетельствует о том, что эти фазы выделяются при кристаллизации сплава.

Образцы, прошедшие гомогенизирующий отжиг при $1050\text{ }^\circ\text{C}$ в течение 5 ч и закалку в воду, были подвергнуты старению в течение 6 ч при температурах 600, 650, 700, 750, 800, 850, 900, 950 $^\circ\text{C}$. Электронномикроскопическим исследованием установлено, что в микроструктуре образцов, состаренных в температурном интервале от 650 до 900 $^\circ\text{C}$, присутствуют выделения, имеющие форму дисков (рис. 2). Толщина дисков составляет ~ 10 нм. Установлено, что с повышением температуры старения от 650 до 900 $^\circ\text{C}$ средний диаметр дисков увеличивается от 28 нм до 127 нм (табл. 3). По данным МРСА в состав дисковой фазы входят никель, медь и титан.

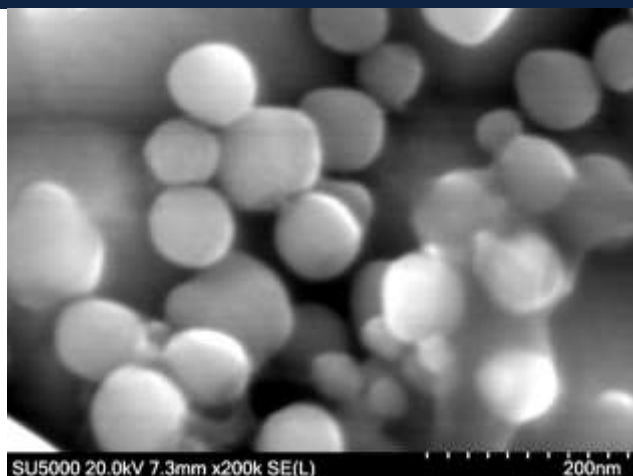


Рис. 2 – Электронное изображение дисковых выделений в образце после термообработки (ТО) – нагрев под закалку 1050 °С, выдержка 5 ч, закалка в воду + старение при 850 °С – 6 ч

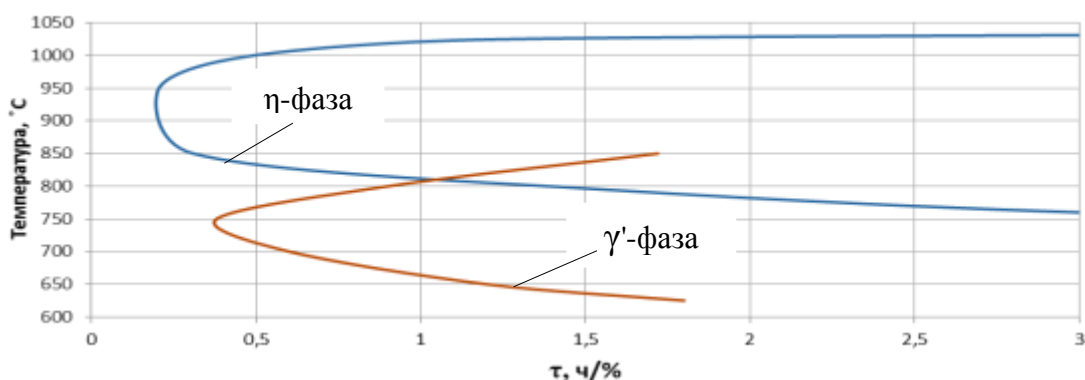
Таблица 3

Размер выделений дисковой фазы

Температура старения, °С	Время отжига, ч	Размер выделений дисковой фазы, нм		
		min	max	средний размер
700	6	21	34	28
750	6	30	57	44
850	6	42	122	82
900	6	48	207	127

В микроструктуре образцов, состаренных при температурах ниже 650 °С и выше 900 °С, фазы в форме дисков не выявлено.

На образцах, состаренных в интервале температур от 650 до 900 °С, была определена поверхностная концентрация дисковых выделений S и рассчитано время τ , в течение которого при данной температуре выделяется 1% этой фазы. На основании полученных результатов была построена $C - \tau$ образная диаграмма кинетики выделения дисковой фазы (рис. 3).



пластинок η -фазы с матрицей определено как $\{0001\}\eta\|\{111\}\gamma; \langle 1210 \rangle \eta \|\langle 110 \rangle \gamma$.

На образцах, состаренных в интервале температур от 750 до 1040 °С, была определена поверхностная концентрация η -фазы S_η и рассчитано время τ , в течение которого при данной температуре выделяется 1 % процент η -фазы.

По полученным результатам была построена C – образная диаграмма кинетики выделения η -фаза в сплаве (рис. 3), из которой следует, что максимальная скорость роста выделений η -фазы наблюдается во время старения при температуре ~950 °С.

После гомогенизирующих отжигов при температуре ~1045 °С и выше выделений η –фазы в микроструктуре сплава не выявляется, что позволяет определить эту температуру как температуру сольвус (устойчивости) η -фазы.

Установлено, что выделение η -фазы начинается при 750 °С путем образования ячеек на границах зерен. Рост ячеек при старении происходит вплоть до температуры ~975 °С. Выделение пластинчатых зернограничных и внутризеренных кристаллографически ориентированных выделений η -фазы начинается от температуры ~850 °С и происходит вплоть до температуры 1040 °С.

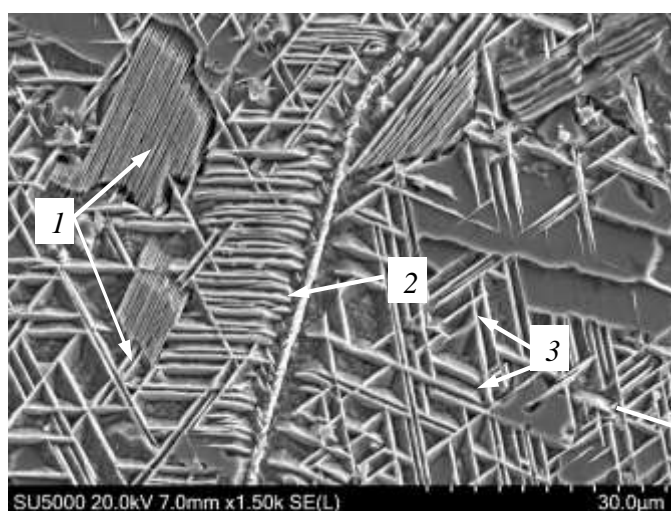


Рис. 5 – Электронное изображение микроструктуры сплава после Т.О. – нагрев под закалку 1050 °С, выдержка 5 ч, закалка в воду + старение при 900 °С – 6 ч. Стрелками отмечены выделения η -фазы: 1 – ячейки; 2 – пластинчатые зернограничные выделения; 3 – внутризеренные кристаллографически ориентированные пластины

Исследование роста ячеистых выделений η -фазы с использованием метода EBSD показало, что зарождение ячеек происходит на некогерентной границе зерен (рис. 6). Ячейки представляют собой пластинки η -фазы, расположенные в переориентированном твердом растворе α зерна, в которое происходит рост ячейки. В табл. 4 приведены углы Эйлера, характеризующие ориентацию твердого раствора α в зернах и в ячейках. Зерно 1 и зерно 2 имеют различную ориентацию и, соответственно, некогерентную границу. От зерна 1 в зерно 2 прорастает ячейка 1, а от зерна 2 в зерно 1 прорастает ячейка 2. Из данных табл. 4 следует, что ориентировка твердого раствора ячейки 1, растущей в зерно 2, идентична ориентировки твердого раствора зерна 1. У ячейки 2, растущей в зерно 1, ориентировка твердого раствора идентична ориентировке твердого раствора зерна 2, т.е. при росте ячейки 1 из зерна 1 в зерно 2 происходит «поглощение» зерна 2 зерном 1, а при росте ячейки 2 из зерна 2 в зерно 1 происходит «поглощение» зерна 1 зерном 2. Таким образом, ориентировка α -фазы в ячейке не связана с ориентировкой зерна, в которое она растет, но она почти идентична ориентировке α -фазы зерна, от которого она растет.

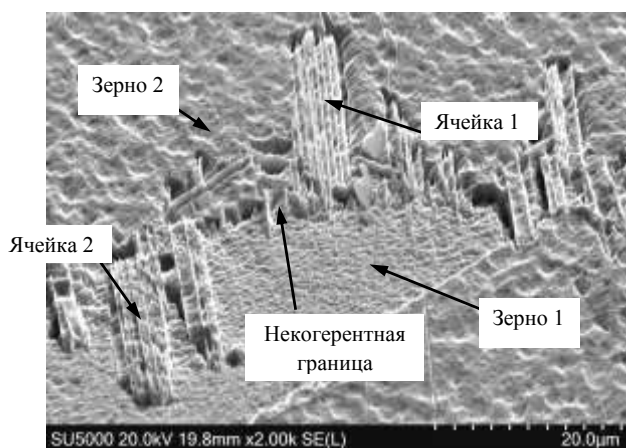


Рис. 6 – Электронное изображение ячеистых выделений после Т.О. – гомогенизация при 1050 °С 5 ч, закалка в воду + старение при 800 °С – 6 ч

Таблица 4

Ориентация зерен и твердого раствора в ячейках

№ п/п	Место анализа	Углы Эйлера
-------	---------------	-------------

		α	β	γ
1	Зерно 1	104,6	40,6	35,1
2	Ячейка 1	105	40,5	33,3
3	Зерно 2	252,6	11,8	75,2
4	Ячейка 2	253	12,2	72,8

Полученные результаты согласуются с теорией прерывистого выделения, согласно которой прерывистое выделение почти всегда начинается на некогерентной границе между пересыщенной α -фазой зерна 2 и $\alpha + \eta$ – участком в зерне 1. Зародившаяся в зерне 1 ячейка $\alpha + \eta$ может расти в зерно 2. Ориентация α -фазы в ячейке не связана с ориентировкой зерна, в которое она растет, но должна быть почти идентична ориентировке α -фазы в зерне 1 от которого она растет [2].

Механические свойства

Для определения влияния фазового состава на уровень механических свойств сплава были изготовлены две партии образцов. Предварительно заготовки обеих партий были гомогенизированы при температуре 1050 °С в течение 4 ч и последующей закалки в воду. Образцы партии №1 были состарены по режиму при температуре 700 °С в течение 6 ч. В микроструктуре этих образцов кроме фаз, выделяющихся при кристаллизации слитка (интерметаллиды $(\text{Ni}_{0,72}\text{Cu}_{0,28})_3\text{Zr}$ и карбиды TiC), присутствовали выделения дисковой фазы (рис. 7, а). Образцы партии № 2 были состарены при температуре 950 °С и в их микроструктуре кроме фаз, выделяющихся при кристаллизации слитка, присутствовали ячеистые, пластинчатые зернограницные и внутризеренные кристаллографически ориентированные выделения η -фазы (рис.7, б). Испытания образцов проводили при нормальной температуре, результаты испытаний приведены в табл. 5.

Таблица 5

Результаты механических испытаний образцов

№ партии	Температура старения, °С	Временное сопротивление разрыву, МПа	Предел текучести, МПа	Относительное	
				Удлинение, %	Сужение, %
№1	700	488	264	31,2	66,6

№1	700	495	286	29,6	68,8
№2	950	473	263	21,6	26,0
№2	950	465	245	21,4	29,4

Как следует из результатов испытаний у образцов партии № 1 значения относительного удлинения на 10 %, а относительного сужения на 40 % превышают значения этих свойств у образцов партии № 2.

Макрофрактографическое исследование разрушенных образцов показало, что разрушение образцов партии № 1 произошло путем отрыва с образования изломов типа чашка-конус, а разрушение образцов партии № 2 путем косого среза. Реальная площадь изломов у образцов партии № 1 примерно в 2,6 раза меньше, чем площадь изломов у образцов партии № 2. Этот факт говорит о том, что реальная прочность образцов партии № 1 примерно во столько же раз превышает реальную прочность образцов партии № 2.

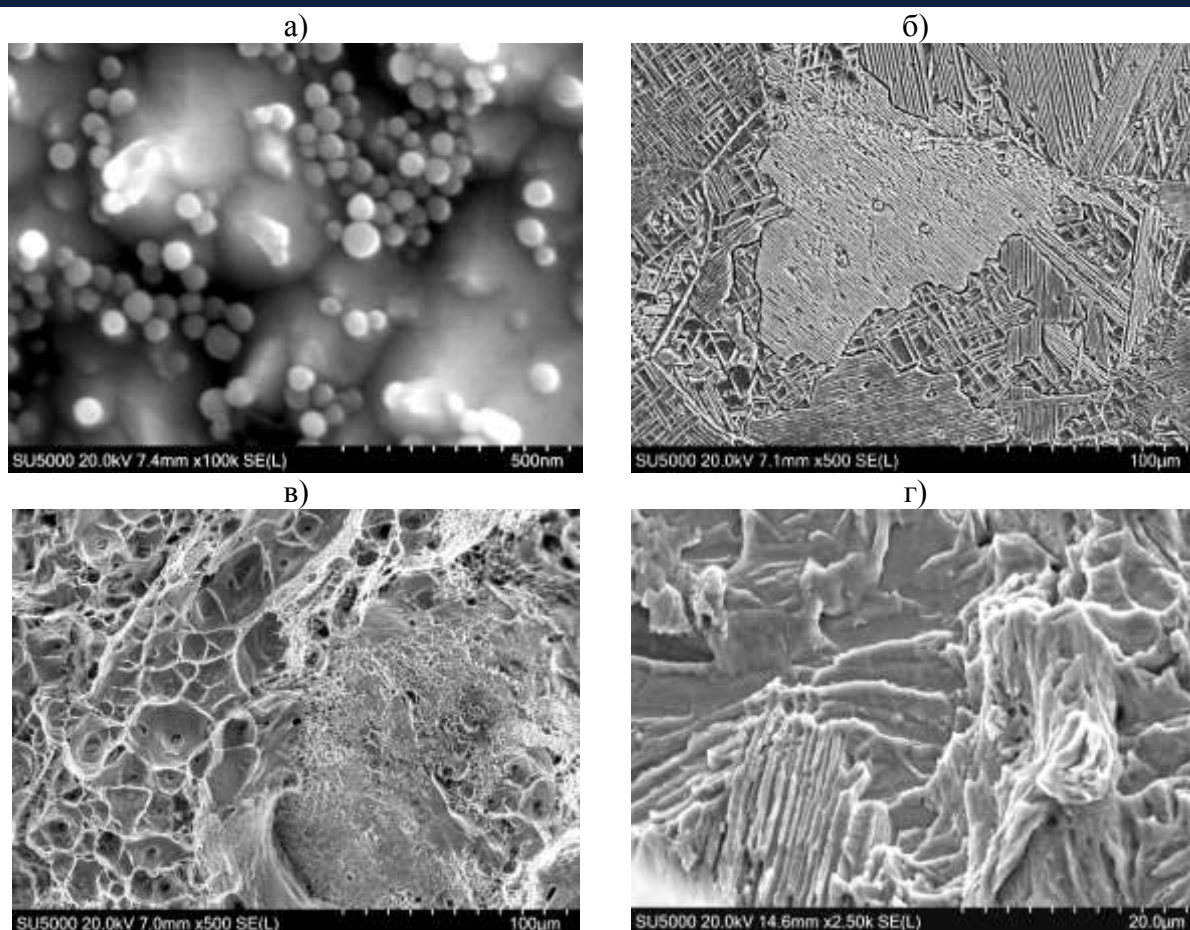


Рис. 7 – Электронные изображения микроструктуры образцов партии № 1 (а) и партии № 2 (б) и микрофрактограммы поверхностей изломов образцов партии № 1 (в) и № 2 (г)

Микрофрактографическим исследованием поверхностей изломов установлено, что разрушения образцов партии № 1 происходили вязко с образованием ямочного рельефа поверхности разрушения (рис. 7, в). На большей части поверхности изломов образцов партии № 2 разрушения происходили хрупко по выделениям пластинчатых и ячеистых выделений η -фазы (рис. 7, б). По данным МРСА на поверхности скольных фасеток содержание титана находится на уровне от 2,5 до 4 % (мас.).

Обсуждение результатов

Проведенное исследование фазовых превращений в сплаве показало, что при старении гомогенизованных и закаленных в воду образцов в интервале температур от 650 до 900 °С происходит рост дисковых выделений фазы, в состав которой входят никель, медь и титан, а в интервале

температур от 750 1040 °С происходит выделение стабильной η -фазы $(\text{Ni}_{0,7}\text{Cu}_{0,3})_3\text{Ti}$, имеющей ГПУ решетку.

Выделение η -фазы в сплаве очень напоминают выделение η -фазы в высоколегированных жаропрочных никелевых и железоникелевых сплавах, упрочняемых выделениями метастабильной γ' -фазы Ni_3Ti с кубической решеткой [1]. Фаза η в этих сплавах может образовываться в форме внутризеренных пластинок путем $\gamma' \rightarrow \eta$ превращения, порождая видманштедтову структуру и в форме ячеистых зернограничных выделений [1].

В никельжелезных сплавах частицы γ' -фазы имеют сферическую форму или форму дисков, а при повышении температуры старения их размер увеличивается [1]. Фаза, образующаяся в исследуемом сплаве при старении в интервале температур 650–900 °С, также имеет форму дисков, размер которых увеличивается при повышении температуры старения. Сходство морфологии фазы в форме дисков в нём с морфологией γ' -фазы в никельжелезных сплавах, укрупнение её размеров при повышении температуры старения и наличие в составе частиц фазы титана позволяет идентифицировать её как метастабильную γ' -фазу Ni_3Ti .

Механические испытания показали, что у образцов, состаренных по режиму выделения γ' -фазы, значения относительного удлинения на 10 %, а относительного сужения на 40 % превышают значения этих свойств у образцов, состаренных по режиму выделения η -фазы. Значения реальной прочности образцов, состаренных по режиму выделения γ' -фазы, рассчитанные по реальной площади излома, также превышают значения прочности образцов, состаренных по режиму выделения η -фазы. Снижение прочности и пластичности, связанное с выделениями пластинчатой или видманштедтовой микроструктурой выделений η -фазы наблюдались и в жаропрочных никелевых сплавах, например, в сплаве А - 286 [1].

Основными отличиями η -фазы, образующейся в исследованном сплаве, от η -фазы, образующейся в жаропрочных никелевых сплавах, являются более

высокие скорость её выделения и значение температуры сольвус. Установленная температура сольвус у η -фазы в нём ~ 1045 °С, а у жаропрочных никелевых сплавов А-286 и Incoloy 901 – 915 °С и ~ 995 °С соответственно [1].

Во введении отмечено, что технологические трещины образовывались только в заготовках деталей газогенераторов, изготовленных из прутков, в микроструктуре которых присутствовали множественные зернограницные и внутризеренные выделения η -фазы. Проведенные фрактографические исследования показали, что образование трещин происходило в результате межзеренного разрушения, при этом на поверхности излома присутствовали множественные участки с повышенным содержанием титана. Эти данные позволяют сделать вывод о том, что фактором, способствовавшим образованию технологических трещин в форсунках, явились пластинчатые зернограницные выделения η -фазы.

Очевидно, что для исключения возможности образования технологических трещин в заготовках форсунок, прутки сплава при запуске в производство должны иметь регламентированную микроструктуру, в которой отсутствуют пластинчатые зернограницные выделения η -фазы. Таковую микроструктуру можно получить путем термообработки прутков сплава по режиму выделения γ' -фазы: гомогенизация при температуре 1050 °С в течение 4 ч, закалка в воду + старение при температуре 700 °С в течение 6 ч.

Выводы

1. В микроструктуре исследованного сплава выявлены интерметаллиды $(\text{Ni}_{0,72}\text{Cu}_{0,28})_3\text{Zr}$ с гексагональной решеткой, метастабильная γ' -фаза $(\text{Ni}_{0,7}\text{Cu}_{0,3})_3\text{Ti}$ с ГЦК решеткой, стабильная η -фаза $(\text{Ni}_{0,7}\text{Cu}_{0,3})_3\text{Ti}$ с ГПУ решеткой и карбиды TiC.

2. Пластинчатые зернограницные и внутризеренные выделения η -фазы образуются в результате превращения $\gamma' \rightarrow \eta$, образование ячеистых выделений η -фазы происходит по механизму прерывистого распада.

3. У образцов исследованного сплава, состаренных по режиму выделения γ' -фазы, значения относительного удлинения на 10 %, а относительного сужения на 40 % превышают значения этих свойств у образцов, состаренных по режиму выделения η -фазы

4. Фактором, способствовавшим образованию технологических трещин в заготовках деталей, явились зернограничные пластинчатые выделения η -фазы

5. Термообработка прутков сплава по режиму выделения γ' -фазы обеспечивает максимальные значения прочности и пластичности, а также исключает образование технологических трещин в заготовках деталей газогенераторов.

Список литературы

1. Симс Ч.Т., Столофф Н.С. Чагель У.К. Суперсплавы II: Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных установок. Кн. 1. М.: Металлургия, 1995. 384 с.
2. Кан Р. Физическое металловедение. Вып. II, Фазовые превращения. Металлография. М.: Мир, 1968. 490 с.

УДК 669.017.15:669.018.44:620.18:621.791.051

Влияние фазового состава сварного соединения на эксплуатационные характеристики жаропрочного сплава HP40NbTi

Ю.А. Беликова^{1;2*}; С.Ю. Кондратьев², д.т.н.; М.Д. Фукс¹, к.т.н.

*belikjul@ya.ru

¹ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей» им. И.В. Горынина» – НИЦ «Курчатовский институт», г. Санкт-Петербург, Россия

²ФГАОУ ВО «Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого», г. Санкт-Петербург, Россия

Аннотация

Методами оптической и сканирующей электронной микроскопии исследованы особенности микроструктуры сварного соединения из жаропрочного литого Fe-Cr-Ni-сплава HP серии и определены его кратковременные и длительные механические свойства. Установлено, что в процессе сварки в зоне термического влияния происходит образование интерметаллической G-фазы, провоцирующей образование и рост микротрещин при нагружении материала. Длительные испытания при 870 °C способствуют увеличению объемной доли G-фазы в структуре, что приводит к значительному снижению работоспособности сплава.

Ключевые слова:

литые жаропрочные Fe-Cr-Ni сплавы; сварное соединение; механические свойства; электронная микроскопия; фазовые превращения

Введение

Жаропрочные аустенитные сплавы, содержащие большое количество хрома и никеля, были разработаны для обеспечения коррозионной стойкости, высокой длительной прочности и структурной стабильности ответственных деталей и механизмов, работающих при температурах 900–1150 °С и повышенных давлениях 5–10 МПа, в контакте с агрессивными средами [1–2]. Одним из основных материалов, применяющихся при изготовлении змеевиковых печей пиролиза, является многокомпонентный аустенитный сплав с карбидным упрочнением на основе системы Fe-25Cr-35Ni HP-серии. Изготовление таких сложных конструкций печей риформинга предусматривает сварку литых труб. Сварные швы, как правило, изготавливаются из материалов с химическим составом близким к химическому составу материала трубы. Однако, вследствие протекающих внутренних процессов во время сварки, шов и зона термического влияния являются участками, наиболее подверженными разрушению во время эксплуатации конструкции [3–5].

Несмотря на уже имеющиеся результаты исследований структуры и свойств сварных соединений труб из жаропрочных сплавов HP серии, систематизированных сведений и обоснованных заключений о причинах и характере их преждевременного разрушения до настоящего времени нет. В связи с этим, необходимым является исследование причин и разработка способов предотвращения преждевременного выхода из строя сварных конструкций радиантных змеевиков установок пиролиза.

Целью настоящей работы является экспериментальное исследование на макро- и микроуровнях особенностей структуры и фазового состава сварного соединения из жаропрочного сплава HP40NbTi, анализ характера и выявление механизма его разрушения в условиях эксплуатации.

Материалы и методы исследования

Для исследования использовали сварные соединения центробежнолитых труб длиной 2 м, диаметром 115 мм и толщиной стенки 14 мм из сплава HP40NbTi. Химический состав металла труб и присадки приведен в табл. 1.

Таблица 1

Фактический химический состав металла трубы и сварочной проволоки

Материал	Содержание химических элементов, масс.%											
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Nb	W	Mo	V	Ti	P3M	Fe
Труба	0,43	1,80	0,91	25,60	35,92	1,73	0,34	0,23	0,10	0,29	≤ 0,5	Ост.
Присадка	0,41	1,75	1,34	26,10	31,60	1,64	0,31	0,16	0,05	0,32	≤ 0,3	Ост.

Образцы размером 10×10×15 (мм) для исследования структуры и измерения микротвердости сплава вырезали с помощью высокоскоростного лезвия из различных участков вдоль и поперек оси трубы. Образцы для механических испытаний вырезали вдоль оси трубы на участках основного металла и сварного соединения.

Металлографические исследования, анализ изломов и рентгеноспектральный микроанализ распределения элементов проводили с использованием светового инвертированного микроскопа Zeiss Axio Observer 3; сканирующего электронного микроскопа TESCAN VEGA 2 LM, оснащенного энергодисперсионным рентгеновским спектрометром Inca X-Max-50.

Микротвердость вдоль трех осевых линий трубы: середина толщины стенки, внешняя и внутренняя поверхности измеряли на твердомере Виккерса Durascan-20 G5 при нагрузке 10 кгс с интервалом 1 мм. Ударную вязкость определяли при испытаниях прямоугольных образцов размером 2×6×30 (мм) без надреза при комнатной температуре на маятниковом копре с номинальным значением потенциальной энергии маятника 7,5 Дж и скоростью падения 4,0 м/с. Статические испытания на растяжение проводили

при комнатной температуре и при 870 °С в соответствии со стандартом ASTM A608, используя цилиндрические пятикратные образцы с диаметром рабочей части 3 мм. Значения ударной вязкости, характеристик прочности и пластичности при статическом растяжении принимали как среднее из трех испытаний на точку.

Испытания на длительную прочность образцов уменьшенного размера с начальными диаметром и длиной рабочей части соответственно 4,2 мм и 31 мм проводили при температуре 870 °С и нагрузке 50 МПа на воздухе. За характеристики длительной прочности принимали время до разрушения (ч), относительные удлинение и сужение (%). Значения характеристик длительной прочности принимали как среднее из двух испытаний на точку в соответствии со стандартом ASTM E139-11.

Исследование структуры, поверхности изломов и определение механических свойств различных участков сварного соединения проводили после сварки труб в литом состоянии без термической обработки, а также после механических испытаний.

Экспериментальные результаты и обсуждение

Металлографические исследования, проведенные на образце сварного соединения из сплава HP40NbTi , выявили наличие трех характерных участков, отличных по морфологии структуры и химическому составу фаз: основной металл (ОМ), зона термического влияния (ЗТВ) и металл шва (МШ), состоящий из первого (корневого) валика, второго валика и двух участков усиления.

Структурными составляющими всех трех участков сварного соединения являются γ -аустенит и эвтектика, содержащая γ -фазу и карбиды на основе хрома и на основе ниобия (рис. 1). При этом в металле шва объемная доля γ -твердого раствора ниже (74–85 %), чем в основном металле (82–90 %) за счет увеличения содержания карбидной эвтектики. Оценка среднего размера аустенитных зерен показала, что в ОМ формируются

наиболее крупные зерна 620×180 мкм, в МШ – 460×170 мкм, тогда как в ЗТВ наблюдается большая разнорзернистость: длина и ширина зерен составляют 240–450 мкм и 160–260 мкм соответственно.

На профиле распределения микротвердости (рис. 2) видно, что наибольшие значения 240–260 HV получены на участке с большей дисперсностью структуры – в металле шва, тогда как в ЗТВ и ОМ значения микротвердости не превышают 210–230 HV и 200–210 HV соответственно.

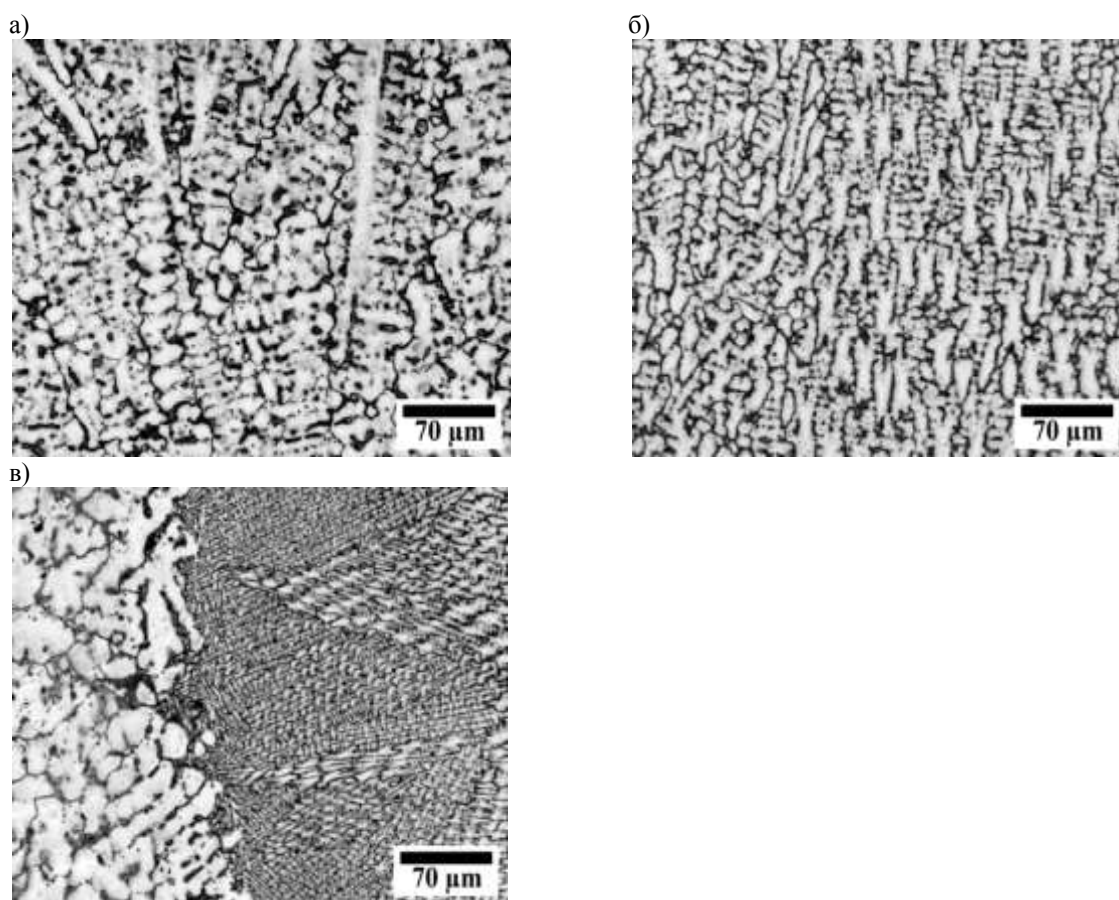


Рис. 1 – Микроструктура сплава HR40NbTi в различных участках сварного соединения: основной металл (а), 2-й валик МШ (б), граница 2-го валика МШ и ЗТВ (в)

а)



б)

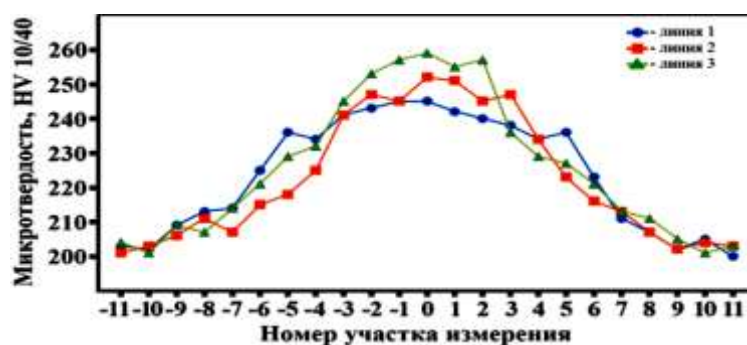


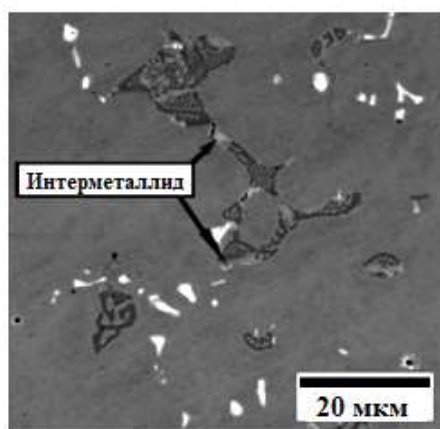
Рис. 2 – Схема распределения участков для измерения (а) и изменение микротвердости сплава HP40NbTi (б) в поперечном сечении вдоль оси сварного трубного соединения

Результаты исследования структуры сварного соединения на РЭМ с применением рентгеноспектрального микроанализа подтвердили неоднородность участков по морфологии и химическому составу. Матричная γ -фаза в МШ и ЗТВ содержит меньшее количество Si и большее – Nb по сравнению с ОМ, а карбиды на основе Nb и Cr в МШ содержат, кроме основных карбидообразующих элементов, большее количество других металлических элементов состава сплава. Эта неоднородность, вероятно, связана с протеканием фазовых превращений в процессе сварочного нагрева.

В структуре сплава на участке ЗТВ вблизи второго валика обнаружены интерметаллидные включения обогащенные кремнием, никелем и ниобием (рис. 3). Известно, что нагрев сплава HP40NbTi до 700–900 °C активирует процесс фазового превращения карбида ниобия в сицилид $Ni_{16}Nb_6Si_7$, известный как G-фаза [6–7]. В исследованном сплаве наличие хрома и титана в интерметаллических включениях свидетельствует о незавершенности процесса превращения из-за кратковременности нагрева материала. Однако, температура и длительность нагрева при сварке труб из жаропрочного сплава

HP40NbTi оказываются достаточными для начала формирования G-фазы в структуре соединения в зоне термического влияния.

а)



б)

Фаза	Содержание химических элементов, масс.%					
	Si	Ti	Cr	Fe	Ni	Nb
Интерметаллид	7,74	0,03	29,11	10,61	31,15	21,36

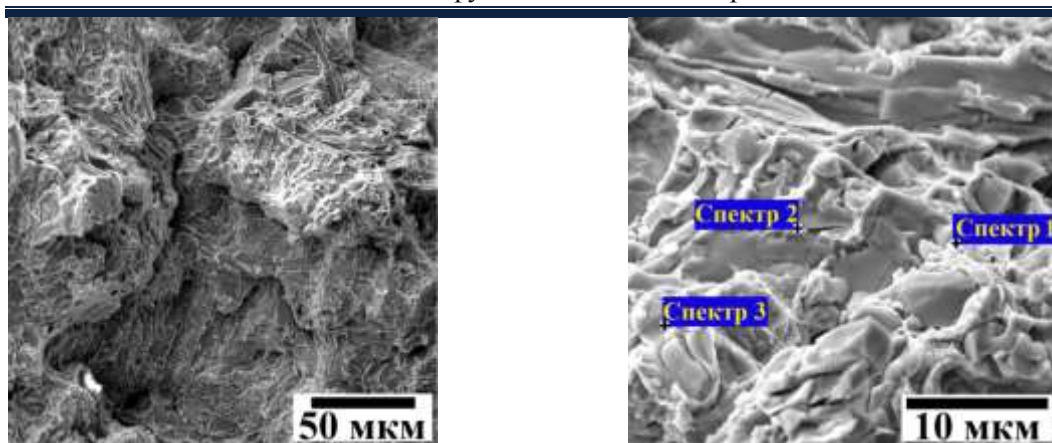
Рис. 3 – Микроструктура сплава HP40NbTi в обратно-отраженных электронах в ЗТВ вблизи 2-го валика МШ сварного соединения (а) и химический состав интерметаллидной фазы (б)

По результатам механических испытаний на статическое растяжение и ударный изгиб основного металла и сварного соединения при 20 °С и 870 °С установлено, что структурные различия участков ОМ, ЗТВ и МШ не оказывают влияния на кратковременные прочность и пластичность сварного соединения при комнатной температуре. Тогда как при температуре 870 °С наблюдается снижение пластичности и повышение прочности сварного соединения, что согласуется с данными по микротвердости и объясняется большим содержанием карбидной фазы в МШ и ЗТВ и ее дисперсностью.

Фрактографический анализ совместно с локальным элементным анализом сплава показал, что при температурах испытания хрупкие микротрещины формируются в карбидных частицах (рис. 4). Эти данные согласуются с результатами РЭМ-исследований на продольных шлифах: микротрещины наблюдаются в пределах частиц карбидов, макротрещины – по карбидной сетке на границах аустенитных зерен (рис. 5).

а)

б)



в)

Спектр №	Фаза	Содержание химических элементов, масс. %										
		Si	Ti	Cr	Fe	Ni	Nb	W	Mn	Mo	V	C
1	γ	0,85	0,02	26,58	36,29	34,21	0,64	0,03	0,98	0,34	0,03	н.о.
2	Cr_nC_n	0,03	0,01	79,83	6,78	2,94	0,14	1,21	0,27	0,24	0,02	8,53
3	NbC	0,24	2,49	2,85	0,67	0,53	81,46	0,24	0,35	0,32	0,02	10,83

Рис. 4 – Микротрещины на поверхности излома (а, б) и результаты локального элементного анализа различных фаз (в)

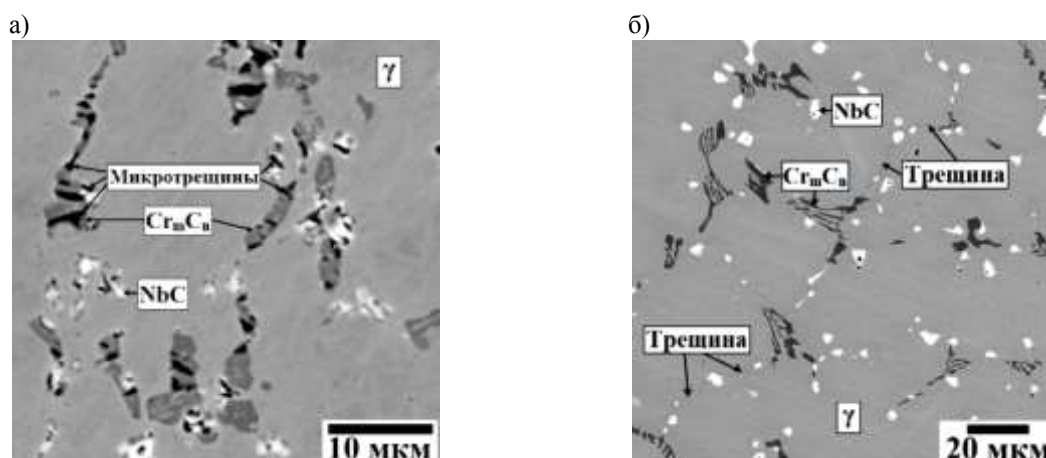
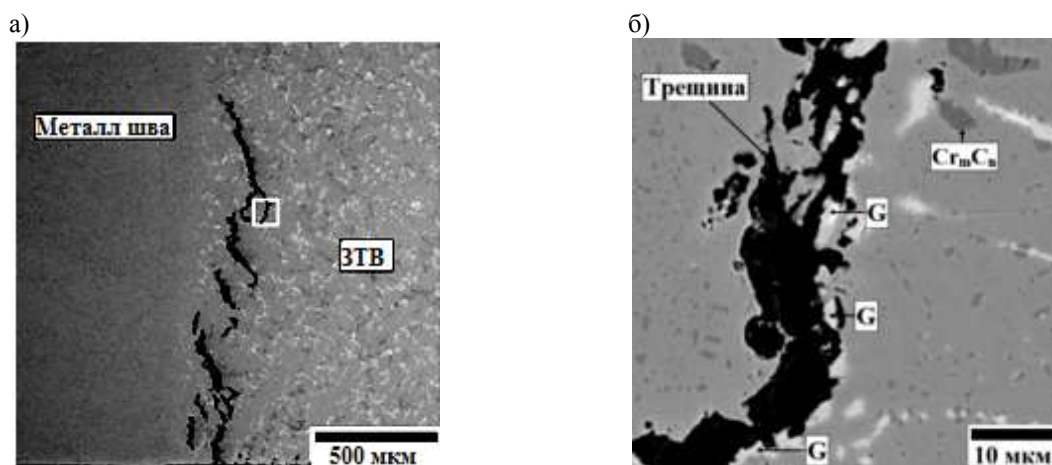


Рис. 5 – Микроструктура различных участков вблизи поверхности разрушения (а, б) образцов, изготовленных из сварного соединения сплава HP40NbTi, после испытаний на статическое растяжение при 20 °С

Значительное влияние особенностей структуры сварного соединения на свойства сплава выявлено при испытаниях на длительную прочность при 870 °С. При одинаковых условиях испытания время до разрушения сварного соединения на ~30 %, а пластические характеристики – в 2–3 раза ниже по сравнению с основным металлом. Магистральные трещины в образце со сварным соединением развиваются на участке ЗТВ (рис. 6, а).

Воздействие температуры в течение 549 ч привело к увеличению объемной доли интерметаллической G-фазы в зоне термического влияния в 3 раза, по сравнению с объемной долей до испытаний.



в)

Спектр №	Фаза	Содержание химических элементов, масс.%										
		Si	Ti	Cr	Fe	Ni	Nb	W	Mn	Mo	V	C
1	G	6,98	-	3,26	3,05	30,95	55,76	-	-	-	-	-
2	G	10,68	-	7,49	5,06	45,27	31,50	-	-	-	-	-
3	Cr _m C _n	-	-	83,41	5,10	1,49	-	1,87	-	-	-	8,13
4	γ	1,12	0,03	22,17	38,82	36,43	0,34	-	1,04	-	0,02	н.о.

Рис. 6 – Микроструктура (а, б) и химический состав фаз (в) на участке разрушения образца, изготовленного из сварного соединения сплава HP40NbTi, после испытаний на длительную прочность при 870 °С

Детальный анализ траектории трещин в ЗТВ сварного соединения после длительных и кратковременных испытаний механических свойств показал (рис. 5 и 6), что большинство трещин возникают вблизи включений G-фазы, образовавшейся в результате превращения карбида ниобия. Дальнейший рост трещин ориентирован по включениям карбидов на границах γ-фазы в направлениях наибольшего количества карбидов ниобия как первичных, так и частично трансформировавшихся в G-фазу (рис. 6, б).

Анализ поверхности изломов образцов после длительных испытаний позволяет заключить, что процесс разрушения начинается с образования микротрещин, расположенных в хрупких карбидах и вблизи частиц G-фазы. Микротрещины образовавшиеся у границ G-фазы при приложении внешней нагрузке приводят к образованию магистральных трещин и, как следствие,

разрушению материала. Учитывая значительную разницу параметров кристаллической решетки фаз, участвующих в превращении, можно предположить, что образование G-фазы в структуре сплава приводит к появлению и росту внутренних напряжений, способствующих зарождению микротрещин под действием внешней нагрузки.

Заключение

Структура сварного соединения центробежнолитых труб из сплава HP40NbTi является неоднородной, значительно различаясь дисперсностью, морфологией, соотношением и химическим составом фаз в различных участках: основном металле, зоне термического влияния и металле шва. В зоне термического влияния формируется выраженная сегрегация кремния и происходит фазовое превращение NbC→G-фаза вблизи эвтектических карбидов ниобия и хрома.

При нагружении образца разрушение начинается с образования микротрещин в первичных карбидах и вблизи частиц G-фазы. Развитие микротрещин от включений G-фазы приводит к образованию магистральной трещины, которая растет вдоль границ дендритных кристаллов.

Таким образом, G-фаза является неблагоприятным фактором, способствующим снижению эксплуатационных характеристик жаропрочного аустенитного сплава HP40NbTi. Следовательно, необходимым является разработка способов, препятствующих или предотвращающих образование G-фазы в HP сплавах при эксплуатации.

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 Министерства науки и высшего образования – соглашение № 13.ЦКП.21.0014 (075-11-2021-068). Уникальный идентификационный номер - RF----2296.61321X0014.

Список литературы

1. Hu B., Chen X., Liu C., Lian C., Chen T. Study on microstructure and properties of centrifugal casting 35Cr45NiNb+MA furnace tubes during service // Mater. High Temp. 2019. V. 36. Is. 6. P. 489–498.
2. Ghatak A., Robi P.S. High-temperature tensile properties and creep life assessment of 25Cr35NiNb micro-alloyed steel // J. Mater. Eng. Perform. 2016. V. 25. Is. 5. P. 2000–2007.
3. Allahkaram S.R., Borjali S., Khosravi H. Investigation of weldability and property changes of high pressure heat-resistant cast stainless steel tubes used in pyrolysis furnaces after a five-year service // Mater. Des. 2012. V. 33. P. 476–484.
4. Guglielmino E., Pino R., Servetto C., Sili A. Damage investigation on welded tubes of a reforming furnace // La Metallurgia Italiana. 2015. V. 107. Is. 1. P. 53–58.
5. Reihani A. Razavi S.A., Abbasi E., et al. Failure analysis of welded radiant tubes made of cast heat-resisting steel // J. Fail. Anal. Prevent. 2013. V. 13. Is. 6. P. 658–665.
6. Kondrat'ev S.Yu., Ptashnik A.V., Anastasiadi G.P., Petrov S.N. Analysis of transformations of carbide phases in alloy 25Cr35Ni by the method of quantitative electron microscopy // Met. Sci. Heat Treat. 2015. V. 57. № 7-8. P. 402–409.
7. Vaché N. Steyer P., Duret-Thual C., Perez M., Douillard T., Rauch E., Véron M., Renou G., Dupoirion F., Augustin C., Cazottes S. Microstructural study of the NbC to G-phase transformation in HP-Nb alloys // Materialia. 2020. V. 9. 100593.

УДК 621.785.5:620.178

Исследование износостойкости и контактной выносливости высокоуглеродистых и высокоазотистых сталей после химико-термической и термической обработки

Г.С. Севальнёв¹, к.т.н.; И.И. Власов¹; К.В. Дульнев¹;
Д.Н. Романенко¹, к.т.н.; Е.Н. Коробова¹; А.А. Красуля^{2,3};
И.А. Чирков²; И.И. Самойлова²

Sevalnevg@gmail.com;
vlasovteh@yandex.ru;
dulnev.kv@gmail.com;
romanenko-kstu46@yandex.ru

¹*Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт» (НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ)*

²*МГТУ им. Н.Э. Баумана*

³*ООО «Термохим»*

Аннотация

В работе проведены исследования износостойкости и контактной выносливости высокоуглеродистых и высокоазотистых сталей после термической обработки, а также повышение данных характеристик за счет применения химико-термической обработки.

Ключевые слова:

высокоуглеродистые стали, сверхравновесное содержание азота, износостойкость, контактная выносливость, химико-термическая обработка

Введение

Современные машиностроительные агрегаты, работающие в условиях экстремальных нагрузок, высоких скоростей подвижных частей и импульсных нагрузок высокого давления чаще всего в своих ответственных узлах содержат пары трибосопряжения, подвергаемые значительному износу и усталости вследствие контактно-усталостного нагружения. Для обеспечения требуемого ресурса работы изделия детали подвижных частей изготавливаются из комплекснолегированных сталей высокой твердости, способные обеспечить высокую контактную выносливость и износостойкость [1–12]. Для этих целей применяются в основной высокоуглеродистые комплексно легированные стали, содержащие в своем составе большое количество карбидообразующих элементов таких, как хром, молибден, вольфрам, ванадий, ниобий, титан. Такое комплексное легирование может приводить к тому, что технологичность таких сталей в процессе механической и обработки давлением падает, а их структура содержит крупные избыточные карбидные фазы типа MeC , Me_2C , Me_7C_3 , формирующие карбидную неоднородность по объему полуфабриката, и крупноигльчатый мартенсит, совокупность которых может снижать уровень механических свойств вследствие охрупчивания сталей [3, 6, 10–12].

В случае, где детали работают в условиях практически безударных нагрузок снизить влияние структурных неоднородностей высокоуглеродистых комплекснолегированных сталей возможно путем модификации поверхности с помощью процессов химико-термической обработки таких, как цементация и нитроцементация, азотирование и борирование [13–17]. В результате высокой твердости основного материала и более высокой твердости диффузионного слоя, происходит повышение износостойкости и контактной выносливости высокоуглеродистых комплекснолегированных сталей [16, 17].

Регулирование размера дисперсности мартенситной фазы возможно путем оптимизации режимов термической обработки, в то время как

изменение размера крупных избыточных фаз возможно лишь на этапе металлургических переделов – выплавки и горячей деформации. Для решения задачи сохранения уровня твердости, износостойкости и контактной выносливости в настоящий момент разрабатываются новые марки сталей, содержащие в качестве легирующего элемента азот. Ввиду его малой растворимости в сплавах на железной основе используются процессы для достижения сверхравновесных концентраций азота. В результате высокого содержания азота, конструкционные и коррозионностойкие стали обладают структурой мелко- и скрытоигольчатого мартенсита, а также образуют мелкодисперсные избыточные карбонитридные фазы $Me(C,N)$ и $Me_2(C,N)$, способствующие упрочнению на таком же уровне, что и карбидные фазы.

Фрикционное взаимодействие пары трения в основном зависит от химического состава и формируемой структуры материалов, составляющий трибосопряжение. Цель работы, направленная на исследование износостойкости при испытаниях в условиях сухого трения скольжения, а также контактной выносливости в условиях значительных контактно-усталостных нагрузок высокоуглеродистых и высокоазотистых сталей после различных видов упрочняющих обработок, является одной из приоритетных задач современного материаловедения.

Материалы и методы исследования

В качестве объектов исследования использовали следующие образцы:

– высокоуглеродистую комплексно-легированную теплостойкую подшипниковую сталь системы легирования C-Cr-Mo-V, дополнительно содержащую в химическом составе тугоплавкие карбидообразующие элементы W и Ta [7].

– экономнолегированную конструкционную сталь со сверхравновесным содержанием азота системы легирования Cr-Mo-Ni-V-Mn, содержащую углерод в количестве 0,3 % масс. и азот в количестве 0,24 % масс [15].

– высоколегированную высокоазотистую сталь ВНС78-ШПД [18], со

сверхравновесным содержанием азота 0,35 % масс.

Для получения заготовок из сталей со сверхравновесным содержанием азота использовали вакуумную индукционную печь для выплавки электродов и печь для электрошлакового переплава ДЭШП-0,1 (рис. 1, а) для получения слитков. Для достижения сверхравновесных концентраций процесс электрошлакового переплава проводили при избыточном давлении в 30 атм. молекулярного азота с добавлением в процессе переплава шихтовых материалов, содержащих азот. В качестве азотоносителей использовали азотированные ферросплавы ФХН-8 и ФХН-10 [19].

Для разработки режимов химико-термической и термической в НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ введена в эксплуатацию вакуумная печь MonoTherm НК.446.VC.10.gr позволяющей проводить процессы вакуумной цементации, вакуумной нитроцементации, а также закалку в потоке газа высокого давления (см. рис.1, б) [13].

а)



б)



Рис. 1 – Установки НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ для проведения электрошлакового переплава под давлением ДЭШП-0,1 (а) и вакуумной химико-термической и термической обработки MonoTherm НК.446.VC.10.gr (б) [13, 19]

Металлографические исследования структуры проводили на оптическом микроскопе OLYMPUS GX-51, оснащенный фотокамерой и программой анализа изображений Analysis в соответствии с ГОСТ 8233-56, ГОСТ 5639-82 на металлографических шлифах, вырезанных в поперечном направлении после травления: высокоуглеродистой стали и экономнолегированной конструкционной стали в 4 % спиртовом растворе HNO_3 , стали ВНС78-ШПД электролитически в 10 % растворе щавелевой кислоты.

Исследование структурных составляющих и расчет стехиометрии избыточных фаз после термической обработки проводили с помощью сканирующего электронного микроскопа Hitachi SU8010 в режиме вторичных и обратноотраженных электронов при рабочих увеличении 2500 крат и ускоряющем напряжении 15 кВ с приставкой для проведения микрорентген спектрального анализа с применением программного обеспечения Aztec. Для анализа распределения легирующих элементов в структуре матрицы проводили поэлементное картирование с помощью энергодисперсионных спектров. Для сопоставления стехиометрического состава с существующими соединениями при нормальных условиях использовали открытую базу по химическим соединениям materials project [20].

ДюрOMETрические исследования проводили на твердомере Durascan 20 по ГОСТ 2999-75 по методу Виккерса при нагрузках 50, 100, 200, 500 и 1000 г (0,5, 1, 2, 5 и 10 Н) и на твердомере DuraVision 300 по ГОСТ 9013-59 по методу Роквелла.

Исследования триботехнических характеристик образцов из теплостойкой подшипниковой стали проводили путем испытания образцов на изнашивание в условиях сухого трения скольжения с использованием трибометра Nanovea T-50. Испытания проводили по схеме «Pin-on-Disk» («Стержень-диск») при линейной скорости скольжения образца относительно контртела около 0,1 м/с и нагрузкой на стержень 10 Н. Контртелом при испытаниях являлся шарик диаметром 6 мм из хромистой стали мартенситного класса ШХ15-ШД (зарубежный аналог – сталь AISI 52100), термообработанной на 64 HRC. Во время испытаний с помощью датчика сопротивления измеряли коэффициент трения, с помощью датчика линейного перемещения LVDT при взаимном износе образца и контртела – характер фрикционного взаимодействия. По результатам испытаний определяли скорость изнашивания образцов по формулам из работы [8].

Испытания на контактную выносливость проводили на машине МКВ-К путем обкатки образцов, изготовленных из исследуемых сталей между двумя испытательными кольцами из высокоуглеродистой стали ЭИ347-Ш с твердостью 64 HRC по принципу фрикционной передачи с двухциклическим нагружением за один оборот образца в соответствии с рекомендациями для испытаний на контактную выносливость Р 50-54-30-87. Расчеты и испытания на прочность. Методы испытаний на контактную усталость. Испытуемые образцы подвергали ХТО и ТО и для исследования выносливости сталей после различных видов упрочняющей обработки выбрана схема нагружения с использованием образцов цилиндрической формы.

Результаты и обсуждения

Как и было сказано ранее в результате развитой системы легирования высокоуглеродистых износостойких комплексно-легированных сталей типа ЭИ347-Ш и М50 могут образовываться крупные карбидные фазы, размером 10 мкм и более. Анализ структуры с помощью электронной микроскопии с применением рентген спектрального микро анализа экспериментальных составов высокоуглеродистых подшипниковых сталей позволил установить, что крупные карбиды могут являться в том числе и составными (рис. 2). По результатам анализа химического состава и с применением открытой базы существования химических соединений было выдвинуто предположения о возможном стехиометрическом составе комплексных карбидов, в которые могут входить: $(Nb,Ta)C_2$, $(Mo,W)C_2$, $(V,Cr)C_2$ и VC .

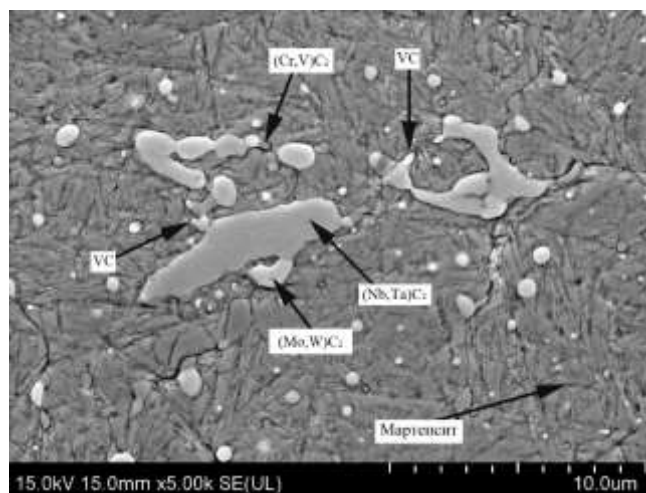


Рис. 2 – Электронное изображение структуры высокоуглеродистой комплексно-легированной стали после упрочняющей термической обработки

Наличие таких крупных избыточных фаз в структуре мартенситных сталей для деталей, работающих в паре трения, может приводить к следующим последствиям при работе трибосопряжения:

- формирование высокого уровня вибраций, способствующего ускоренному образованию питтинга при контактно-усталостном взаимодействии;

- выкрашивание карбида с дальнейшим его попаданием в зону контакта с реализацией абразивного износа пары трения и значительного повышения коэффициента трения при отсутствии смазочного материала.

Обеспечение высоких триботехнических характеристик и снижение влияния крупных избыточных фаз в структуре высокоуглеродистых сталей может быть достигнуто двумя способами: формированием экранирующего слоя на поверхности, блокирующего распространение высоких контактно-усталостные напряжений вглубь материала, а также препятствующего интенсивному износу, или уменьшение размера карбидных включений и изменение их морфологии.

В первом случае создание экранирующего слоя обеспечивается применением химико-термической обработки. Ввиду необходимости сохранения высокого качества поверхности для сталей, используемых при изготовлении подшипников качения, в том числе и прецизионных, наиболее перспективными методами химико-термической обработки являются вакуумные процессы цементации, азотирования, нитроцементации [14].

По результатам исследований [14] было установлено, что применение комбинированного процесса химико-термической обработки, состоящего из вакуумного азотирования (ВА) и вакуумной нитроцементации (ВНЦ) и последующей термической обработки (ТО), для высокоуглеродистой подшипниковой стали 95X18-Ш позволяет повысить износостойкость, а также в значительной степени предел контактной выносливости (рис. 3). Такой эффект достигается за счет формирования диффузионного слоя с мелкодисперсными карбидами типа Cr_{23}C_6 и нитридов типа Cr_2N , обеспечивающих высокую жесткость поверхности, а также в значительной степени снижающих распространения напряжений вглубь при контактно-усталостном нагружении. Высокая плотность избыточных фаз в структуре диффузионного слоя также позволяет исключить обработку холодом из состава технологического процесса упрочняющей обработки высокоуглеродистых подшипниковых сталей, что позволяет снизить количество бракованных подшипников при сборке. Несмотря на высокое содержание аустенита в структуре диффузионного слоя (около 15%) при расчетном контактном напряжении около 5000 МПа привело к изменению

размеров поверхности лишь на 18 мкм, что допустимо при работе подшипника качения, в том числе и прецизионного.

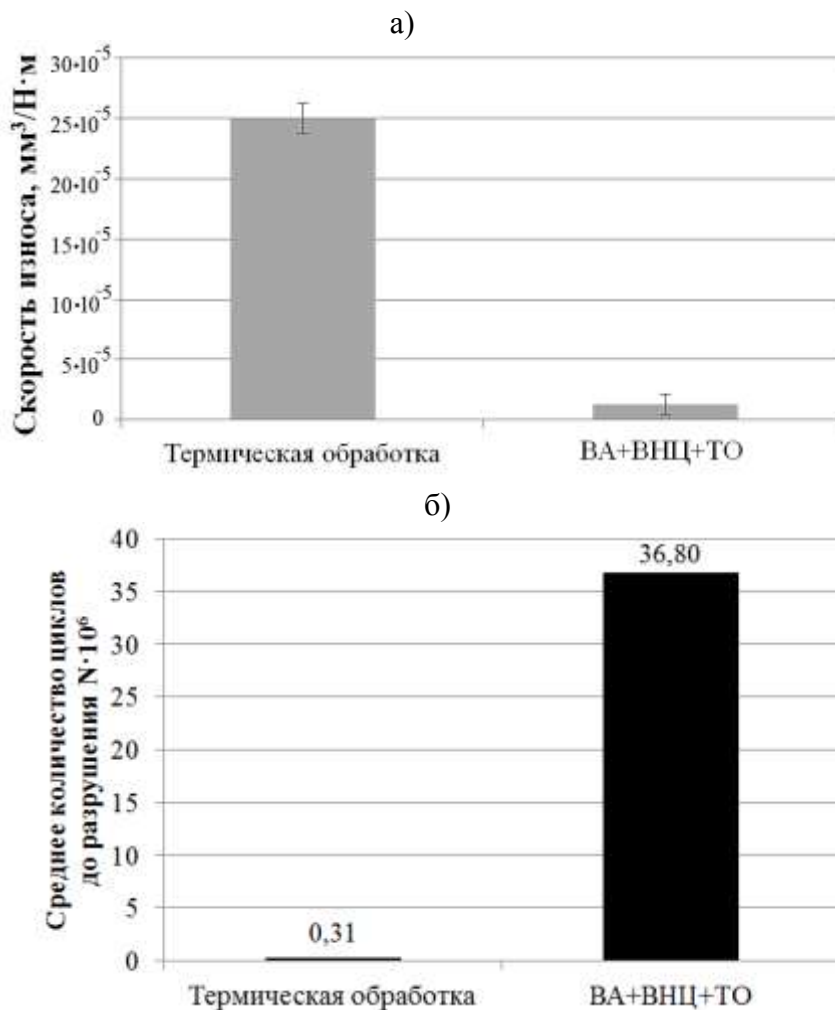


Рис. 3 – Изменение скорости износа (а) и количества циклов до разрушения при напряжении в зоне контакта 5100 МПа (б) стали 95X18-Ш в зависимости от вида обработки

В случае решения проблемы по второму пути в современные износостойкие стали помимо распространенных легирующих элементов, обеспечивающих упрочнение мартенситной фазы, вводят азот на этапе выплавки. Малая растворимость азота в сплавах на основе железа требует использования специального оборудования для введения сверхравновесных концентраций в химический состав легированных сталей. Частичная замена углерода азотом позволяет снизить диффузионную активность углерода, что будет препятствовать образованию крупных избыточных в структуре сталей.

На базе исследований, реализованных в НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ была разработана высокопрочная коррозионностойкая сталь ВНС78-ШПД со сверхравновесным содержанием азота. Одновременное легирование углеродом и азотом обеспечивает формирования мелкодисперсных карбонитридов $Cr_2(C,N)$, размер которых составляет не более 3 мкм.

Помимо формирования мелкодисперсных карбонитридов по всему объему применение азота в качестве легирующего элемента способствует повышению триботехнических характеристик аналогично процессу азотирования. По результатам исследований было установлено, что закалка с различных температур приводит к изменению кинетики коэффициента сухого трения скольжения в процессе испытания. Для низко- и среднелегированной конструкционной стали со сверхравновесным содержанием азота с появлением аустенита при повышении температуры закалки происходит значительное снижение коэффициента сухого трения скольжения при испытании на изнашивание в паре трения со сталью ШХ15-ШД.

Большинство конструкционных и коррозионностойких сталей со сверхравновесным содержанием азота в своем химическом составе в качестве элементов внедрения одновременно содержат углерод и азот, в связи с чем актуальным направлением для дальнейшего повышения уровня механических характеристик, а также износостойкости и контактной выносливости являются процессы химико-термической обработки, в особенности борирование [15]. Бор, элемент внедрения, аналогичный углероду и азоту, обладает большим атомным радиусом, однако также способствует повышению износостойкости и контактной выносливости. Одновременное легирование углеродом и азотом позволяет формировать карбонитриды, дополнительное легирование бором предположительно позволит сформировать карбо- и нитробориды химических элементов, что позволит комплексно упрочнить стали со сверхравновесным содержанием

азота, а также сформировать дополнительные свойства, как коррозионная стойкость.

Заключение

В современном машиностроении используют высокоуглеродистые стали для обеспечения высокой работоспособности подвижных частей механизмов, работающих в условиях контактно-усталостного нагружения и в условиях интенсивного изнашивания. Основным недостатком высокоуглеродистых сталей с развитой системой легирования является присутствие в сталях крупных карбидов, размером более 10 мкм, что может негативно сказываться на работе пары трения.

Основными путями решения данной проблемы являются формирование экранирующего слоя, блокирующего распространения напряжений при контактно-усталостном нагружении, что позволит снизить влияние данных избыточных фаз, или уменьшение размера и изменение морфологии карбидов. Решение проблемы по первому пути достигается за счет применения процессов модификации поверхности с помощью химико-термической обработки (вакуумной цементации и нитроцементации, вакуумного азотирования), по второму – применение азота в качестве легирующего элемента с частичной заменой углерода. Формирование диффузионного слоя, состоящего из карбидов и нитридов с их высокой концентрацией в поверхности, позволяет повысить износостойкость и контактную выносливость высокоуглеродистых подшипниковых сталей. Частичная замена углерода азотом с обеспечением сверхравновесной концентрации азота способствует подавлению образования крупных первичных карбидов, что положительно сказывается на уровне механических и триботехнических характеристик.

Дальнейшим перспективным направлением для повышения уровня свойств сталей со сверхравновесным содержанием азота является применение процессов химико-термической обработки с активным

введением элементов внедрения и формированием упрочненных диффузионных слоев.

Список литературы

1. Пинегин С. В. Опоры качения в машинах. М: Издательство АН СССР, 1961. 150 с.
2. Орлов М.Р., Григоренко В.Б., Морозова Л.В., Наприенко С.А. Исследование эксплуатационных разрушений подшипников методами оптической, растровой электронной микроскопии и рентгеноспектрального микроанализа // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2016. № 1. Ст. 09. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 19.01.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-1-62-79.
3. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. М.: Металлургия, 1983. 525 с.
4. Морозова Л.В., Григоренко В.Б., Коньшев Д.В., Власов А.И. Исследование причин разрушения сепараторов однорядных радиальных подшипников качения // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2019. № 10. Ст.08 URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 20.01.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-10-84-94.
5. Котов С.А., Музафарова С.-В.Р., Севальнев Г.С. Влияние технологических факторов на эксплуатационную стойкость подшипников из стали ЭИ347-Ш //Металловедение и термическая обработка металлов. 2020. №. 12. С. 43–47.
6. Коробова Е. Н., Севальнев Г. С., Громов В. И., Леонов А. В. Стали для изготовления подшипников качения специального назначения (обзор) // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2021. № 11. Ст.1. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 05.02.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-10-3-11.
7. Севальнёв Г. С., Коробова Е.Н., Романенко Д.Н., Дорошенко А.В. Исследование влияния карбидной неоднородности на контактную выносливость высокоуглеродистой комплексно легированной стали

//Упрочняющие технологии и покрытия Учредители: ООО" Издательство" Инновационное Машиностроение", 2022. Т. 18. № 1. С. 36–40.

8. Севальнёв Г.С., Севальнёва Т.Г., Колмаков А.Г., Дульнев К.В., Крылов С.А. Исследование триботехнических характеристик коррозионностойких сталей с различным механизмом объемного упрочнения // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2021. № 10. Ст.1. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 01.02.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-10-3-11.

9. Винтайкин Б.Е., Смирнов А.Е., Шелковников А.О., Черенкова С.А., Севальнев Г.С. Формирование структуры поверхностных слоев в сплавах на основе Fe, Ni, Cr, С помощью химико-термической обработки // В сборнике: Необратимые процессы в природе и технике. Одиннадцатая Всероссийская конференция: труды конференции. В 2-х томах. Москва, 2021. С. 71–75.

10. Спришевский А.И. Подшипники качения. М.: Машиностроение, 1968. 632 с.

11. Спектор А.Г., Зельбет Б.М., Киселева С.А. Структура и свойства подшипниковых сталей. М.: Металлургия, 1980. 264 с.

12. Зайцев А.М., Коросташевский Р.В. Эксплуатация авиационных подшипников качения. М.: Транспорт. 1968. 224 с.

13. Севальнёв Г. С. Разработка процессов вакуумной термической и химико-термической обработки в ФГУП" ВИАМ" //Высокопрочные стали для аэрокосмической техники и технологии их производства. 2019. С. 117–126.

14. Севальнёв Г.С. Повышение контактной выносливости и износостойкости тонкостенных деталей подшипников качения из высокоуглеродистых сталей мартенситного класса путем комбинированной химико-термической обработки. Диссертация... канд. техн. наук. М.: 2021. 142 с.

15. Дульнев К.В. Борирование низколегированной высокоазотистой стали XVIII / Российская ежегодная конференция молодых научных

сотрудников и аспирантов «Физикохимия и технология неорганических материалов». Москва. 30 ноября – 03 декабря 2021 г. / Сборник трудов. – М: ИМЕТ РАН, 2021. С. 19–21.

16. Gloeckner P., Sebald W. A New Method of Calculating the Attainable Life and Reliability in Aerospace Bearings //European Journal of Engineering and Technology Research. 2020. V. 5. №. 6. P. 745–750.

17. Ooi S., HKDH B. Duplex hardening of steels for aeroengine bearings //ISIJ international. 2012. V. 52. №. 11. P. 1927–1934.

18. Бакрадзе М.М., Вознесенская Н.М., Леонов А.В., Крылов С.А., Тонышева О.А. Разработка и исследование высокопрочной коррозионностойкой стали для деталей подшипников // Металлург. 2019. № 11. С. 39–44.

19. Севальнёв Г.С., Анцыферова М.В., Дульнев К.В., Севальнёва Т.Г., Власов И.И. Влияние концентрации азота на структуру и свойства экономнолегированной конструкционной стали // Авиационные материалы и технологии: 2020. № 2. С. 10–16. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-2-10-16.

20. The Materials Project [сайт]. URL: materialsproject.org (дата обращения: 10.02.2022).

УДК 620.1

Влияние коррозионно-активной среды на процесс разрушения двухфазных титановых сплавов

С.А. Наприенко, к.т.н.

Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт» (НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ)

Аннотация

Проблема повышения ресурса и надежности деталей ГТД может быть решена на основе всесторонних исследований эксплуатационных разрушений, установления механизма и причин образования и развития трещин, а также экспериментального воздействия различных факторов на процесс разрушения. Данная работа посвящена исследованию процесса коррозионного растрескивания под напряжения двухфазных титановых сплавов коррозионно-активных средах. Результаты исследований показали значительное снижение трещиностойкости титановых сплавов в морской воде. В работе предложен механизм участия водорода в процессе разрушении титановых сплавов в морской воде. Данный механизм обусловлен выделением водорода в результате взаимодействия титановых сплавов с водным раствором NaCl на ювенильных поверхностях, образующихся в вершине острого концентратора.

Ключевые слова:

коррозионное растрескивание, титановые сплавы, хрупкое разрушение, коррозионно-активная среда

Введение

Применение титановых сплавов в конструкциях авиационных ГТД и ГТУ связано с их высокой удельной прочностью и жаропрочностью в комплексе с высокой стойкостью к воздействию коррозионноактивных сред [1, 2].

Однако, при наличии острого концентратора и одновременном воздействии коррозионно-активной среды и напряжений наблюдается эффект коррозионного растрескивания, благодаря которому механические свойства титановых сплавов снижаются.

Данный вид разрушения можно определить, как замедленное разрушение в коррозионно-активной среде. Он может быть связано, как с использованием ГТД в условиях морского базирования авиационной техники, так и с эксплуатацией наземных ГТУ в атмосфере, содержащей соединения хлора. Исследованию данного процесса разрушения и посвящена настоящая работа.

Материалы и методы исследований

В качестве объекта исследования были взяты образцы из сплавов ВТЗ-1, ВТ8, ВТ9, ВТ18У и ВТ22.

Фрактографические и микроструктурные исследования проводили методом растровой электронной микроскопии. Испытания проводили на образцах размерами с боковой усталостной трещиной на сервогидравлической испытательной машине LFV-100кН производства фирмы Walter+bai ag по ГОСТ 25.506 Нагружение производилось по схеме трехточечного изгиба в воздушной атмосфере, в воде Черного моря, в нейтральных, щелочных и кислотных коррозионно-активных средах.

Результаты испытаний

Были проведены механические испытания двухфазных титановых сплавов ВТЗ-1, ВТ8, ВТ9, ВТ18У и ВТ22 в воздушной атмосфере и в морской воде. Испытания проводили с постоянной скоростью нагружения для

определения коэффициента интенсивности напряжений (КИН) в вершине трещины, развивающейся в $K_{Izр}$ в морской воде (Таблица 1) [3].

Таблица 1

Свойства двухфазных титановых сплавов в морской воде и на воздухе

Среда	Скорость нагружения, мм/мин	$K_{Izр}, \text{МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$				
		BT3-1	BT8	BT9	BT18У	BT22
Воздух	2	97	89	55	79	82
	2	104	74	-	-	-
Морская вода	0,2	65	65	-	-	-
	0,02	47	50	42	35	78
	0,002	43	42	42	36	77
	0,0002	33	38	37	31	61

Результаты испытаний показывают, что на всех исследованных сплавах при понижении скорости нагружения, снижается и значение $K_{Izр}$ при котором происходит старт трещины в морской воде. Наибольшая склонность к растрескиванию в коррозионно-активной среде (КАС) наблюдается на сплавах BT3-1, BT8, BT18У.

Также были проведены испытания при постоянной нагрузке с целью оценки скорости роста трещины $V_{зр}$ при различных значениях КИН в вершине трещины $K_{Izр}$ (Таблица 2).

Таблица 2

Результаты определения скорости роста трещины $V_{зр}$ в образцах сплава BT3-1 в морской воде при различных значениях КИН в вершине трещины $K_{Izр}$

КИН в вершине трещины $K_{Izр}, \text{МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$	Время развития трещины $\tau_{зр}, \text{с}$	Длина трещины $L_{зр}, \text{мкм}$	Скорость роста трещины $V_{зр}, \text{мкм/с}$
34,95	14500	70	$5 \cdot 10^{-3}$
36,21	170	540	3,2
37,85	65	570	8,8
45,64	45	865	19,2

Результаты испытаний показали, что с повышением КИН в вершине трещины $K_{Izр}$ растет скорость развития трещины в морской воде $V_{зр}$.

Фрактографические исследования позволили выявить особенности строения изломов образцов, при статическом разрушении в морской воде. Изломы всех образцов имели три характерные зоны: зона усталостного

развития трещины (исходная трещина); зона замедленного статического разрушения в КАС; зона статического долома (рисунок 1).

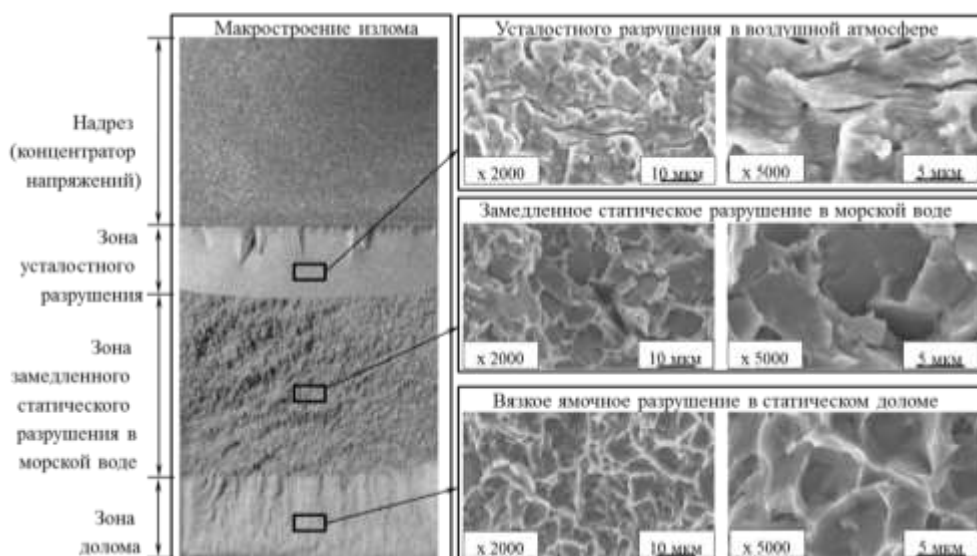


Рис. 1 – Типичное микростроение изломов образцов сплава ВТ3-1

Установлено, что зона замедленного статического разрушения в КАС (зона II на рисунке 1) имеет нетипичное строение для разрушения титановых сплавов на воздухе. Излом в этой зоне имеет значительно более развитую поверхность по сравнению с двумя другими зонами, а микростроение этой зоны представлено хрупкими фасетками, не имеющими на поверхности признаков пластической деформации.

Для выявления химических элементов, содержащихся в КАС и определяющих механизм замедленного разрушения двухфазных титановых сплавов, были выполнены эксперименты по замедленному разрушению при скорости деформации образцов с усталостной трещиной, равной $2 \cdot 10^{-4}$ мм/мин в различных средах (Таблица 3) [4–6].

Таблица 3

Величина статической трещиностойкости сплава ВТ22 в зависимости от скорости нагружения образца с нанесенной усталостной трещиной и среды испытания

№	Условия испытания	Скорость нагружения	$K_{1зр}, \text{МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$
1	Воздушная атмосфера	2 мм/мин	82
2	Воздушная атмосфера	0,0002 мм/мин	83
3	Вода Черного моря	0,0002 мм/мин	61
4	3 мас. % NaCl в воде	0,0002 мм/мин	60
5	4,38 мас. % $\text{CuCl}_2\cdot 2\text{H}_2\text{O}$ в воде ¹	0,0002 мм/мин	72
6	1,9 мас. % HCl в воде ²	0,0002 мм/мин	70
7	2 мас. % NaOH в воде ³	0,0002 мм/мин	82

¹ – 4,38% раствор $\text{CuCl}_2\cdot 2\text{H}_2\text{O}$ – по концентрации ионов Cl⁻ эквивалентен 3% NaCl в воде;
² – 1,9% раствор HCl – по концентрации ионов Cl⁻ эквивалентен 3% NaCl в воде;
³ – 2,0% раствор NaOH – по концентрации ионов Na⁺ эквивалентен 3% NaCl в воде

Результаты испытаний показывают, что наибольшую склонность к замедленному разрушению сплав проявляет в кислотных и нейтральных хлорсодержащих средах.

Было проведено исследование механизма разрушения сплава ВТЗ-1 в воздушной атмосфере, дистиллированной воде и коррозионноактивных средах в условиях малоциклового усталостного нагружения.

В результате проведенных испытаний было установлено, что развитие трещины МЦУ в образцах из сплава ВТЗ-1 в воздушной атмосфере, в дистиллированной воде и в щелочном растворе имеет вязкий бороздчатый механизм. Усталостное разрушение образцов в солевом и кислотном растворах проходит по механизму хрупкого квазискола (Таблица 4).

Исследования показали, что в условиях МЦУ воздействие хлорсодержащих КАС приводит к значительному (в 2–3 раза) снижению количества циклов нагружения.

Таблица 4

Результаты усталостных испытаний образцов сплава ВТЗ-1 в различных коррозионноактивных средах с размахом изгибающего момента $\Delta M = 12 \text{ Н}\cdot\text{м}$ и коэффициентом асимметрии цикла $R=0,1$

№	Среда испытаний	Количество циклов	Вид
---	-----------------	-------------------	-----

обр.		нагрузки N до подрастания трещины на 4 мм	усталостного разрушения
1	Воздух	$3,2 \cdot 10^4$	Усталостные бороздки
2	Дистиллированная вода	$2,6 \cdot 10^4$	
3	Раствор 2% NaOH в дистиллированной воде	$2,7 \cdot 10^4$	
4	Раствор 2% NaOH в дистиллированной воде с добавлением стружки Al	$3,3 \cdot 10^4$	
5	Раствор 3% NaCl в дистиллированной воде	$1,1 \cdot 10^4$	Хрупкий квазискол
6	Раствор 1,9% HCl в дистиллированной воде	$0,8 \cdot 10^4$	

При исследованиях поверхностей образцов, испытанных с подачей КАС посредством капилляра в зону роста трещин солевого и кислотного растворов, в зоне выхода на поверхность усталостных трещин была обнаружена пленка продуктов химических реакций.

Выявленные продукты химических реакций оказались нерастворимыми в воде. Анализ состава пленки методом масспектрометрии с индуктивно-связанной плазмой, а также методом РСМА позволил обнаружить в составе продуктов химических реакций значительное количество хлора (рисунок 2).

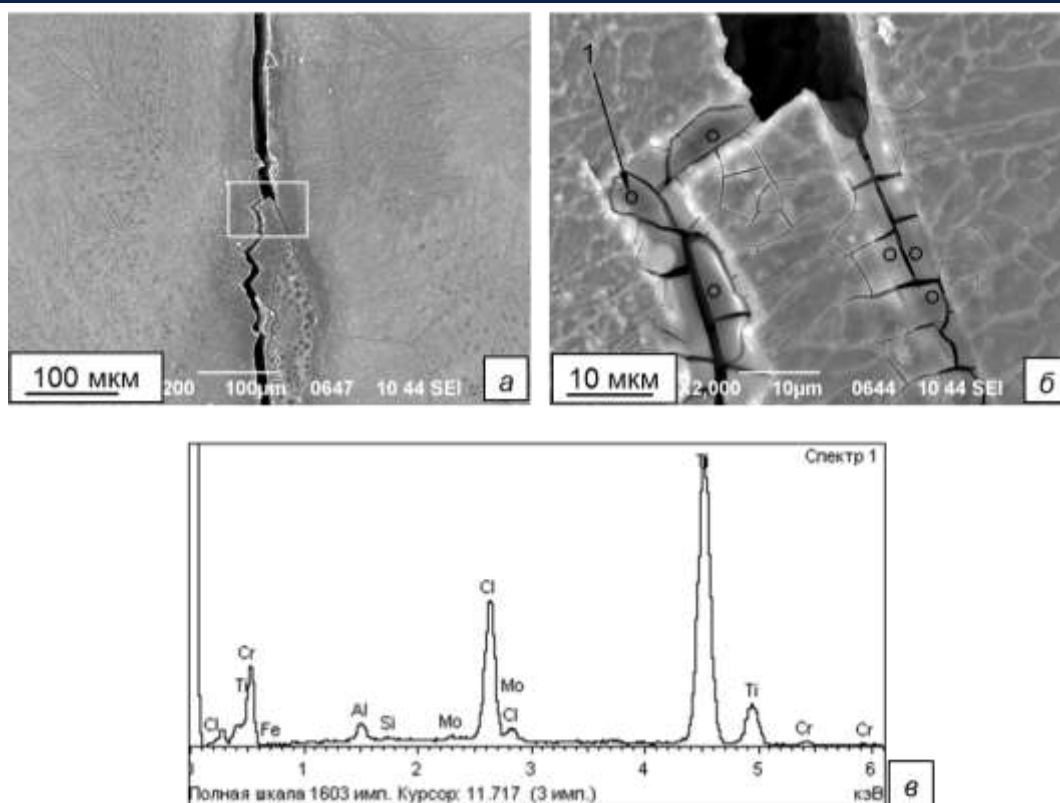
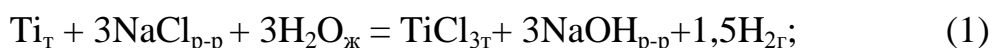


Рис. 2 – Продукты химической реакции взаимодействия 1,9% водного раствора HCl с ювенильными поверхностями сплава ВТ3-1 в зоне роста усталостной трещины.

a, б – участок анализа пленки методом РСМА, стрелами указаны зоны определения состава; *в* – рентгеновский спектр химических элементов, обнаруженных в составе продуктов реакции в зоне 1

Термодинамический анализ взаимодействия водных растворов NaCl и HCl с титановым сплавом показывает, что при запаздывании эффекта пассивации ювенильных поверхностей экструзий и интрузий, формирующихся в вершине усталостной трещины, энергетически выгодно развитие следующих реакций на поверхности титанового сплава:



Взаимодействие коррозионноактивных хлорсодержащих растворов с ювенильными поверхностями титанового сплава в процессе его пластической деформации в вершине трещины является источником водорода, диффундирующего в сплав [7].

Для подтверждения водородного механизма охрупчивания были проведены испытания с добавлением алюминиевой стружки в щелочной раствор с целью его пересыщения водородом.

При усталостном нагружении пересыщение раствора водородом не позволило изменить бороздчатый рельеф на хрупкий квазискол. Однако при статическом нагружении образца и выдержке его под нагрузкой, были обнаружены участки подрастания трещины с хрупкими фасетками.

Полученные результаты подтверждают водородный механизм охрупчивания титановых сплавов в коррозионноактивных средах и показывают, что влияние водорода образующегося в результате развития на ювенильных поверхностях реакций (1, 2) существенно выше, чем адсорбированного водорода, растворенного в коррозионно-активной среде.

Выводы

1. Выявлены основные фрактографические особенности при разрушении двухфазных титановых сплавов в коррозионно-активных средах при статическом и малоцикловом усталостном нагружении.

2. Для двухфазных титановых сплавов ВТЗ-1, ВТ8, ВТ9, ВТ18У и ВТ22 определены пороговые значения коэффициентов интенсивности напряжений в условиях статического и малоциклового усталостного развития коррозионной трещины в морской воде

3. Установлено значительное снижение прочностных свойств титановых сплавов при испытаниях в морской воде, например, для сплава ВТЗ-1 при статическом нагружении критический коэффициент интенсивности напряжений в 3 раза ниже, чем на воздухе.

4. Предложен механизм участия водорода в разрушении титановых сплавов в морской воде.

Список литературы

1. Синявский В.С. Сопротивление титановых сплавов различным видам коррозионного растрескивания // Технология легких сплавов. 2010. №4. Р. 80–85.
2. Павлова Т.В., Кашапов О.С., Ночовная Н.А. Титановые сплавы для газотурбинных двигателей // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2012. №5. С. 8–14.
3. Орлов М.Р., Наприенко С.А. Разрушение двухфазных титановых сплавов в морской воде // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2017. № 1 (49). Ст. 10. URL: <http://www.viam-works.ru> DOI 2307-6046-2017-0-1-10-10.
4. Орлов М.Р., Наприенко С.А. Статическая трещиностойкость двухфазного титанового сплава ВТ3-1 в морской воде // Материаловедение. 2015. № 12. С. 13–18.
5. Орлов М.Р., Оспенникова О.Г., Наприенко С.А., Карачевцев Ф.Н. Механизм малоциклового усталостного разрушения титанового сплава ВТ3-1 в коррозионноактивных средах // Деформация и разрушение материалов. 2017. № 4. С. 2–8.
6. Оспенникова О.Г., Наприенко С.А., Автаев В.В. Влияние морской воды на сопротивление многоциклового усталости сплава ВТ3-1 при различных коэффициентах асимметрии нагружения // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2019. № 1. С. 97-106. URL: <http://www.viam-works.ru> DOI 2307-6046-2018-0-12-97-106.
7. Колачев Б.А. Водородная хрупкость цветных металлов. М.: Металлургия. 1966. 256 с.

УДК 620.172.2

Влияние коррозионных повреждений на механические свойства интерметаллидного титанового сплава

А.Н. Савушкин

Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт» (НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ)

Аннотация

В докладе представлено исследование воздействия высокотемпературной коррозии на кратковременную и длительную прочность отечественного сплава на основе орторомбического алюминид титана при повышенной температуре.

Ключевые слова:

интерметаллидный титановый сплав, орто-фаза Ti_2AlNb , высокотемпературная коррозия, механические свойства

Вводная часть

В современном авиастроении производство лопаток турбины для газотурбинного двигателя непременно ассоциируется с применением сложнолегированных никелевых сплавов, которые обладают необходимыми характеристиками жаропрочности [1–3]. Но несмотря на свою доминирующую роль и комплекс уникальных свойств, данные сплавы обладают одним существенным недостатком – высоким удельным весом.

Если для лопаток турбин высокого давления проблема большого веса деталей может быть решена путем использования нового класса жаропрочных материалов – интерметаллидных соединений NiAl и Ni₃Al [4–6], то, в свою очередь, для лопаток турбин низкого давления (ТНД) возможно применение сплавов на основе интерметаллидов титана, рабочие температуры которых достигают более 800 °С [7–12].

Широкое применение сплавов на основе интерметаллида титана сдерживается рядом факторов, связанных с пластическими характеристиками данных сплавов, необходимостью наличия дорогостоящего оборудования для их изготовления и обработки, а также недостаточной полнотой исследований комплекса свойств сплавов данной группы, включая коррозионную стойкость при температурах выше 600 °С [13].

В настоящее время только в двигателе GEnx (General Electric, США) в двух последних ступенях турбины низкого давления нашли применение лопатки, изготовленные из интерметаллида титана. В нашей стране перед предприятиями ОДК стоит задача производства рабочих лопаток 5 и 6 ступеней ТНД двигателя ПД-14 из сверхлегкого интерметаллидного титан-алюминиевого сплава.

Одним из шагов на пути внедрения данных сплавов является исследование их поведения в условиях эксплуатации, а именно коррозионного поведения. Работы по исследованию высокотемпературной коррозии титановых сплавов уже ведутся зарубежными специалистами и начаты нашими российскими коллегами [14–21].

Целью настоящей работы было оценить поведение отечественного сплава на основе орторомбического алюминиды титана в условиях воздействия высокотемпературной коррозии, а также исследовать деградацию свойств кратковременной и длительной прочности данного сплава.

Данные о методике исследования

В качестве объекта исследований был выбран сплав на основе орторомбического алюминиды титана.

Из заготовки диска интерметаллидного титанового сплава были изготовлены стандартные цилиндрические образцы с диаметром рабочей части 5 мм и расчетной длиной 25 мм для определения характеристик кратковременной и длительной прочности. На образцы по технологии, разработанной НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ, циклическим методом были нанесены солевые отложения. Каждый цикл включал в себя выдержку образцов при температуре 700 °С в течение 1 часа в электропечи с воздушной атмосферой, нанесение на горячую поверхность образцов солевой корки путем воздушного напыления водного раствора смеси солей 75 % Na_2SO_4 + 25 % NaCl (сульфидно-оксидная коррозия) и водного раствора 3,5 % NaCl (далее хлоридная коррозия), а также охлаждение на воздухе.

Продолжительность коррозионных испытаний составила 10, 20 и 30 циклов. На каждый уровень циклов было испытано по 10 образцов.

Оценку стойкости образцов к коррозии проводили по удельному изменению массы. До и после испытаний образцы взвешивали на аналитических весах Ohaus Discovery DV215CD с точностью $\pm 0,0002$ г.

Испытания образцов на кратковременную прочность проводили на электромеханической испытательной машине Zwick Кappa 50 DS в соответствии с ГОСТ 9651-84 при температуре 700 °С. Были определены основные характеристики и получены кривые растяжения.

Испытания на длительную прочность проводили на рычажной испытательной машине Zwick Кappa 50 LA в соответствии с ГОСТ 10145-81

при температуре 700 °С. Были определены время до разрушения и получены первичные кривые ползучести.

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ.

Экспериментальная часть

Изменение массы образцов интерметаллидного сплава после испытаний в различных коррозионных средах представлено на рис. 1.

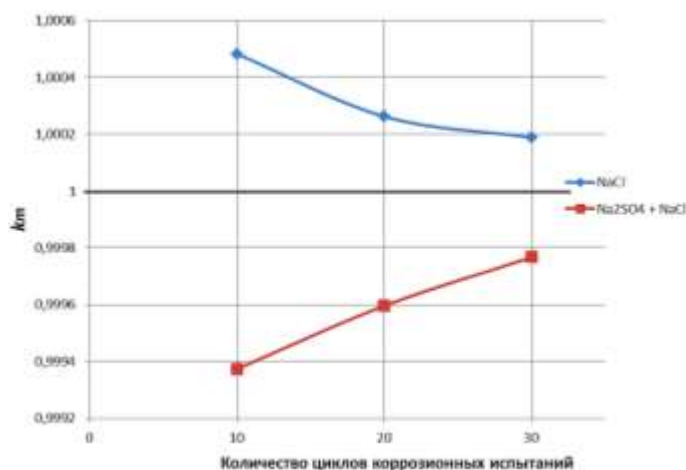


Рис. 1 – Изменение массы образцов интерметаллидного титанового сплава после испытаний на коррозионную стойкость при $T=700$ °С

Для графического представления изменения массы в зависимости от количества циклов коррозионных испытаний было использовано отношение массы образца после испытания (m_k) к массе образца до испытания (m_0):

$$k_m = \frac{m_k}{m_0} \quad (1)$$

На диаграмму были нанесены точки, соответствующие средним значениям отношения масс, посчитанным по формуле 1, на которые была нанесена полиномиальная линия тренда 2 порядка. Предположительно, построенные кривые могут отражать изменение массы образцов в диапазоне от 10 до 30 циклов.

По результатам замеров мы можем видеть, как удельное изменение массы приобретает отрицательные значения при сульфидно-оксидной коррозии, что вероятно связано с отслаиванием и осыпанием оксидной

пленки при циклическом нагреве и охлаждении, а также увеличение массы при хлористой коррозии. С увеличением количества циклов испытаний разница отношений масс между сульфидно-оксидной и хлоридной коррозией нивелируется.

Стоит отметить, что для подтверждения существования зависимости изменения массы образцов от количества циклов коррозионных испытаний, показанной на графике, требуется проведение дополнительных исследований.

После испытаний на коррозионную стойкость был оценен внешний вид поверхностного слоя образцов. Внешний вид образцов интерметаллидного титанового сплава после 10, 20 и 30 циклов коррозионных испытаний приведены на рис. 2.

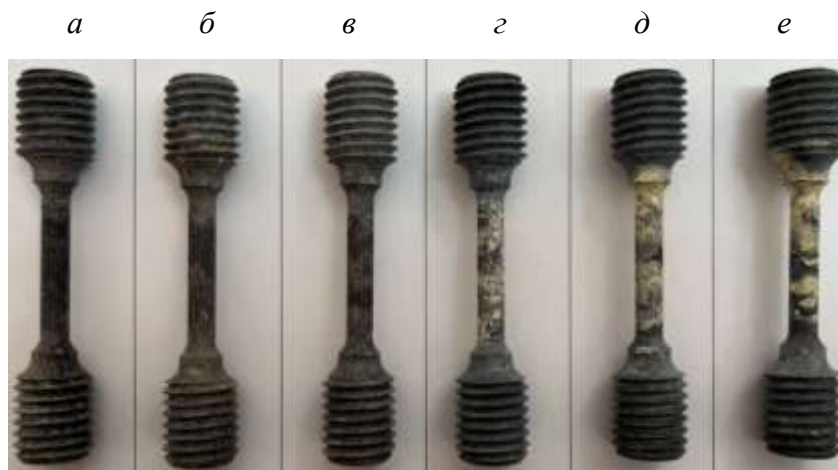


Рис. 2 – Внешний вид образцов после испытаний на коррозионную стойкость в среде 75 % Na_2SO_4 + 25 % NaCl после 10, 20, 30 циклов (а-в) и в среде 3,5 % NaCl после 10, 20, 30 циклов (г-е)

Поверхность образцов, испытанных в среде Na_2SO_4 + NaCl при температуре 700 °С, преимущественно имеет темно-серый цвет со светлыми участками. Также наблюдается некоторое число повреждений в виде язв, часть из которых заполнена отложениями белого цвета.

После испытаний в среде NaCl при температуре 700 °С поверхность образцов приобрела темно-серый цвет с обширными участками полупрозрачных бежевых отложений.

Для дальнейших исследований кратковременной и длительной прочности было необходимо оценить влияние коррозии на изменение площади поперечного сечения рабочей части образцов. Для этого перед началом коррозионных испытаний были произведены замеры диаметров образцов. В карте замера для каждого образца было отмечено место с выявленным наименьшим диаметром – d_0 (рис. 3).

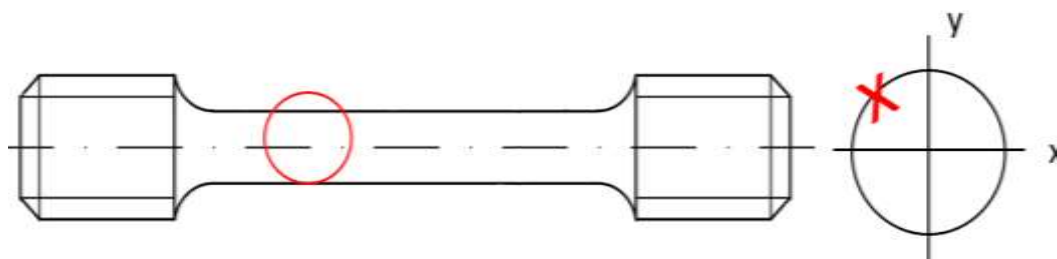


Рис. 3 – Пример фиксации области с наименьшим диаметром образца

Замеры образцов после испытаний (d_k) на коррозионную стойкость были произведены в соответствие с картами замеров на каждый образец. Увеличение диаметра образцов за счет утолщения поверхностного слоя было ожидаемым, особенно на образцах, испытанных в среде NaCl (рис. 4), т. к. на аналогичном интерметаллидном сплаве ВТИ-4 авторами работы [16] также было отмечено утолщение поверхностного слоя в зависимости от увеличения количества циклов коррозионных испытаний.

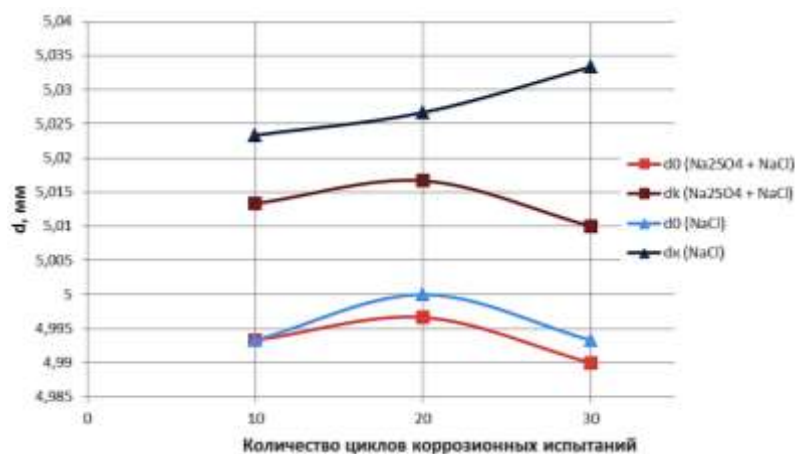
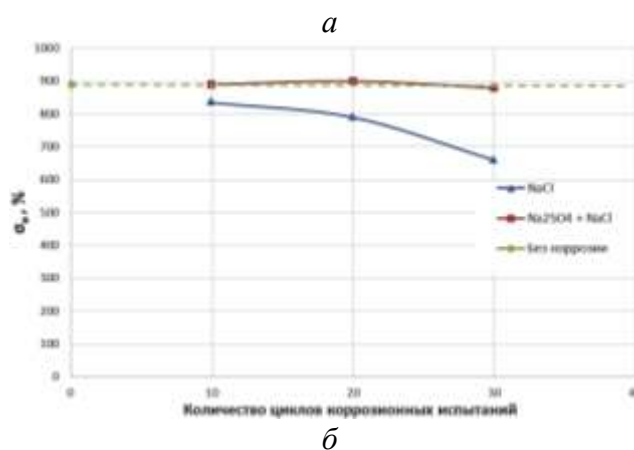


Рис. 4 – Зависимость изменений диаметров образцов до и после проведения коррозионных испытаний

Для наглядного представления зависимости свойств от количества циклов коррозионных испытаний на диаграммы были нанесены результаты испытаний, которые были соединены линией тренда (рис. 5). Важно сказать, что построенные кривые носят теоретический характер и возможны какие-либо отклонения свойств при испытаниях с другим количеством циклов, нежели в данной работе.

Полученные результаты показывают, что образцы, испытанные с использованием состава 75% Na_2SO_4 + 25 % NaCl не оказывают на предел прочности особого влияния, но наблюдается снижение прочностных свойств в зависимости от количества циклов коррозионных испытаний. Образцы, испытанные с использованием состава водного раствора 3,5 % NaCl , показывают значительное снижение предела прочности вплоть до 25 % в сравнении с образцами без коррозионных повреждений.

Как и с пределом прочности значения условного предела текучести у образцов состава 75 % Na_2SO_4 + 25 % NaCl выше, чем у раствора 3,5 % NaCl .



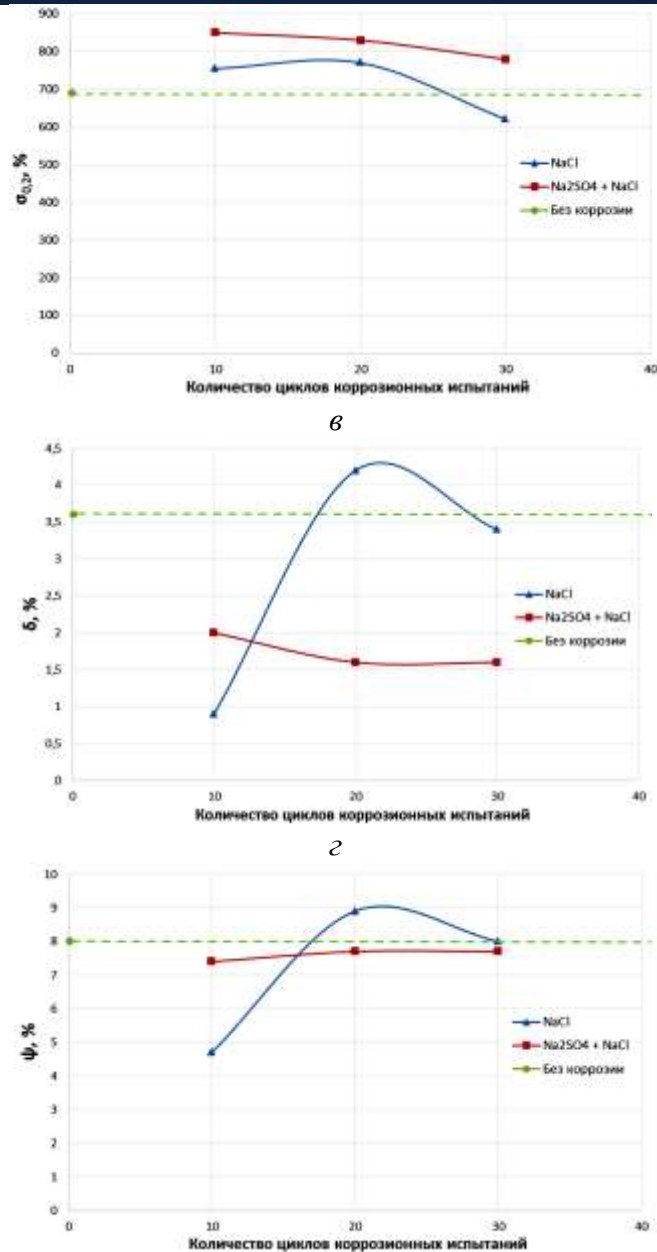


Рис. 5 – Зависимость свойств кратковременной прочности от количества циклов коррозионных испытаний: *а* – предел прочности (σ_b), *б* – условный предел текучести ($\sigma_{0,2}$), *в* – относительное удлинение (δ), *з* – относительное сужение (ψ)

При сравнении влияния двух составов, ожидаемо сульфидно-оксидная коррозия сильнее повлияла на пластические свойства сплава. Наблюдается снижение характеристики относительного удлинения более чем на 50 % по сравнению с образцами без коррозии.

Интересный рост свойств показывают образцы после 20 циклов хлоридной коррозии, значения условного предела текучести, относительного удлинения и сужения у них выше, чем у других испытанных образцов.

В целом на всех графиках можно наблюдать более плавную зависимость изменения свойств образцов, испытанных в среде $\text{Na}_2\text{SO}_4 + \text{NaCl}$, от количества циклов, нежели чем в среде NaCl .

Испытания на длительную прочность проводили в два этапа. В первую очередь были проведены испытания на образцах без коррозионных повреждений при $T=700\text{ }^\circ\text{C}$ и $\sigma=215\text{ МПа}$. Продолжительность испытаний составила в среднем 403 часа.

Следующим этапом было установление времени до разрушения при тех же условиях образцов после коррозионных испытаний. Полученные результаты испытаний представлены в таблице 1.

Таблица 1

Время до разрушения образцов с коррозионными повреждениями

Состав водного раствора	Кол-во циклов	T, °C	Напряжение, МПа	Среднее время до разрушения, час
75 % Na_2SO_4 + 25 % NaCl	10	700	215	15
	20	700	215	22
	30	700	215	31
3,5 % NaCl	10	700	215	0
	20	700	215	2,3
	30	700	215	0

Экспериментальные данные показывают на значительное снижение сопротивления к высокотемпературной ползучести у образцов после коррозионных испытаний. Как и в случае с кратковременной прочностью коррозионное воздействие водного раствора 3,5 % NaCl сильнее всего повлияло свойства интерметаллидного сплава. Образец после 20 циклов показал снижение времени до разрушения на 99 %. Образцы после 10 и 30 циклов разрушились в процессе нагружения, то есть до достижения основной нагрузки.

У образцов с сульфидно-оксидной коррозией также наблюдается значительное снижение времени до разрушения, но с увеличением циклов испытаний образцы показывают лучшую стойкость к ползучести.

Кривые ползучести не имеют принципиальных отличий. Вне зависимости от вида применяемого раствора происходит значительное снижение пластичности образцов (рис. 6).

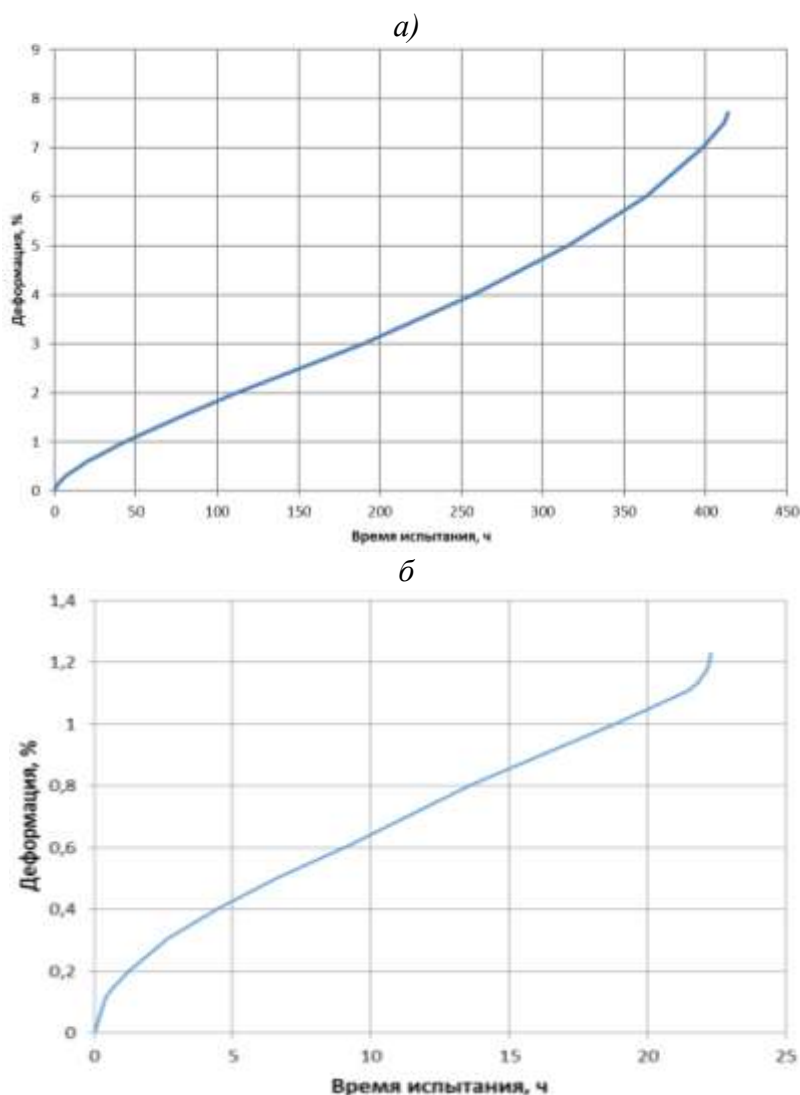


Рис. 6 – Кривы ползучести: *a* – образец без коррозионных повреждений; *б* – образец после сульфидно-оксидной коррозии

Выводы и рекомендации

На основании исследований можно сделать следующие выводы:

1. При исследовании механических свойств после коррозионных испытаний необходимо оценивать не только изменение массы образцов, но

также контролировать площадь поперечного сечения, т.к. это впоследствии может повлиять на получение недостоверных результатов испытаний.

2. Полученные результаты испытаний на кратковременную прочность показали, что сульфидно-оксидная коррозия охрупчивает исследуемый интерметаллидный сплав, в то время как воздействие хлоридной коррозии оказывает неоднозначное влияние на свойства сплава.

3. Анализ результатов испытаний на длительную прочность показал, что исследуемый интерметаллидный сплав чувствителен к коррозионным повреждениям, так как они служат концентраторами напряжений, что снижает сопротивляемость к высокотемпературной ползучести, в особенности при воздействии хлоридной коррозии. В дальнейших исследованиях длительной прочности необходимо понизить заданное напряжение, что поможет понять величину коэффициента чувствительности к каждому виду коррозии.

В продолжение данной работы полученные данные будут дополняться исследованиями для формирования более полного понимания процессов воздействия коррозионных повреждений на механические свойства интерметаллидного сплава.

Благодарности

Хочу выразить свою признательность за помощь при подготовке и в проведении данного исследования Никитину Я.Ю., Лоцининой А.О., Гудкову С.В., Алексееву Е.Б. и Лунеговой Ю.В.

Список литературы

1. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Ломберг Б.С. Стратегические направления развития конструкционных материалов и технологий их переработки для авиационных двигателей настоящего и будущего // Автоматическая сварка. 2013. №10. С. 23–32.

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. Каблов Е.Н. ВИАМ: материалы нового поколения для ПД-14. Крылья Родины. 2019. № 7-8. С. 54–58.

4. Каблов Е.Н., ред. Интерметаллидные сплавы на основе титана и никеля. М., ВИАМ, 2018.

5. 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.

6. Базылева О.А., Аргинбаева Э.Г., Луцкая С.А. Методы повышения коррозионной стойкости жаропрочных никелевых сплавов (обзор) // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2018. №4. Ст. 01. URL: http://viam-works.ru/ru/articles?art_id=1235 (дата обращения: 21.03.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-4-3-8.

7. Дзунович Д.А., Алексеев Е.Б., Панин П.В., Лукина Е.А., Новак А.В. Структура и свойства листовых полуфабрикатов из деформируемых интерметаллидных титановых сплавов разных классов // Авиационные материалы и технологии. 2018. №2. С. 17–25. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-2-17-25

8. Алексеев Е.Б., Ночовная Н.А., Панин П.В. и др. Технологическая пластичность, структура и фазовый состав опытного титанового ортосплава, содержащего 13% (по массе) алюминия // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2015. № 12. URL: http://viam-works.ru/ru/articles?art_id=900 (дата обращения 21.03.2022) DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-12-8-8.

9. Кашапов О.С., Новак А.В., Ночовная Н.А. и др. Состояние, проблемы и перспективы создания жаропрочных титановых сплавов для

деталей ГТД. // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2013. № 3. URL: http://viam-works.ru/ru/articles?art_id=20 (дата обращения 21.03.2022).

10. Новак А.В., Алексеев Е.Б., Иванов В.И. и др. Изучение влияния параметров закалки на структуру и твердость интерметаллидного титанового ортосплава ВТИ-4. // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2018. № 2. URL: http://viam-works.ru/ru/articles?art_id=1214 DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-2-5-5.

11. Алексеев Е.Б., Ночовная Н.А., Новак А.В. и др. Деформируемый интерметаллидный титановый ортосплав, легированный иттрием. Часть 1. Исследование микроструктуры слитка и построение реологических кривых // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2018. № 6. URL: http://viam-works.ru/ru/articles?art_id=1262 DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-6-12-21.

12. Дзунович Д.А., Алексеев Е.Б., Панин П.В. и др. Структура и свойства листовых полуфабрикатов из деформируемых интерметаллидных титановых сплавов разных классов. Авиационные материалы и технологии, 2018, № 2, С. 17–25.

13. И. М. Медведев, Я. Ю. Никитин, А. И. Пузанов, А. Б. Лаптев Методы испытаний жаропрочных сплавов на стойкость к сульфидно-оксидной коррозии (обзор) // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2018. № 11. URL: http://viam-works.ru/ru/articles?art_id=1337 (дата обращения: 21.03.2022) DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-4-3-8.

14. Ночовная Н.А., Никитин Я.Ю., Григоренко В.Б., Козлов И.А. Изменения свойств поверхности титанового сплава ВТ20 при химическом удалении эксплуатационных углеродсодержащих загрязнений // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2017. № 10. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 21.03.2018) DOI: 10.18577/2307-6046-2017-0-10-5-5.

15. Ночовная Н.А., Никитин Я.Ю., Гудков С.В., Савушкин А.Н. Оценка свойств титанового сплава ВТ20 после удаления эксплуатационных углеродсодержащих загрязнений химическим способом // Вестник Московского авиационного института, 2017. Т. 24. № 4. С. 195–202.

16. Шубин И.Ю., Никитин Я.Ю., Пучков Ю.А. и др. Исследование стойкости к высокотемпературной газовой и солевой коррозии жаропрочного интерметаллидной титанового сплава ВТИ-4. // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. Машиностроение, 2020. № 6. С. 83–105. DOI: <https://doi.org/10.18698/0236-3941-2020-6-83-105>.

17. Захарова Л.В. Влияние химического состава, термической обработки и структуры на стойкость титановых сплавов к растрескиванию от горячесолевой коррозии // Труды ВИАМ, 2016. № 9. URL: http://viam-works.ru/ru/articles?art_id=1011 (дата обращения: 21.03.2022) DOI: 10.18577/2307-6046-2016-0-9-11-11.

18. Xiang J.M, Mi G.B., Qu S.J., et al. Thermodynamic and microstructural study of Ti₂AlNb oxides at 800 °C // Sc. Rep., 2018, vol. 8, art. 12761. DOI: 10.1038/s41598-018-31196-w.

19. Qian Y., Li X., Li M., et al. Hot corrosion of modified Ti₃Al-based alloy coated with thin Na₂So₄ film at 910 and 950 °C in air // Trans. Nonferrous Met. Soc. China, 2017, vol. 27, no. 4, pp. 954–961. DOI: 10.1016/S1003-6326(17)60111-0.

20. Godlewska E., Mitoraj M., Leszczynska K. Hot corrosion of Ti-46Al-8Ta (at. %) intermetallic alloy. // Corros. Sc., 2014, vol. 78, pp. 63–70. DOI: 10.1016/j.corsci.2013.08.032.

21. Wang W., Zhou H.X., Wang Q.J. et al., High-Temperature Tribological Behavior of the Ti-22Al-25Nb (at.%) Orthorhombic Alloy with Lamellar O Microstructures // Metals, 2019, vol. 9(5), pp. 1–14. DOI: 10.3390/met9010005.

Исследование влияния концентраторов напряжений типа вмятина и отверстие на характеристики прочности и долговечности алюминиевого сплава

Д.В. Гриневич¹; О.В. Митрофанов²; Н.О. Яковлев¹;
И.В. Гулина¹; Л.А. Князев²; А.Д. Монахов¹

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт» (НИИ «Курчатовский институт» - ВИАМ)

²Филиал ПАО «Корпорация «Иркут» - «Региональные самолёты»

Аннотация

Приведены результаты исследования взаимного влияния концентраторов различного типа «вмятина» и «отверстие», на статические и усталостные свойства. Испытания проводились на конструктивно-подобных образцах из листов толщиной 1,5 и 3,0 мм алюминиевого сплава 1163АТ. Концентратор «вмятина» выполнен полусферическим индентором диаметром 25 мм на глубину равную толщине соответствующего листа, концентратор «отверстие» имеет диаметр 4 мм и располагается в различных местах вмятины – край, центр, полурadius. Концентратор «вмятина» не вызывал снижение статической прочности. Комбинация концентраторов привела к снижению прочности до ~8 % независимо от взаимного расположения. Для усталостных испытаний получено, что смещение концентратора «отверстие» к краю «вмятины» приводит к снижению долговечности, однако при этом не сказывается на наклоне кривой усталости.

Ключевые слова:

прочность, усталость, повреждение, вмятина, алюминиевый сплав

1. Введение

Обшивка летательного аппарата (ЛА) во время его службы испытывает различные воздействия посторонними предметами. К ним относят: повреждения от ударов птиц, камней, поднятых с поверхности взлетно-посадочных полос, инструмента, столкновение с наземной техникой. Данные воздействия являются одним из распространенных типов повреждений и одной из основных причин усталостного разрушения или снижения прочности панелей обшивки фюзеляжа, изготовленных из алюминиевых сплавов [1–7]. На рисунке 1 приведены примеры наличия различных вмятин на фюзеляже самолетах фирмы Boeing полученных при анализе 28 ЛА [7].

а)



б)

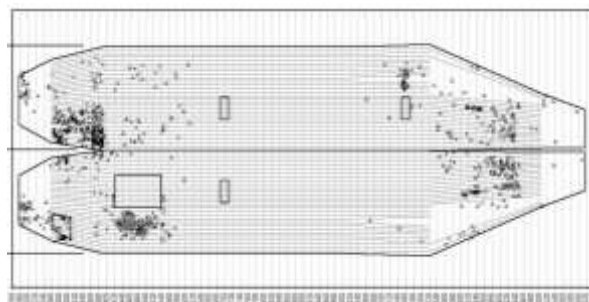


Рис. 1 – Наличие различных вмятин на фюзеляже самолетах фирмы Boeing: а) общий вид, б) схема анализа 28 ЛА [7]

Воздействия могут наноситься с различной энергией. Повреждения от ударов большой энергией (например, удары птицами) сопровождаются появлением отверстий, трещин или вмятин, значительным изменением геометрии конструкций. Они наиболее опасные и поэтому наиболее изучены [8–10].

Повреждения от ударов с низкой энергией носят не катастрофический характер, но их появление может повлиять на статические и усталостные свойства материала обшивки и как следствие на эксплуатацию ЛА.

Подобные повреждения менее изучены. В работе исследовано взаимное влияние концентраторов двух типов: «отверстие» диаметром 4 мм и «вмятина» в виде сферического сегмента диаметром 25 мм в тонких обшивках толщиной 1,5 и 3,0 мм из алюминиевого сплава 1163АТ.

2. Материалы и методы

Для проведения исследования были созданы конструктивно-подобные образцы (КПО), представляющие из себя листы алюминиевого сплава 1163АТ с расположенными на них различными концентраторами. Исследование проводилось на листах двух толщин 1,5 и 3,0 мм. Направление вырезки листов – поперечное. Глубина вмятины соответствовала толщине листа.

Всего было рассмотрено 8 вариантов КПО:

- Толщина листа 1,5 мм, толщина вмятины – 1,5 мм, отверстие – отсутствует;
- Толщина листа 1,5 мм, толщина вмятины – 1,5 мм, отверстие – центр вмятины (№ 1 на рис. 1);
- Толщина листа 1,5 мм, толщина вмятины – 1,5 мм, отверстие – полурадиус вмятины (№ 2 на рис. 1);
- Толщина листа 1,5 мм, толщина вмятины – 1,5 мм, отверстие – край вмятины (№ 3 на рис. 1);
- Толщина листа 3,0 мм, толщина вмятины – 3,0 мм, отверстие – отсутствует
- Толщина листа 3,0 мм, толщина вмятины – 3,0 мм, отверстие – центр вмятины (№ 1 на рис. 1);
- Толщина листа 3,0 мм, толщина вмятины – 3,0 мм, отверстие – полурадиус вмятины (№ 2 на рис. 1);
- Толщина листа 3,0 мм, толщина вмятины – 3,0 мм, отверстие – край вмятины (№ 3 на рис. 1).

На рисунке 2а приведена общая схема, на которой изображены варианты взаимного расположения концентраторов. Фотография примера КПО с отверстием в положении № 1 и с усталостной трещиной приведена на рисунке 2, б).

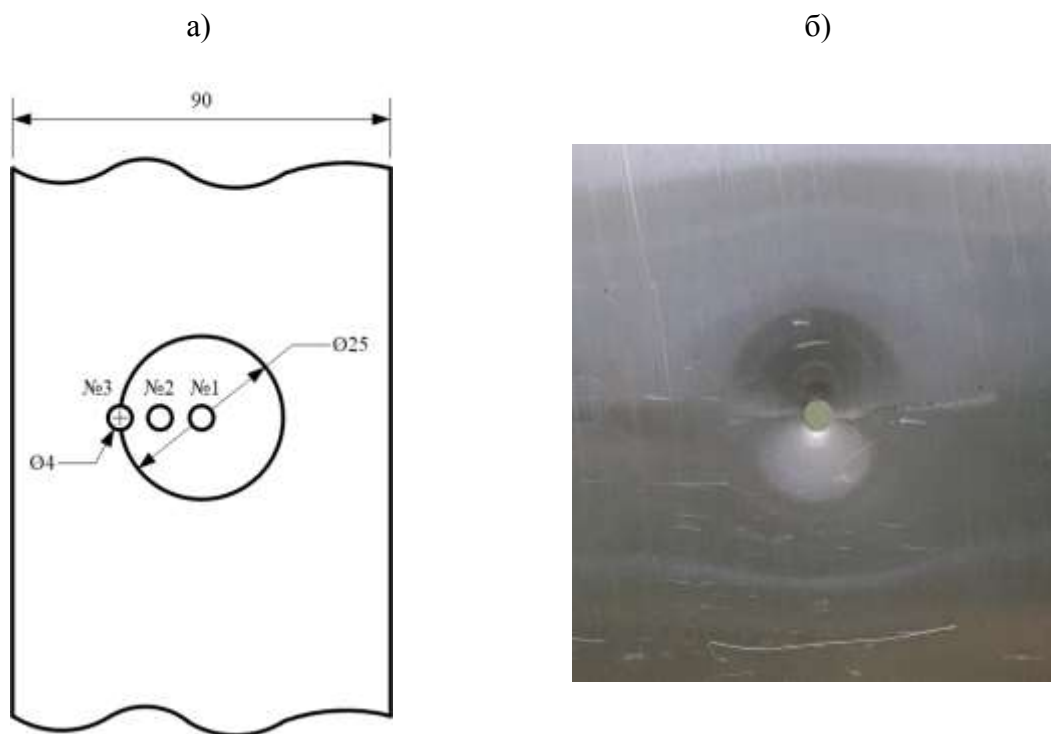


Рис. 2 – КПО с различным положением концентраторов:
а) общая схема, б) фотография образца с отверстием в положении № 1

Вмятина на КПО получалась выдавливанием стальным бойком $\varnothing 25$ мм до глубины равной толщине обшивки. На рисунке 3 приведены примеры профилей и трехмерных поверхностей образцов, отсканированные с помощью конфокального лазерного сканирующего микроскопа.

а) б)

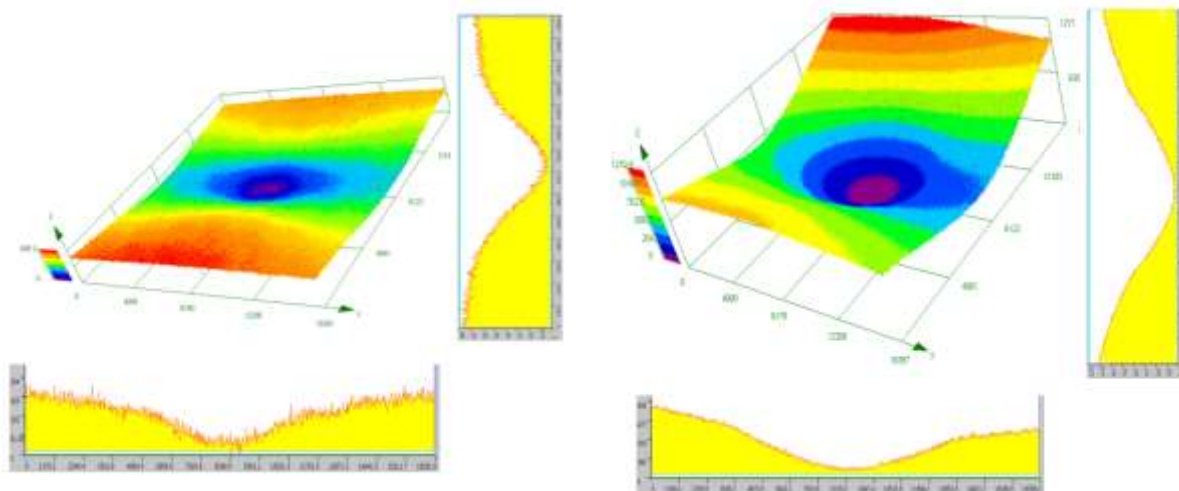


Рис. 3 – 3D-сканирование центральной части поверхности вмятины на КПО: для листа толщиной 1,5 мм (а), для листа толщиной 3,0 мм (б) (δ)

Изготовление КПО осуществлялось сверлением отверстия $\varnothing 4$ мм и выдавливание стальным бойком $\varnothing 25$ мм. Глубина вмятины получалась равной толщине обшивки δ в зоне отверстия (рисунок 4).

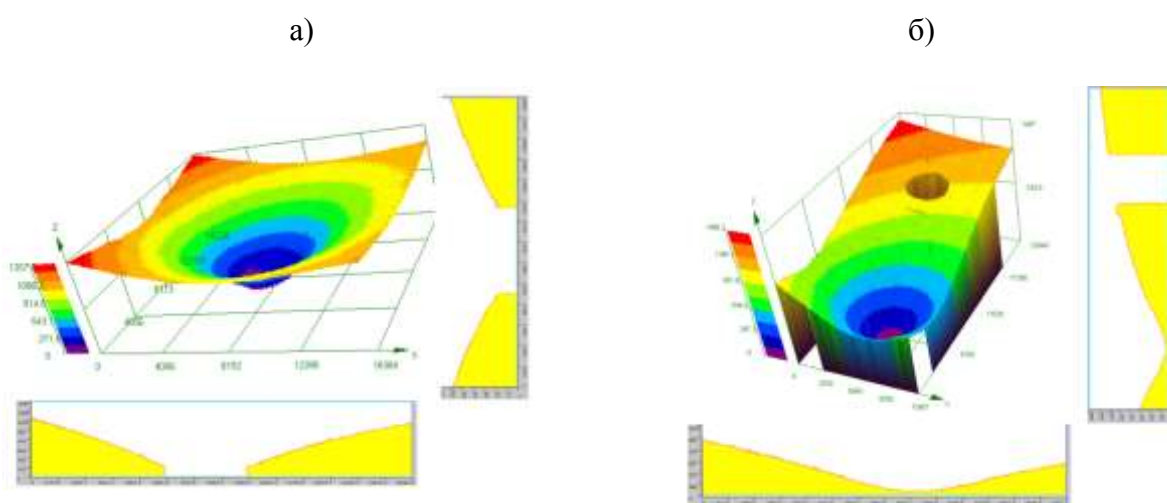


Рис. 4 – 3D-сканирование центральной части поверхности КПО толщиной 1,5 мм с концентратором и вмятиной: центры отверстия и вмятины совпадают (а), отверстие находится на краю вмятины (б)

Долговечность определялась по количеству циклов до разрушения для уровней напряжений в 78 МПа и 157 МПа, с коэффициентом асимметрии $R_\sigma = 0$ (отнулевой цикл нагружения) [11-13]. Испытания проводились по схеме

повторно-переменного растяжения в режиме мягкого нагружения по синусоидальному закону с частотой 5 Гц [13–16].

3. Моделирование

Положение отверстия в различных частях вмятины приводит к различному уровню концентрации напряжений в образце. Анализ концентрации напряжений был проведен с применением численного моделирования. Для этого были построены конечно-элементные модели КПО согласно исходным экспериментам [17–21]. Моделировался лист соответствующей толщины (1,5 и 3,0 мм) со следующими граничными условиями: нижняя кромка зафиксирована, то есть поступательные $u_x=u_y=u_z=0$ и вращательные перемещения $\varphi_x=\varphi_y=\varphi_z=0$ равны нулю, к верхней приложена нагрузка в виде распределённой силы F с ограничением перемещений по осям кроме вертикальной оси Z (рисунок 5). По величине максимального напряжения определялся коэффициент концентрации напряжения. Величина силы бралась равной 1000 Н.

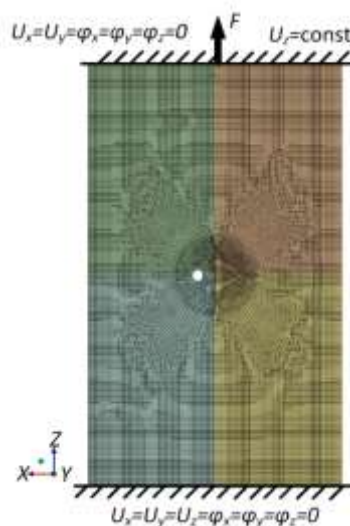


Рис. 5 – Схема расчётной модели с положением отверстия на полурадиусе вмятины

Номинальное напряжение в модели определяется без учета искажений геометрии по формуле:

$$\sigma_{\text{ном}} = \frac{F}{h(H-d)}, \quad (1)$$

где F – приложенная сила, h – толщина образца, H – ширина образца, d – диаметр отверстия (для случая только вмятины $d = 0$).

Для модели КПО из листов 1,5 мм номинальное напряжение для случая с вмятиной составило 3,70 МПа, для случаев с отверстием – 3,88 МПа. Для КПО из листов 3,0 мм номинальное напряжение для случая с вмятиной составило 7,40 МПа, для случаев с отверстием – 7,75 МПа.

Характеристикой концентраторов принят коэффициент концентрации напряжения для каждого расчетного случая равный отношению максимального расчетного напряжения σ_{max} к номинальному напряжению:

$$K_t = \frac{\sigma_{max}}{\sigma_{ном}}. \quad (2)$$

4. Результаты и обсуждения

В таблице 1 представлены рассчитанные коэффициенты концентрации напряжения для рассмотренных вариантов, а также экспериментально определенная чувствительность материала к концентраторам напряжений. Она равна отношению разрушающего номинального напряжения образца с концентратором σ_B^K к максимальному разрушающему напряжению σ_B для образцов без каких-либо концентраторов.

Разрушающее номинальное напряжение образца с концентратором рассчитывается по следующей формуле:

$$\sigma_B^K = \frac{F_{max}}{h(H - d)}, \quad (3)$$

где F_{max} – максимальная сила, при которой происходило разрушение образца.

На рисунке 6 представлены экспериментально полученные данные по статической чувствительности сплава 1163АТ для различных значений коэффициента концентрации напряжения.

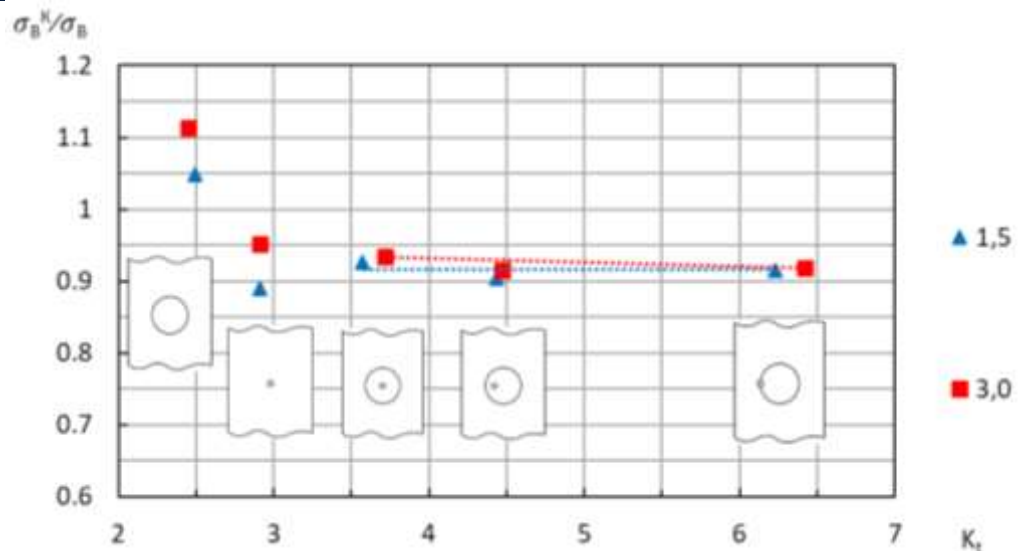


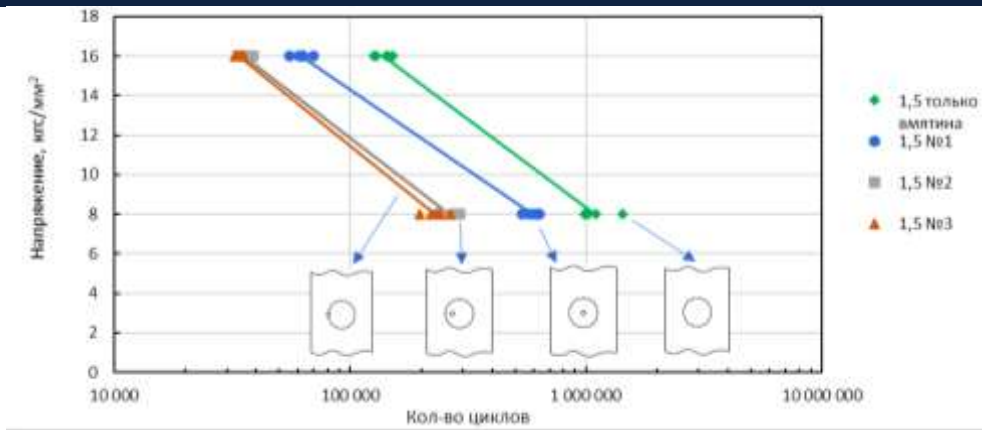
Рис. 6 – Статическая чувствительность сплава 1163АТ для различных значений коэффициента концентрации напряжений

Наложение вмятины (при наличии отверстия) приводит к повышению концентрации напряжений – в 1,2–1,3 раза для положения в центре (№ 1), в 1,5 раза для положения № 2. Наиболее критичным является положение на краю вмятины, где накладывается искажение геометрии вмятины (рисунок 4, а) и концентрация напряжения у отверстия (рисунок 4, г). В итоге K_t может возрастать в 2,1–2,2 раза по сравнению с простым отверстием.

Однако при этом коэффициент чувствительности материала к концентратору практически не зависит от коэффициента концентрации напряжений, что наблюдается и у других алюминий-бериллиевых сплавов. Для примера в работах [22–23] приведены значения для АБМ1 (поперечное направление вырезки образцов) для $K_t=2,44$ коэффициент чувствительности составляет 1,01, для $K_t=2,5$ – 0,994, для $K_t=2,57$ – 1,03; тогда как для Д16 (поперечное направление вырезки образцов) для $K_t=2,44$ коэффициент чувствительности составляет 0,949, для $K_t=2,5$ – 0,931, для $K_t=2,57$ – 0,922.

Результаты испытаний на долговечность образцов КПО с вмятиной и различными расположениями отверстия представлены на рисунке 7.

а)



б)

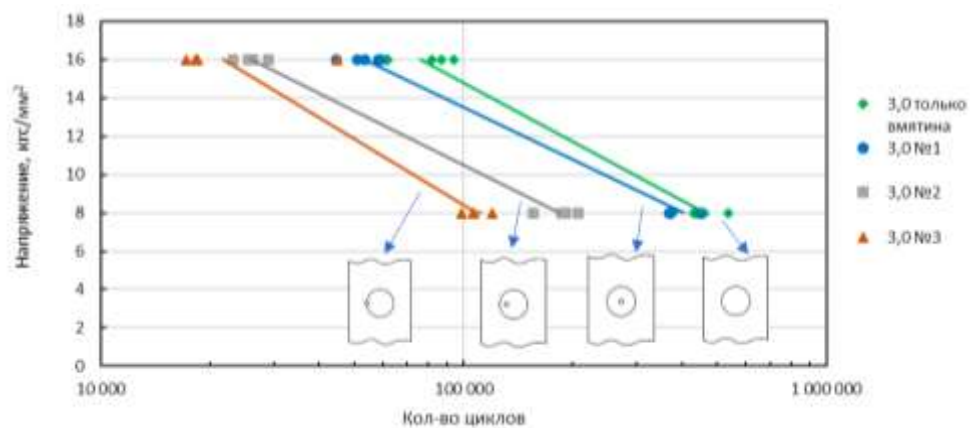


Рис. 7 – Результаты испытаний КПО на долговечность с различным положением концентраторов для КПО из листов: 1,5 мм (а), 3,0 мм (б)

В таблице 1 представлены данные по усталостной долговечности. Как видно повышение концентрации напряжений приводит к значительному снижению долговечности. Наиболее опасным является положение № 3 отверстия на краю вмятины.

Таблица 1

Кривая усталости КПО из сплава 1163АТ с концентраторами

Толщина листа	Вид концентратора	K_t	Коэффициенты кривой усталости $N\sigma^m = 10^C$	
			m	C
1,5 мм	Вмятина	2,49	2,98	11,69
	Вмятина + отв. №1	3,57	3,26	11,95

	Вмятина + отв. №2	4,44	2,90	10,92
	Вмятина + отв. №3	6,23	2,76	10,59
3,0 мм	Вмятина	2,45	2,61	10,61
	Вмятина + отв. №1	3,71	2,93	11,16
	Вмятина + отв. №2	4,47	2,83	10,64
	Вмятина + отв. №3	6,42	2,32	9,44

Положение отверстия на краю вмятины приводит к максимальному падению усталостной долговечности КПО. Число циклов до разрушения для КПО толщиной 1,5 мм при $\sigma = 78$ МПа в зависимости от положения отверстия снижается в 2,6 раз при смещении отверстия на край вмятины (положение № 3) и для КПО толщиной 3,0 мм – число циклов снижается в 3,7 раза. При $\sigma = 157$ МПа количество числа циклов до разрушения для КПО толщиной 1,5 мм снижается в 1,8 раз при смещении отверстия из центра вмятины на её край, и аналогично в 2,3 раз для КПО толщиной 3,0 мм.

5. Выводы

В работе проведено численно-экспериментальное исследование комбинированного влияния концентраторов «вмятина» и «отверстие» на механические свойства КПО. Экспериментально определена статическая прочность и долговечность КПО с различными концентраторами. Наличие вмятины не дало снижения статической прочности. Комбинированное нанесение концентраторов «вмятина» и «отверстие» привело к снижению прочности на 8 % вне зависимости от расположения отверстия.

Для усталостных испытаний получено, что смещение концентратора «отверстия» к краю «вмятины» приводит к снижению долговечности, однако при этом не сказывается на наклоне кривой усталости.

Список литературы

1. Смирнов Н.Н., Владимиров Н.И., Черненко Ж.С. и др. Техническая эксплуатация летательных аппаратов: учеб. для вузов. /под ред. Н.Н. Смирнова. М.: Транспорт, 1990. 423 с.
2. Каблов Е.Н., Антипов В.В., Оглодкова Ю.С., Оглодков М.С. Опыт и перспективы применения алюминий-литиевых сплавов в изделиях авиационной и космической техники // *Металлург*. 2021. № 1. С. 62–70.
3. Левчук В.В., Трапезников А.В., Пентюхин С.И. Коррозионностойкие литейные алюминиевые сплавы (обзор) // *Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн.* 2018. № 7. Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 10.01.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-7-33-40.
4. Каблов Е.Н., Дынин Н.В., Бенариеб И., Щетинина Н.Д., Самохвалов С.В., Неруш С.В. Перспективные алюминиевые сплавы для паяных конструкций авиационной техники // *Заготовительные производства в машиностроении*. 2021. Т. 19. № 4. С. 179–192.
5. Kablov E.N. New Generation Materials and Technologies for Their Digital Processing // *Herald of the Russian Academy of Sciences*. 2020. Vol. 90. No. 2. P. 225–228.
6. Антипов В.В., Ключкова Ю.Ю., Романенко В.А. Современные алюминиевые и алюминий-литиевые сплавы // *Авиационные материалы и технологии*, 2017. №S. С. 195–211. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-195-211.
7. Guijt C., Hill D., Rausch J., Fawaz S. The effect of dents in fuselage structures on fatigue and static stability // *Proceedings of the 23rd ICAF Symposium of the international Committee on Aeronautical Fatigue 08-10 June 2005, Hamburg, Germany. 2005. Pp. 1–13. URL: [---

XIV Всероссийская конференция по испытаниям и исследованиям свойств материалов «ТестМат»](https://www.researchgate.net/profile/Scott-Fawaz/publication/266892982_THE_EFFECT_OF_DENTS_IN_FUSELAGE_STRUCTURES_ON_FATIGUE_AND_STATIC_STABILITY/links/59484efa0f7e9b1d9b23312e/THE-</i></div><div data-bbox=)*

EFFECT-OF-DENTS-IN-FUSELAGE-STRUCTURES-ON-FATIGUE-AND-STATIC-STABILITY.pdf (дата обращения 10.01.2022 г.).

8. Яковлев Н.О., Селиванов А.А., Гулина И.В., Гриневич А.В. К вопросу о долговечности шарнирно-болтовых соединений// Авиационные материалы и технологии, 2020. № 4. С. 79–85. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-4-79-85.

9. McCarthy M.A., Xiao J.R, Mccarthy C T, Damoulakos A, Ramos J, Gallard J P, Melito V. Modeling of bird strike on an aircraft wing leading edge made from fibre metal laminates Part 2: Modeling of strike with SPH bird model // Applied Composite Materials. 2004. No. 11(5). P.317–340.

10. Liu J., Liu Z., Hou N. An Experimental and Numerical Study of Bird Strike on a 2024 Aluminum Double Plate // Acta Mechanica Solida Sinica. 2019. No. 32, P. 40–49. DOI: 10.1007/s10338-018-0071-1.

11. Ерасов В.С., Орешко Е.И. Испытания на усталость металлических материалов (обзор). Часть 1. Основные определения, параметры нагружения, представление результатов испытаний // Авиационные материалы и технологии, 2020. № 4. С. 59–70. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-4-59-70.

12. Ерасов В.С., Яковлев Н.О., Нужный Г.А. Квалификационные испытания и исследования прочности авиационных материалов // Авиационные материалы и технологии. 2012. № S. С. 440–448.

13. Avtaev V.V., Yakovlev N.O., Erasov V.S., Podzhivotov N.Y. Determination of the crack tip position by digital image correlation during static and cyclic fracture toughness tests of aluminum alloys // Russian metallurgy (Metally). 2019. T. 2019. № 4. С. 458–465.

14. Автаев В.В., Яковлев Н.О. Исследование статической трещиностойкости и сопротивления разрушению тонколистового алюминиевого сплава методом корреляции цифровых изображений // Деформация и разрушение материалов. 2020. № 2. С. 29–35.

15. Орешко Е.И., Яковлев Н.О., Ерасов В.С., Уткин Д.А. Исследование пластической деформации металла методом индентирования // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2022. Т. 88. № 2. С. 64–70.

16. Орешко Е.И., Ерасов В.С., Яковлев Н.О., Уткин Д.А. Методы определения механических характеристик материалов с помощью индентирования (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 1. С. 10.

17. Димитриенко Ю.И., Губарева Е.А., Сборщиков С.В., Ерасов В.С., Яковлев Н.О. Численное моделирование и экспериментальное исследование деформирования упругопластических пластин при смятии // Математическое моделирование и численные методы. 2015. № 1 (5). С. 67–82.

18. Сулимина Я.В., Яковлев Н.О., Ерасов В.С., Ампилогов А.Ю., Поляков А.Н., Автаев В.В., Смагин Е.И., Щиглик О.И. Современные методики испытаний металлических материалов на смятие // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2019. Т. 85. № 7. С. 41–49.

19. Яковлев Н.О., Гриневич Д.В., Мазалов П.Б. Математическое моделирование напряженно-деформированного состояния при сжатии сетчатой конструкции, синтезированной методом селективного лазерного сплавления // Вестник МГТУ им. Н. Э. Баумана. Сер. Естественные науки. 2018. № 6 (81). С. 113–127.

20. Гриневич Д.В., Яковлев Н.О., Мазалов П.Б. Применение расчетной линейной гомогенизации для анализа ячеистых конструкций, синтезированных по аддитивным технологиям // Вестник машиностроения. 2021. № 02. С. 72–76. DOI: 10.36652/0042-4633-2021-2-72-76.

21. Монахов А.Д., Яковлев Н.О., Автаев В.В., Котова Е.А. Разрушающие методы определения остаточных напряжений (обзор) // Труды ВИАМ. 2021. № 9 (103). С. 95–104.

22. Фридляндер И.Н. Создание, исследование и применение алюминиевых сплавов. Избранные труды. М.: Наука, 2013. 291 с.

23. Фридляндер И.Н., Яценко К.П., Терентьева Т.Е., Хелковский-Сергеев Н.А. Бериллий - материал современной техники: Справочное издание М.: Металлургия, 1992. 128 с.

УДК 620.1

Закономерности изменения структурно-фазового состояния деформированных полуфабрикатов из Al-Li сплава после длительной эксплуатации

Е.А. Лукина, к.т.н.; А.В. Славин, д.т.н.;

С.А. Наприенко, к.т.н.; Д.В. Зайцев

Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт» (НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ)

Аннотация

Методами рентгеноструктурного анализа, оптической и электронной микроскопии исследованы структура, фазовый состав, а также параметры кристаллической решетки прессованных профилей из Al-Li сплавов в состояниях после длительной эксплуатации и непосредственно после искусственного старения. Определены механические свойства, установлен фазовый состав, оценена морфология, размеры и характер выделения упрочняющих фаз, проанализированы значения периодов решетки матрицы и фазы для исследованных состояний прессованных профилей и листов из Al-Li сплавов.

Ключевые слова:

Al-Li сплав, δ' -фаза, S_1 -фаза, период решетки, механические свойства, просвечивающая электронная микроскопия, растровая электронная микроскопия

Введение

Алюминий-литиевые сплавы системы Al-Mg-Li [1–5] являются весьма перспективными для применения в самолето- и вертолетостроении благодаря хорошему сочетанию механических свойств, малой плотности, повышенного модуля упругости. Снижение веса, одна из наиболее актуальных задач конструирования летательных аппаратов, эффективно решается заменой широко применяемого алюминиевого сплава Д16 на алюминий-литиевые сплавы. Также новые требования современного самолетостроения предполагают реализацию 40-летнего рабочего ресурса материала летательного аппарата. Для этого необходимо обеспечить стабильность и прогнозируемость свойств материала в течение этого периода.

Основной особенностью Al-Li сплавов согласно равновесным диаграммам состояния [3] является заметная растворимость Li в Al-твердом растворе в интервале температур 20 °С ÷ 120 °С. По оценочным данным, после искусственного старения твердый раствор может быть пересыщен при 20 °С по Li до 0,5% вес. [6–10]. Это должно приводить к дополнительному образованию до 8% фазы $\delta'(Al_3Li)$ (дораспаду) в ходе длительной эксплуатации и в условиях солнечных нагревов. Для исследования процессов дораспада и прогнозирования его влияния на свойства материала необходимо изучать структурно-фазовые превращения при длительных низкотемпературных выдержках (ДНН) или после длительной эксплуатации [8–10]. В настоящей работе представлен анализ структурно-фазового состояния прессованных профилей сплавов 1420 и 1424 после длительных низкотемпературных нагревов и после длительной эксплуатации.

Материалы и методы

В качестве объектов исследования были взяты прессованные профили из сплава 1420 и листы сплава 1424 толщиной 4,5 мм. Профили из сплава 1420 находились в эксплуатации более 10 лет. С целью проведения сравнительного анализа структуры и фазового состава сплава 1420

непосредственно после старения и бывшего в эксплуатации была проведена перезакалка и старение фрагментов профилей № 1 и 2 по режиму ТГ1. Образцам после термической обработки были присвоены №№1ТГ1 и 2ТГ1. Для сплава 1424 в качестве предварительного старения выбрано разработанное в [5] трехступенчатое старение в интервале температур $85 \div 120$ °С, которое обеспечивает термическую стабильность по вязкости разрушения при низкотемпературном (85 °С) нагреве до 3000 часов. Изучена структура листов в ходе дополнительных нагревов при температуре 85 °С длительностью от 1000 ч до 7500 ч для сплава 1424,

Для испытаний на растяжение были изготовлены образцы профилей шириной 10 мм и толщиной, соответствующей толщине профиля (~2 мм) и длиной рабочей части, составляющей 30 мм. Испытание на растяжение образцов проводили на испытательной машине Zwick/Roell Z030 в соответствии с ГОСТ 11701.

Фрактографические и микроструктурные исследования проводили методами оптической и растровой электронной микроскопии на металлографическом комплексе фирмы «Olympus» и растровом микроскопе Zeiss EVO MA10.

Исследования фазового состава и параметров кристаллической решетки, обнаруженных фаз проводили с применением многофункционального дифрактометра EMPYREAN фирмы PanAlytical. Регистрация дифрактограмм проводилась в монохроматическом Cu K α -излучении в геометрии Брегга-Брентано. Расшифровка дифрактограмм для рентгенофазового анализа проводилась с помощью специализированной программы HighScore+ и базы данных PDF-2 2014.

Исследования зеренной структуры, фазовый анализ и локальный рентгеноспектральный анализ проводили методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на микроскопе Tecnai G2 F20 S-TWIN фирмы FEI оснащенном энергодисперсионным анализатором X-Max 80T с разрешением 122 эВ.

Результаты

Результаты механических испытаний показали, что временное сопротивление и предел текучести образцов прессованных профилей из сплава 1420, бывших в эксплуатации, на 25–40 % превышают уровень характеристик, указанных в ОСТ (таблица 1). При перезакалке и старении по стандартному режиму ТГ1 значения прочностных характеристик снижаются. В ходе длительных эксплуатационных нагревов механические свойства прессованных профилей сплава 1424 также изменяются.

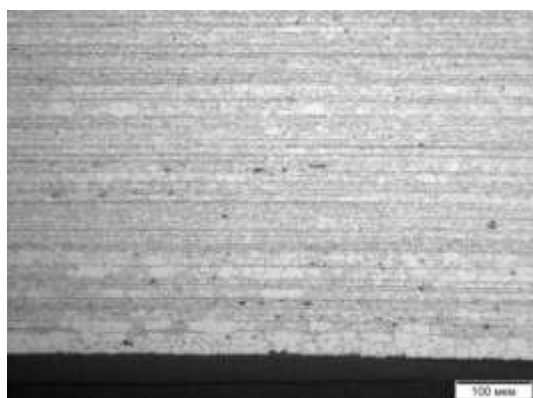
Таблица 1

Механические характеристики прессованных профилей из Al-Li после эксплуатации (средние значения) и ДНН

Сплав	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа			Временное сопротивление σ_B , МПа			Относительное удлинение δ_5 , %		
	ТГ1	после экспл.		ТГ1	после экспл.		ТГ1	после экспл.	
1420	305	382		475	550		10,5	6,1	
1424	б/н	85 °С+ 1000ч	85 °С+ 2000ч	б/н	85 °С+ 1000ч	85 °С+ 2000ч	б/н	85 °С+ 1000ч	85 °С+ 2000ч
	340	340	365	440	460	480	9,5	10,5	8,0

Прессованные профили сплава 1420 имеют преимущественно нерекристаллизованную структуру.

а)



б)

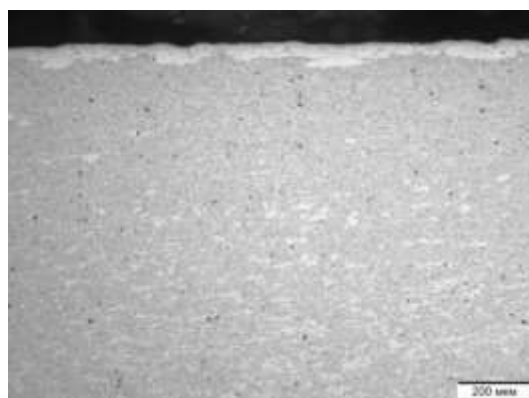


Рис. 1 – Микроструктура прессованных профилей сплава 1420 в продольном (а) и поперечном (б) направлениях

С применением рентгеновского анализа установлен фазовый состав сплавов 1420 и 1424. Выявлены следующие фазы: Al – твердый раствор, $\delta'(Al_3Li)$, $S_1(Al_2LiMg)$. На рентгенограммах сплава 1424 наблюдается асимметрия рентгеновских линий $(100)_{\delta'}$, $(110)_{\delta'}$ и $(210)_{\delta'}$ δ' -фазы. В исходном

состоянии сплава, состаренного по трехступенчатому режиму, форма этих линий близка к симметричной. При сравнении формы линии в исходном состоянии и в состояниях, обработанных по режимам LLTE видно, что данная асимметрия направлена в сторону малых углов. Можно сделать предположение о существовании двух типов δ' -фазы, которые различаются по составу, а следовательно, по периоду (рисунок 2).

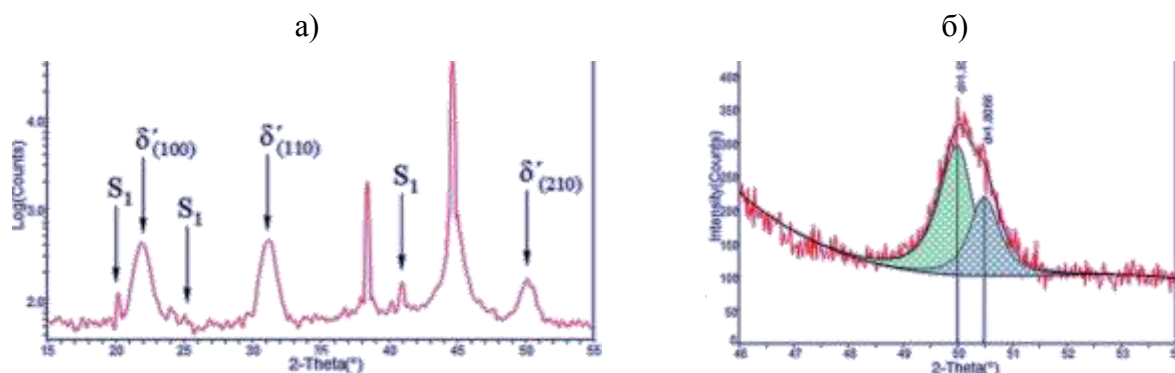


Рис. 2 – Исследования профиля рентгеновских линий: а) рентгенограмма сплава 1424 (трехступенчатое старение +85 °С 2000 ч.); б) разделение по синглетам линии $(210)_{\delta'}$ для рентгенограммы а)

Проведены исследования профилей интенсивности рентгеновских линий в области малых брегговских углов в области от 1° до 5° сплава 1424. Показано, что сплав после нагревов 85 °С 1000 ч, 2000 ч и 4000 ч содержит дополнительные дисперсные частицы. На этот факт указывает появление дополнительного уширения нулевой рентгеновской линии. После выдержки 2000 ч и более дополнительные дисперсные выделения не выявляются (Рисунок 3).

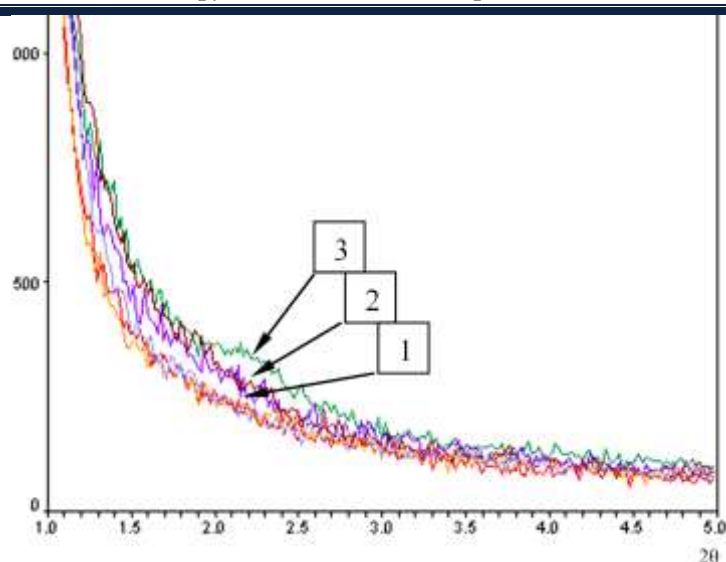


Рис. 3 – Профили интенсивностей рентгеновского излучения в области малых брегговских углов (1° - 5°) сплава 1424 для различных режимов LLTE; (1 – совпадающие профили: исх., 6500 ч, 7500 ч; 2 – совпадающие профили: 2000 ч, 4000 ч; 3 – 1000 ч)

Методом полнопрофильного анализа экспериментального спектра для сплава 1420 проведено уточнение параметров решетки выявленных фаз. Определение параметра решетки проводили для твердого раствора Al ($Fm\bar{3}m$) и фазы Al_3Li ($L1_2$). Профиль линии описывается функцией Войта (свертка функций Гаусса и Лоренца). Полученные данные приведены в таблице 2.

Таблица 2

Значения периодов решетки структурных составляющих в прессованных профилях из сплава 1420 в различных состояниях

Состояние	a, Å ⁰	
	Al	Al_3Li (δ')
1		
Эксплуат. более 10 л.	4,07321	4,0675
Закаленное	4,07412	4,06413
Эксплуат. более 10 л +ТГ1	4,07254	4,06418
2		
Эксплуат. более 10 л.	4,07227	4,07598
Закаленное	4,07512	4,07579
Эксплуат. более 10 л +ТГ1	4,07259	4,07135

Можно отметить изменение периода решетки твердого раствора, в зависимости от состояния материала. Максимальные значения периода

решетки характерны для состояния после закалки. Кроме того, наблюдаются изменения периода решетки δ' -фазы.

Исследования светлопольными методами просвечивающей микроскопии образцов прессованных профилей сплава 1420 показали, что структура субзеренная с размером субзерен от 2–4 мкм (рисунок 4, а). Для участка с нерекристаллизованной структурой характерна высокая плотность дислокаций и большое количество малоугловых границ, что свидетельствует о достаточной степени наклепа.

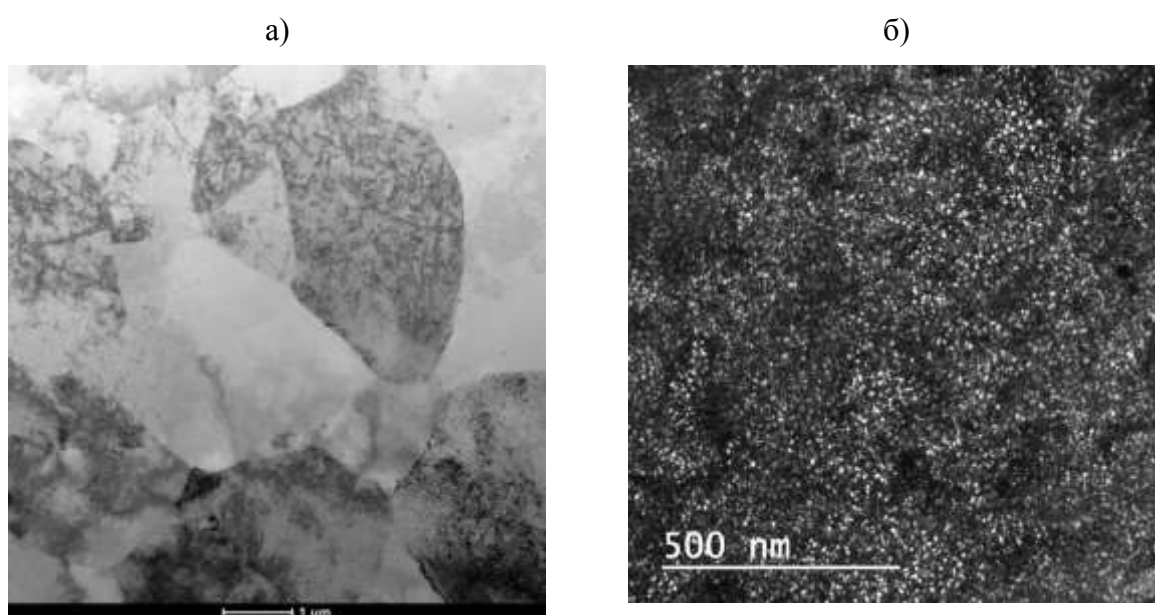


Рис. 4 – Субзеренная структура (а) и выделения δ' -фазы (б) в образцах сплава 1420 после длительной эксплуатации

В структуре образцов сплава 1420 после длительной эксплуатации и 1424 после применения нагрева 1000ч. наблюдаются как отдельные, дискретные выделения S_1 -фазы (Al_2LiMg) на границах и стыках зерен, так и однородно распределенные вдоль границ (рисунок 5). На стыках зерен данные частицы более крупные (0,5–1 мкм).

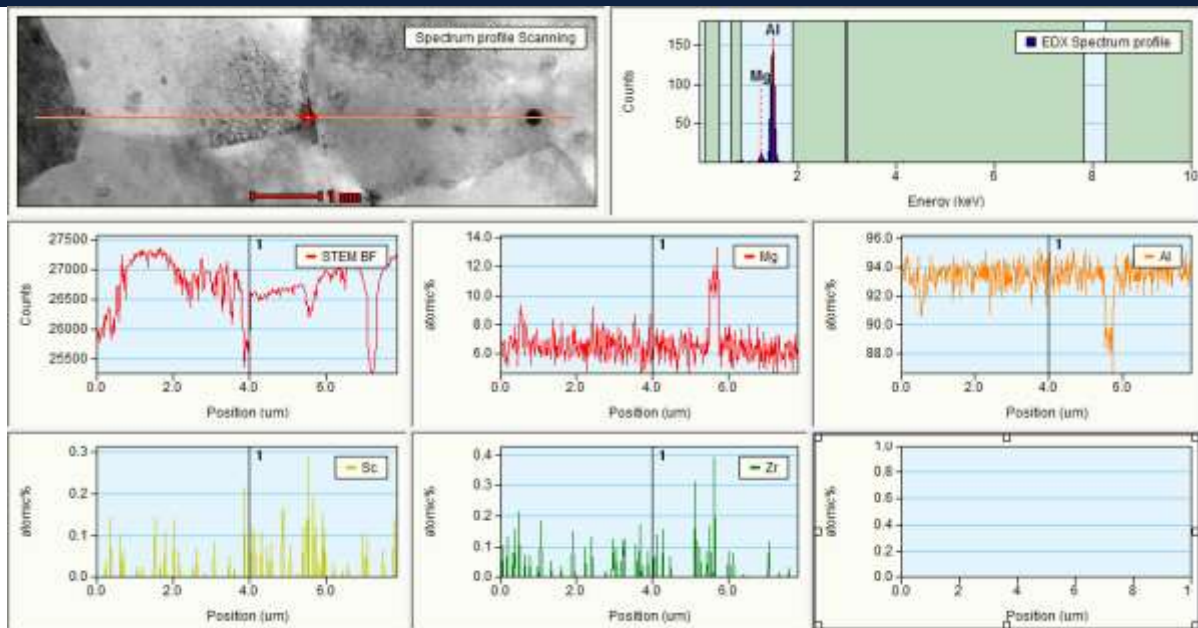


Рис. 5 – Локальный рентгеноспектральный анализ структуры образцов сплава 1420, выделения S_1 -фазы на границе зерна

Темнопольные исследования морфологии и характера распределения фаз позволили выявить основную упрочняющую, характерную для обоих сплавов δ' -фазу (Al_3Li). Данная фаза распределена в структуре образцов исследованных сплавов с высокой плотностью по объему зерна равномерно, без скоплений и агломератов (Рисунок 4). Средний размер частиц в обоих образцах составляет ~ 7 – 10 нм. Следует отметить наличие более мелкой 1 – 2 нм фракции частиц, присутствующих в структуре образцов после длительного воздействия эксплуатационных нагревов.

Исследования структуры и фазового состава образцов 1420 после режима ТГ1 показали, что образцы имеют субзеренную структуру. Частицы S_1 -фазы (Al_2LiMg) наблюдаются отдельными дискретными выделениями на границах и стыках зерен (рисунок 6, 7). Частицы δ' -фазы (Al_3Li) равномерно распределены по объему зерна, средний размер частиц δ' -фазы для обоих образцов составляет ~ 3 – 4 нм (рисунок 6).

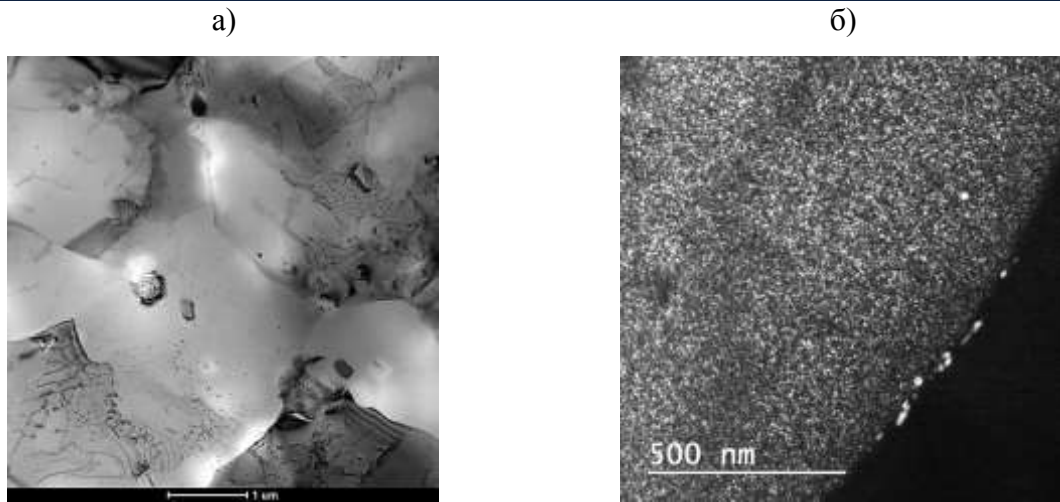


Рис. 6 – Субзеренная структура (а) и выделения δ' -фазы (б) в образцах из сплава 1420 после термообработки

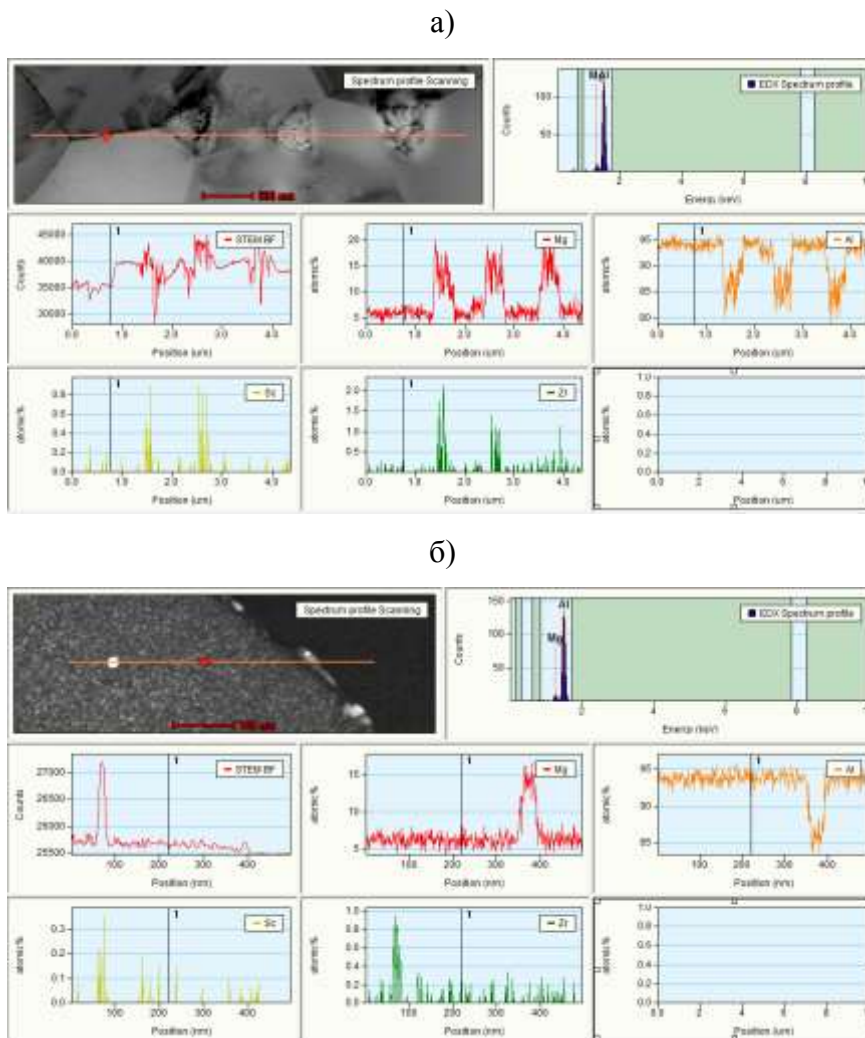


Рис. 7 – Локальный рентгеноспектральный анализ структуры образцов сплава 1420 после термообработки: а – выделения S_1 -фазы фазы на стыках зерен; б – дисперсоид в объеме зерна и частицы S_1 -фазы на границе

Результаты фрактографических исследований образцов пресованных профилей из сплава 1420 после эксплуатации показали, что изломы образцов, испытанных на растяжение, представлены хрупким межзеренным разрушением (рисунок 8). Стоит отметить, что на изломах наблюдаются признаки пластической деформации, характеризующиеся отдельными вязкими ямками (Рисунок 8г). Данные фрактографические особенности не характерны для разрушения сплава 1420 в закаленном и искусственно состаренном состоянии.

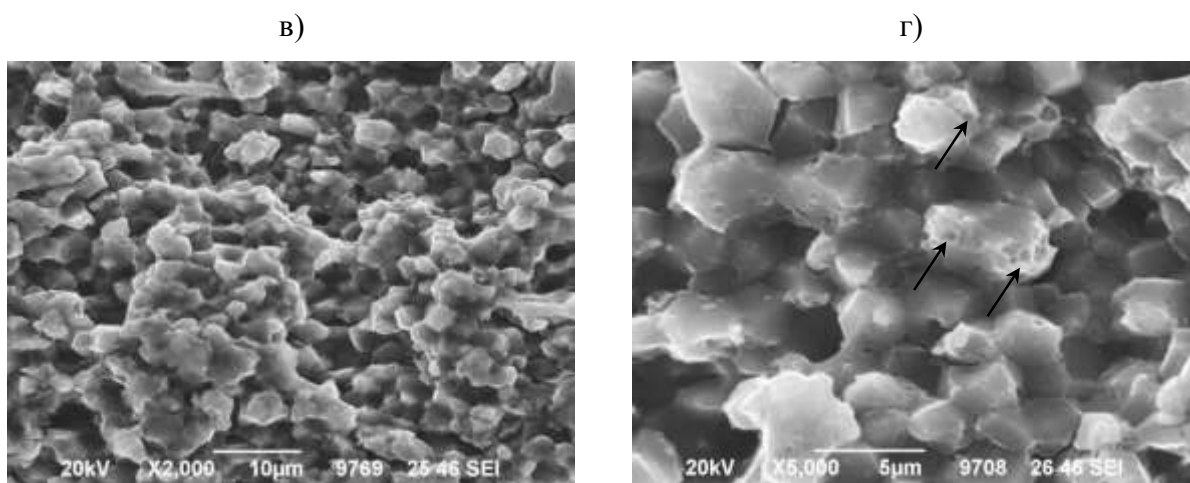


Рис. 8 – Микростроение изломов образцов сплава 1420 после эксплуатации, испытанных на растяжение, (стрелками показаны отдельные вязкие ямки)

Результаты исследования поверхности разрушения образцов, подвергнутых повторной термической обработке после эксплуатации, показали, что излом имеет пластичный, мелкоямочный рельеф (рисунок 9). Это характерно для разрушения сплава 1420 в закаленном и искусственно состаренном состоянии.

а)

б)

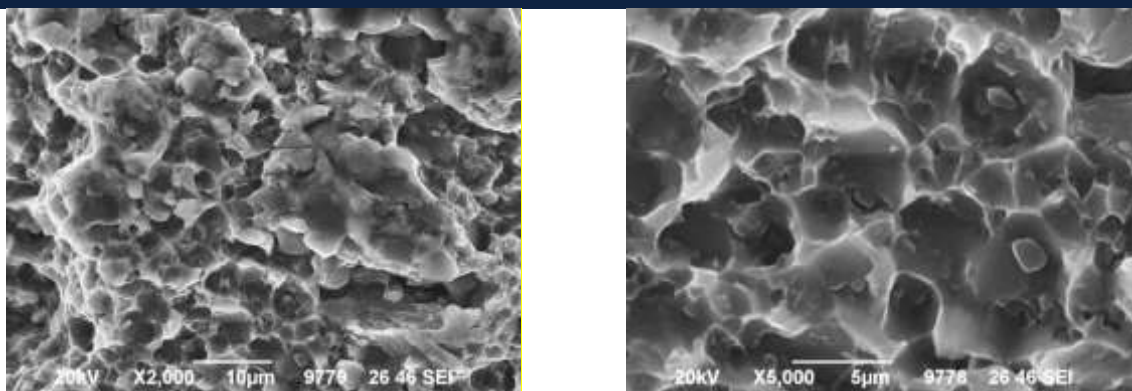


Рис. 9 – Микростроение изломов образцов профилей сплава 1420 в перезакаленном и состаренном состоянии

Обсуждение и заключения

Для структуры профилей из сплава 1420 характерен ряд особенностей. Наличие на границах субзерен единичных выделений фазы S_1 в структуре сплава 1420 объясняет появление признаков пластической деформации на поверхности разрушения образцов.

Повышенная объемная доля и более крупный размер частиц упрочняющей δ' -фазы в теле зерен образца по сравнению с аналогичными, состаренными, образцами, подтверждает высокую, по сравнению с требованиями ОСТ 190262-81 прочность в материале профилей № 1 и № 2. Кроме того, после эксплуатации на границах зерен всех исследованных образцов наблюдается меньшая по отношению к состоянию после стабилизирующего старения доля S_1 -фазы (Al_2LiMg), однако в состоянии после дополнительной термообработки частицы S_1 -фазы распределены неравномерно, наблюдаются участки с повышенной плотностью данных частиц, также выделение S_1 -фазы сопровождается образованием зон, свободных от выделений δ' -фазы.

Наличие в структуре Al-Li сплавов после эксплуатации мелкодисперсной δ' -фазы наряду с крупной может свидетельствовать о дораспадных процессах, протекающих в случае эксплуатационных нагревов, что создает дополнительное упрочнение. Протекание таких процессов подтверждается различием в значениях периода решетки твердого раствора

после различных температурно-временных воздействий. Известно, что в Al-твердом растворе большинства сплавов с литием после старения сохраняется остаточное пересыщение литием [3]. В условиях длительной эксплуатации с вероятностью солнечных нагревов это пересыщение должно приводить к дополнительному образованию до 8 % фазы $\delta'(Al_3Li)$ (дораспаду). В состав основной упрочняющей δ' -фазы кроме атомов лития могут входить атомы Mg.

Равновесная концентрация Mg в твердом растворе различна для температурной области искусственного старения и низкотемпературных (например, солнечных) нагревов. При перезакалке образцов из прессованных полуфабрикатов без последующего старения период твердого раствора повышается, что может быть связано с его обогащением Mg за счет растворения магнийсодержащих δ' - и S_1 -фаз. После искусственного старения, а также длительной эксплуатации (более 10 лет) происходит процесс обеднения магнием твердого раствора за счет прохождения нескольких процессов: выделения S_1 -фазы, роста обогащенной магнием δ' -фазы и выделением дораспадной, менее обогащенной магнием δ' -фазы. На существование двух видов δ' -фазы, различных по составу косвенно указывают изменения периода решетки фазы в различных состояниях сплава. Результаты исследования микроструктуры хорошо согласуются с данными механических испытаний и результатами фрактографического анализа.

Таким образом, структурно-фазовые особенности, характерные для образцов Al-Li сплавов, бывших в эксплуатации по сравнению с образцами, подвергнутыми после эксплуатации стабилизирующей термической обработке, а также различия в прочностных свойствах связаны с воздействием эксплуатационных нагревов (низкотемпературных) и напряжений на структуру и фазовый состав, а также на характер и морфологию выделений. В процессе эксплуатации это может приводить к нестабильности свойств – изменению в сторону повышения прочностных характеристик и снижения пластичности.

Для повышения стабильности свойств в ходе эксплуатации целесообразно применять ступенчатые режимы старения, обеспечивающие полноту и равномерность распада пересыщенного твердого раствора с выделением двух и более фаз.

Список литературы

1. Каблов Е.Н., Лукина Е.А., Сбитнева С.В., Хохлатова Л.Б., Зайцев Д.В., Формирование метастабильных фаз при распаде твердого раствора в процессе искусственного старения Al-сплавов // Технология легких сплавов, 2016. №3. С. 7–17.
2. Shanyavskiy A., Osipov D., Stringer-sheets fatigue cracking of helicopter-tail-boom in welding joints of 01420 AL–Li alloy // International Journal of Fatigue 2015. V. 76. 39–46.
3. Фридляндер И.Н., Чуистов К.В., Березина А.Л., Колобнев Н.И., Al–Li сплавы (структура и свойства) // Киев, Украина, Наукова Думка, 1992. С. 192.
4. Kablov E.N., Antipov V.V., Oglodkova J.S., Oglodkov M.S., Development and Application Prospects of Aluminum-Lithium Alloys in Aircraft and Space Technology // Metallurgist. 2021. Vol. 65. Is.1-2. P. 72–81.
5. Колобнев Н.И., Хохлатова Л.Б., Лукина Е.А., Тенденции развития алюминий-литиевых сплавов и технологии их обработки //Под общ. Ред. Е.Н. Каблова. – М.: ВИАМ, 2019. 367 с.
6. С.-Н. Joh, К. Yamada, Y. Miura, Effect of Sc-addition on the coarsening behavior of Al₃Li precipitates in Al-Li alloys, Mater. Trans. JIM 40 (1999) 439–442.
7. Rioja R.J., Liu J., The Evolution of Al-Li Base Products for Aerospace and Space Applications //Metall Mater Trans 2012. V. 43A, P. 3325–3337.
8. Лукина Е.А., Алексеев А.А., Антипов В.В. и др., Фазовые превращения в процессе длительных низкотемпературных выдержек для

сплавов 1424, В-1469 и 1441 //Физика металлов и металловедение. 2011. Т. 112. № 3. С. 1.

9. Noble B., Harris S.J., Katsikis S., Dinsdale D., Influence of Magnesium and Copper Additions on the Low Temperature Thermal Stability of Al-Li Alloys // Proceedings of the 9th International Conference on Aluminium Alloys. Australia. 2004. P. 777.

10. Noble B., Harris S.J., Katsikis S., Dinsdale D., Low Temperature Thermal Stability of Quaternary Al-Li-Cu-Mg-Alloys //ICAA10 Canada 2006. V. 519-521. P. 209–214.

УДК 539.3.539.4

Влияние климатического старения на прочность наномодифицированного углепластика

В.О. Старцев, д.т.н.; Е.О. Валевин, к.т.н.

Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт» (НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ)

vostartsev@viam.ru

Аннотация

В работе рассмотрено изменение пределов прочности наномодифицированных углепластиков при климатических испытаниях. Показано, что добавление наномодификатора стабилизирует прочностные характеристики при климатических воздействиях. Приводятся сведения о влиянии различных концентраций наномодификаторов на изменение прочностных свойств углепластиков при климатических воздействиях.

Ключевые слова:

климатическое старение, наномодифицированный цианэфирный углепластик, предел прочности

Введение

Перспективным способом улучшения механических свойств авиационных углепластиков является введение в состав термореактивных матриц углеродных наночастиц, таких как фуллерены, нанотрубки, астралены [1]. Углеродсодержащие наночастицы используются как модификаторы для регулирования процесса отверждения и эластификации эпоксидных связующих при создании полимерных композиционных материалов (ПКМ) [2]. В случае углепластиков добавки наночастиц повышают прочность при сжатии и сдвиге, ударную стойкость, остаточную прочность и другие показатели ПКМ [3, 4].

При этом отсутствует информация о том, как будут изменяться улучшенные механические показатели наномодифицированных углепластиков при старении в агрессивных средах, в частности, при выдержке в открытых климатических условиях. Особенно важно определить роль наномодификаторов при сочетании воздействия климата и полетных термоциклов, чтобы сопоставить с результатами ранее выполненного исследования [5]. В работах [6, 7] было показано влияние добавок астралена на механические свойства углепластиков. В связи с этим в работе приведены сведения о результатах комплексного исследования механической прочности углепластиков на основе цианэфирного связующего на ранней стадии климатического старения.

В работе были поставлены следующие задачи:

- подготовка углепластика на основе цианэфирного связующего, модифицированного углеродными наночастицами астралена;
- исследование старения углепластика в условиях умеренного климата по изменению прочностных показателей экспонированных образцов.

Материалы и методы

Для изготовления углепластика выбрано разработанное в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ цианэфирное растворное связующее

марки ВСЦ-14 [8] с рабочей температурой до 180 °С, температурой стеклования 246 °С, температурой термодеструкции 390 °С и равнопрочный углеродный наполнитель марки ВТкУ-2.200 производства НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ из волокон SYT45 (производства КНР) аналог импортного наполнителя Porcher арт. 3692. Для модификации были использованы углеродные наночастицы — астралены марки 01a (производитель ЗАО «НТЦ Прикладных технологий») содержанием 0,5 и 3,0 масс. процентов. Было проведено формование и изготовление плит углепластиков размерами 250×250×2 мм на основе препрега без углеродных наночастиц в своем составе ВТкУ-2.200/ВСЦ-14 и препрегов ВТкУ-2.200/ВСЦ-14/0,5 и ВТкУ-2.200/ВСЦ-14/3, содержащих 0,5 % и 3,0 % астраленов соответственно.

Программа испытаний включала в себя определение пределов прочности при сжатии и изгибе в следующих состояниях:

- в исходном состоянии;
- после экспонирования на открытом стенде в условиях умеренного холодного климата в течение 3–24 месяцев;
- после экспонирования на открытом стенде в условиях умеренно холодного климата в течение 3–24 месяцев с сочетанием термоциклов, имитирующих режим взлета и посадки;
- после ускоренных испытаний, имитирующих 12- и 24-месячное пребывание пластин в условиях умеренного климата.

В процессе климатических испытаний происходит влагонасыщение образцов, которое вызывает пластифицирующее воздействие и снижает механические характеристики ПКМ [9]. Поэтому для оценки обратимых изменений прочности образцы углепластиков после экспонирования измерялись в трех состояниях: без кондиционирования, после дополнительного высушивания при 60 °С, после дополнительного влагонасыщения при 60 °С.

Испытания углепластиков на открытом стенде проводили по ГОСТ 9.708–83. В параллельном эксперименте экспонированные образцы 5 раз в неделю подвергали термоциклу $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$ (1 час), $+65\text{ }^{\circ}\text{C}$ (1 час), имитирующему режим взлета и посадки самолета. За 24 месяца испытаний было набрано 480 термоциклов.

Ускоренные климатические испытания образцов, имитирующие 12 месяцев пребывания на открытом воздухе, включали в себя следующие воздействия:

- выдержку при повышенной температуре и влажности воздуха в течение 7 суток согласно ГОСТ Р 51369-99 метод 207-2 (температура $55\text{ }^{\circ}\text{C}$ и относительная влажность воздуха 93 %.);
- воздействие отрицательной температуры $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 6 часов согласно ГОСТ 9.707-81, метод 2 (п. 2.5.3);
- воздействие перепадов температуры с переходом через $0\text{ }^{\circ}\text{C}$ в количестве 56 циклов в течение 112 часов согласно ГОСТ 9.707-81, метод 2 (п. 2.5.4);
- воздействие солнечного излучения в непрерывном режиме по ГОСТ Р 51370-99 (метод 211-1). Выдержка производилась в течение 37 суток при интегральной плотности потока излучения 1120 Вт/м^2 и плотности потока излучения 65 Вт/м^2 в интервале длин волн 300–400 нм при температуре черного тела $70\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Имитация 24 месяцев пребывания образцов в открытой атмосфере осуществлялась двукратным последовательным воздействием вышеперечисленных факторов.

Измерение пределов прочности при сжатии σ_c и изгибе σ_b выполнено по ГОСТ 25.602-84 и ГОСТ 25.604-84. Диаграммы деформирования были скорректированы с помощью методики, рассмотренной в работах [10–12]. Эта методика построена на строгих алгоритмах решения краевых задач для жестких систем нелинейных уравнений (метод коллокаций и наименьших

квадратов) и применена к анализу деформирования и разрушения образцов углепластиков. Особенностью методики является использование возможностей современных цифровых испытательных машин для определения деформационно-прочностных характеристик углепластиков и исправления артефактов, обусловленных дефектами крепления и оснастки образцов при механических испытаниях.

Результаты и обсуждение

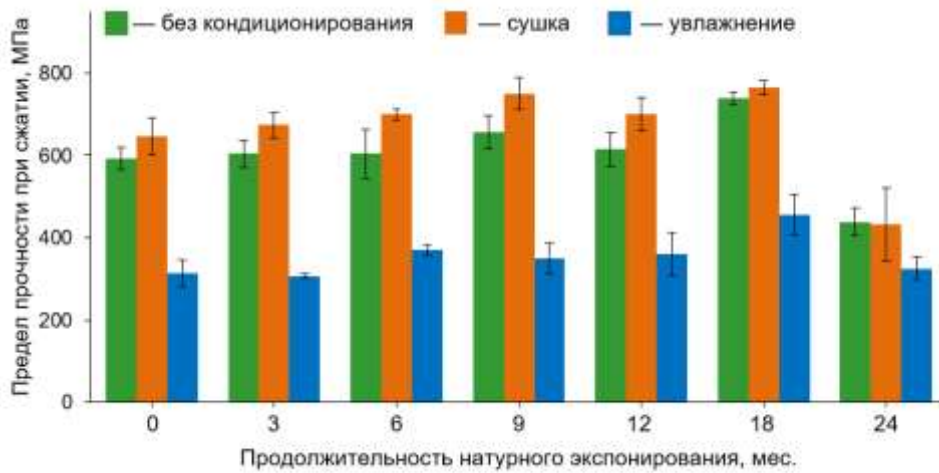
Особенностью и достоинством проведенного эксперимента явилась высокая достоверность полученных результатов, обусловленная не только методикой корректировки данных, но и большим количеством измеренных образцов (1350 шт.). Ошибки измерений не превышали 5 %.

На рис. 1 представлены показатели предела прочности при сжатии σ_c углепластика без наномодификатора (а), с добавлением 0,5 % м.ч. астралена (б), с добавлением 3,0 % м.ч. астралена (в) при натурном экспонировании.

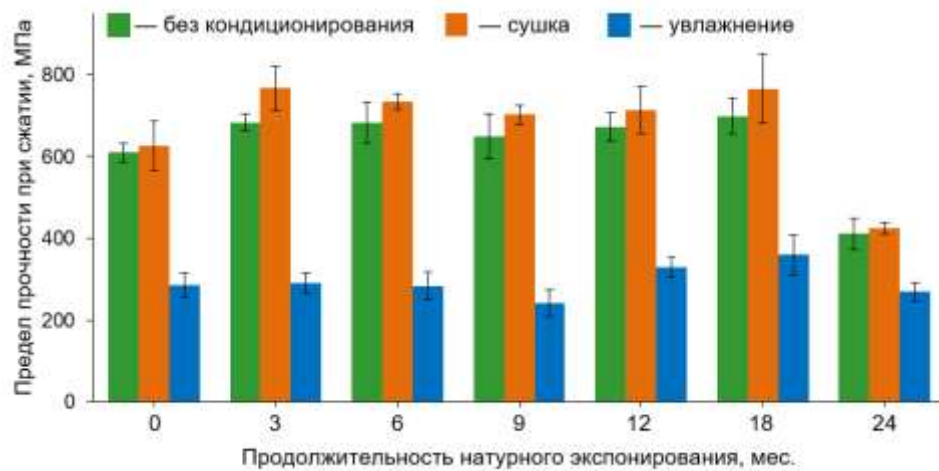
Измерения показали, что в исходном состоянии значение σ_c возрастает на 3 % при добавке 0,5 % астралена и на 7 % при добавке 3,0 % наномодификатора. Аналогичным образом предел прочности при изгибе σ_b возрастает на 2 % при добавке 0,5 % астралена и на 5 % при добавке 3,0 % наномодификатора. Таким образом, добавка наномодификатора в связующее улучшает прочность углепластика в исходном состоянии. Это соответствует представлениям, изложенным в работе [3].

Показатели σ_c и σ_b , измеренные после высушивания, позволяют оценить необратимые изменения прочности после экспозиции в выбранных климатических условиях. Например, показатель σ_c после 24 месяцев экспонирования уменьшается на 17 % в углепластике при отсутствии астралена и только на 4 % при содержании 3,0 % наномодификатора (рис. 1, в).

a)



б)



в)

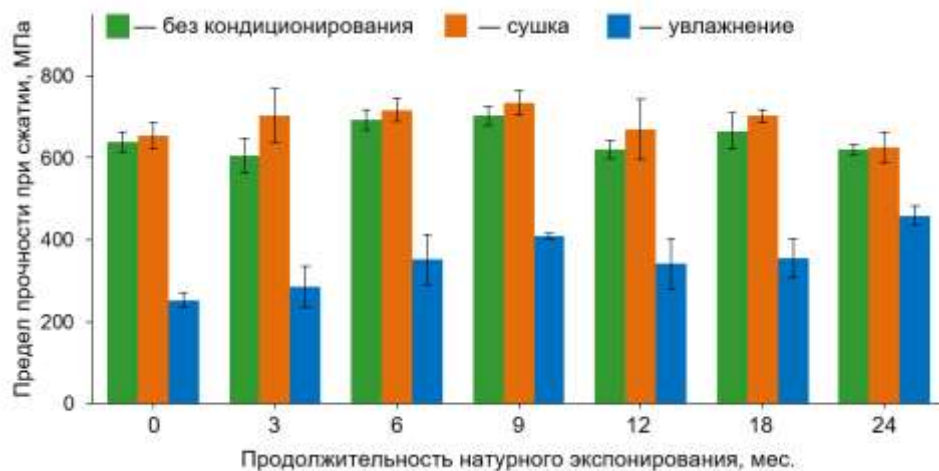


Рис. 1 – Изменение предела прочности при сжатии углепластиков без наномодификатора (а), с добавлением 0,5 % м.ч. астралена (б), с добавлением 3,0 % м.ч. астралена (в) при натурном экспонировании

Анализ аналогичных диаграмм, проведенный после завершения всего эксперимента, позволил получить обоснованные выводы об эффектах климатического старения углепластика и роли наномодификаторов.

Наиболее важные примеры анализа представлены в табл. 1.

Таблица 1

Коэффициенты сохранения предела прочности углепластика после 24 месяцев старения

Вид испытаний	Состояние ¹	$k = \sigma/\sigma_0$					
		Предел прочности при сжатии, МПа при содержании наномодификатора v , %			Предел прочности при изгибе, МПа при содержании наномодификатора v , %		
		$v = 0$	$v = 0,5$	$v = 3,0$	$v = 0$	$v = 0,5$	$v = 3,0$
Экспонирование на открытом стенде в условиях умеренного климата	Б	0,74	0,68	0,97	0,69	0,80	0,89
	С	0,67	0,68	0,96	0,80	0,81	0,86
	В	1,0	0,94	1,8	0,78	0,59	0,80
Экспонирование на открытом стенде в условиях умеренного климата с сочетанием термоциклов	Б	0,66	0,6	0,75	0,63	0,69	0,80
	С	0,62	0,7	0,82	0,62	0,71	0,82
	В	0,99	1,1	1,5	0,76	0,74	0,67
Ускоренные имитационные испытания	Б	0,80	1,0	0,68	0,84	0,87	0,75
	С	0,93	1,1	0,74	0,85	0,86	0,72
	В	1,2	2,3	1,2	0,92	0,92	1,3

¹ Б — без кондиционирования, С — после дополнительного высушивания при 60 °С, В — после дополнительного влагонасыщения при 60 °С

Например, после 24 месяцев экспонирования углепластика в климатических условиях предел прочности при сжатии необратимо уменьшается на 33 % (табл. 1, состояние С). Добавка астралена в количестве $v = 3,0$ % показывает снижение только на 4 %. Подобный эффект показывает и предел прочности при изгибе (20 и 14 %).

Сочетание климатического воздействия и термоциклов, имитирующих режим полета, понижает показатели σ_c и σ_b углепластика без добавки астралена на 38 %. При содержании астралена $v = 3,0$ % эти показатели снижаются только на 18 % (табл. 1).

Результаты выполненного исследования убедительно доказывают (рис. 1), что показатели σ_c и σ_b за 24 месяца испытаний изменяются экстремально: возрастают в течение 9–12 месяцев, после чего монотонно убывают. Причиной такого поведения является преобладание доотверждения над деструкцией на начальной стадии климатического старения. Такое поведение механических показателей углепластика является общей закономерностью старения ПКМ в открытых климатических условиях по данным работ [5, 13, 14].

Заключение

Таким образом, в представленной работе доказаны эффекты старения цианэфирного углепластика в условиях умеренного климата по изменению прочностных показателей экспонированных образцов. Установлено, что добавки наномодификатора (астрален) стабилизируют прочностные показатели углепластика и повышают его стабильность к воздействию факторов умеренного климата.

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

Список литературы

1. Каблов Е.Н., Кондрашов С.В., Юрков Г.Ю. Перспективы использования углеродсодержащих наночастиц в связующих для полимерных композиционных материалов // Российские нанотехнологии. 2012. № 3–4. С. 28–46.
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.
3. Гуняев Г.М., Каблов Е.Н., Алексагин В.М. Модифицирование конструкционных углепластиков углеродными наночастицами // Российский химический журнал. 2010. № 10. С. 5–11.
4. Гуняева А.Г., Чурсова Л.В., Черфас Л.В., Комарова О.А. Молниестойкие углепластики, модифицированные углеродными наночастицами, изготовленные способом инфузионного формования. // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2015. № 10. С. 25–32.
5. Каблов Е.Н., Старцев В.О., Иноземцев А.А. Влагонасыщение конструктивно-подобных элементов из полимерных композиционных материалов в открытых климатических условиях с наложением термоциклов // Авиационные материалы и технологии. 2017. № 2. С. 56–68.

6. Старцев В.О., Валева Е.О., Гуняева А.Г., Яковлев Н.О., Голушко С.К., Амелина Е.В. Механические характеристики и показатели влагопереноса наномодифицированного углепластика // Полимерные композиционные материалы и производственные технологии нового поколения : материалы IV Всероссийской научно-технической конференции. 2019. С. 6–35.

7. Старцев В.О., Голушко С.К., Валева Е.О., Гуняева А.Г., Амелина Е.В. Влияние наномодификатора на климатическую стойкость углепластика на основе цианэфирного связующего // Климат-2020: современные подходы к оценке воздействия внешних факторов на материалы и сложные технические системы. 2020. С. 134–149.

8. Каблов Е.Н., Чурсова Л.В., Бабин А.Н., Мухаметов Р.Р., Панина Н.Н. Разработки ФГУП «ВИАМ» в области расплавных связующих для полимерных композиционных материалов // Полимерные материалы и технологии. 2016. Т. 2, № 2. С. 37–42.

9. Старцев В.О., Плотников В.И., Антипов Ю.В. Обратимые эффекты влияния влаги при определении механических свойств ПКМ при климатических воздействиях // Труды ВИАМ: электрон.-науч.-технич. журн. 2018. Т. 65, № 5. С. 110–118.

10. Амелина Е.В., Голушко С.К., Ерасов В.С., Идимешев С.В., Немировский Ю.В., Семисалов Б.В., Юрченко А.В., Яковлев Н.О. О нелинейном деформировании углепластиков: эксперимент, модель, расчет // Вычислительные технологии. 2015. Т. 20, № 5. С. 27–52.

11. Shapeev V., Golushko S., Bryndin L., Belyaev V. The least squares collocation method for the biharmonic equation in irregular and multiply-connected domains // Journal of Physics: Conference Series. 2019. Т. 1268, № 012076. С. 012076.

12. Голушко С.К., Старцев В.О., Шапеев В.П., Амелина Е.В., Беляев В.А., Брындин Л.С., Горынин А.Г. Определение закона нелинейного деформирования углепластиков с учетом климатических факторов // Климат-

2020: современные подходы к оценке воздействия внешних факторов на материалы и сложные технические системы. Сборник докладов V Всероссийской научно-технической конференции. Москва. 2020. С. 50–62.

13. Startsev O. V., Mashinskaya G.P., Yartsev V.A. Molecular mobility and relaxation processes in an epoxy matrix 2. Effects of weathering in humid subtropical climate // *Mechanics of Composite Materials*. 1985. Т. 20, № 4. С. 406–409.

14. Каблов Е.Н., Старцев В.О. Системный анализ влияния климата на механические свойства полимерных композиционных материалов по данным отечественных и зарубежных источников (обзор) // *Авиационные материалы и технологии*. 2018. № 2. С. 47–58.

УДК 539.612:539.422.5

Определение адгезионной прочности волокно-матрица методом выталкивания моноволокна индентором

А.И. Гуляев, к.т.н.; С.В. Сбитнева, к.т.н.; Д.В. Зайцев;

П.Н. Медведев, к.ф.-м.н.

Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт» (НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ)

Аннотация

Рассмотрены основные методические аспекты определения адгезионной прочности волокно-матрица методом выталкивания моноволокна индентором на примере углепластиков различных марок.

Ключевые слова:

полимерный композит, адгезия, межфазное напряжение сдвига, граница раздела, граничный слой, метод выталкивания волокон, микроскопия

Введение

Армированные углеродными волокнами (УВ) полимерные композиты в настоящее время применяют в качестве материалов высокоответственных изделий, что обусловлено их высокими удельными упруго-прочностными характеристиками и широкими возможностями регулирования их свойств посредством управления структурой армирования [1].

Значимую роль в обеспечении требуемого уровня свойств полимерного композиционного материала (ПКМ) играет адгезионная прочность волокно-матрица [2, 3]. В связи с этим множество работ по композиционным материалам направлено как на управление уровнем адгезионной прочности, так и на разработку методов измерения комплекса физико-химических и микромеханических характеристик граничного слоя и границы раздела волокно-матрица. Разработанные к настоящему времени способы управления физико-химическим строением и структурно-фазовым состоянием граничных слоев включают в себя химическое модифицирование поверхности армирующего наполнителя, аппретирование волокон, привитие полимерных макромолекул на поверхность волокон, модифицирование матрицы и множество других подходов [4–6]. Для корректного качественного и количественного описания комплекса свойств граничного слоя необходимо решить ряд методологических, методических и метрологических вопросов. Методологические вопросы заключаются в том, какая совокупность методов позволяет наиболее полно охарактеризовать те характеристики состояния границы раздела волокно-матрица, которые важны для разработки материала с заданными свойствами. На основании анализа работ по данному вопросу прослеживается следующая методология: применяют методы для количественного описания топологии поверхности углеродных волокон (преимущественно атомно-силовую микроскопию), методы для изучения физико-химических свойств поверхности волокон (адсорбционной емкости, дзета-потенциала, изоэлектрической точки, краевого угла смачивания и др.) и определение на их основании работы адгезии, и, наконец, различные методы измерения адгезионной прочности

волокно-матрица. Способам определения адгезионной прочности волокно-матрица в научно-технической литературе уделяется существенное внимание (рис. 1). Различают способы, в которых осуществляется нагружение единичных волокон в блоке матрицы или композита, и способы, в которых нагрузка действует на модельный образец («микропластик») или стандартный образец волокнистого композита. К первой группе относят следующие способы: вытягивание волокна из блока матрицы (pull-out test), из капли отвержденного связующего (microbond test) и другие варианты реализации данного метода; выталкивание волокон из композита (push-out test), вдавливание волокон в композит (push-in test). Ко второй группе относятся метод фрагментации волокна, методы испытания образцов на межслойный сдвиг и межслоевую трещиностойкость. В большинстве методов измерения адгезионной прочности «волокно-матрица» данную характеристику определяют в условиях действия сдвиговой нагрузки.

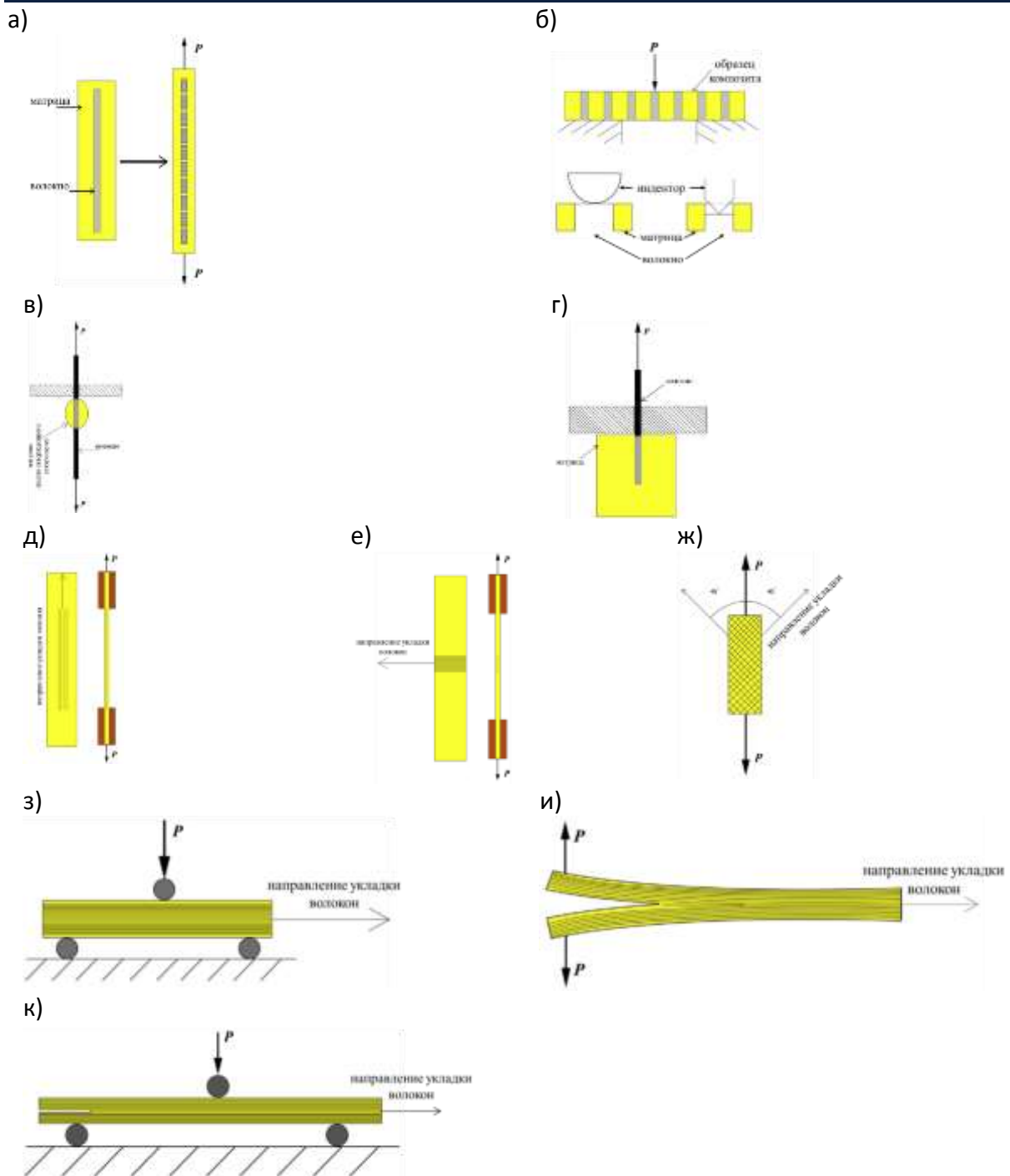


Рис. 1 – Методы определения адгезионной прочности «волокно-матрица»: (а) фрагментация волокна, (б) выталкивание волокна, (в) вытягивание волокна из капли связующего, (г) вытягивание волокна из матрицы, (д) фрагментация жгута волокон, (е) трансверсальный отрыв, (ж) сдвиг в плоскости листа при укладке $\pm 45^\circ$, (з) межслойный сдвиг, (и) межслоевая трещиностойкость по моде I, (к) межслоевая трещиностойкость по моде II [6]

В отечественной практике среди прямых методов измерения адгезионной прочности «волокно-матрица» наибольшее распространение

получил метод вытягивания единичных волокон из блока полимера [7–10]. В монографии [7] и работах [8–10] проанализированы методические и метрологические аспекты данного метода, а также изучена зависимость адгезионной прочности от строения и физико-химических свойств полимерной матрицы и волокна. В зарубежной литературе в настоящее время всё большее внимание уделяется разновидности данного подхода – методу вытягивания волокна из капли отвержденного связующего [11, 12]. При реализации данного метода применяют образцы со значительно меньшей поверхностью адгезионного контакта, что делает его более простым в интерпретации результатов по сравнению с вытягиванием волокна из блока полимера.

Способы измерения характеристик границы раздела в волокнистых композитах постоянно совершенствуются и в настоящее время все больше работ посвящены группе методов определения адгезионной прочности волокон-матрица с применением наноиндентирования [13]. Под наноиндентированием понимают совокупность методов нагружения микро-, субмикро- и нанообъема материала с непрерывной записью деформационного отклика, при этом наноиндентометры способны осуществлять и измерять перемещение индентора с нанометровым разрешением и задавать минимальные значения нагрузки порядка нескольких десятков наноньютонов [14]. Данная группа включает методы вдавливания [15, 16] и выталкивания волокна индентором [17–21]. Преимуществом данных методов является возможность проводить определение адгезионной прочности опытных и промышленных ПКМ, а не модельных систем волокно-полимер. Метод вдавливания менее требователен к пробоподготовке образцов и оснастке для проведения испытаний, но более сложен в интерпретации экспериментальных данных. В данном методе выбранное на поверхности микрошлифа ПКМ волокно нагружается индентором, при этом только некоторая часть волокна, контактирующая с индентором, отслаивается от матрицы, в то время как основная часть волокна

остаётся скрепленной с матрицей. В этом случае требуется ряд допущений и применение модели для оценки адгезионной прочности. Более определенно интерпретируемые результаты предоставляет метод определения адгезионной прочности выталкиванием волокна индентором.

На типичной диаграмме «нагрузка-перемещение» при выталкивании единичного волокна выделяют несколько характерных участков. На первом участке зависимость имеет линейный вид, что соответствует упругой деформации граничного слоя. На втором участке наблюдается отклонение от линейной зависимости, что связывают с началом процесса отслоения матрицы от волокна или с проявлением вязкоупругих свойств граничного слоя [18, 19]. Напряжение, при котором возникает нелинейность, называют напряжением начала отслоения. Напряжение достигает максимума, после которого следует резкое падение до некоторого уровня, который отождествляют с трением при скольжении волокна в условиях полного разрушения границы раздела.

Разнообразие существующих в настоящее время методов определения адгезионной прочности, различающихся аппаратным оформлением, ограничениями применения, сложностью расчетной модели для извлечения значений адгезионной прочности из первичных экспериментальных данных, указывает на отсутствие общепринятого стандарта по измерению данной характеристики, при этом и область наиболее эффективного применения каждой группы методов различна. Методы, в которых применяют модельные системы полимер-волокно (методы вытягивания волокна из блока полимера или капли отвержденного связующего, метод фрагментации волокна), очевидно, являются более эффективными на стадии разработки новых полимерных матриц и аппретирующих составов, а также способов физико-химической обработки поверхности волокон. Методы, в которых используют образцы, изготовленные из ПКМ, эффективны для изучения воздействий различных факторов (в частности, климатических) на полимерные

композиты и при исследовании причин отклонений макроскопических свойств от регламентированных значений.

Одной из главных задач, стоящих перед методами определения адгезионной прочности в ПКМ, является установление таких требований к условиям проведения испытаний, при которых определяемая величина характеризует систему волокно-полимер, а не конкретный образец адгезионного соединения.

Цель данной работы – систематизировать методические вопросы метода выталкивания моноволокна индентором и указать возможные пути получения метрологически корректных результатов определения адгезионной прочности волокно-матрица.

В данной работе представлены результаты экспериментального определения адгезионной прочности в углепластиках на основе различных эпоксидных матриц. Применяемые волокна различались диаметром, формой поперечного сечения и морфологией поверхности. Применяемые матрицы различались концентрация термопластичного модификатора (различных полисульфонов) и фазовой морфологией. На примере одной марки углепластика приведены результаты влияния климатического воздействия на адгезионную прочность волокно-матрица. Представлены электронно-микроскопические изображения поперечных сечений углеродных волокон, а также зон проведения испытаний на адгезионную прочность. Приведены изображения поверхностей образца в режиме топографической цветовой кодировки и профили поверхности, полученные методом конфокальной лазерной сканирующей микроскопии (КСЛМ).

Материалы и методы исследования

Объектами исследования в данной работе являлись однонаправленные углепластики на основе трех марок высокопрочных волокон и двух марок эпоксидного связующего, модифицированного полисульфоном.

Пробоподготовка образцов для измерения адгезионной прочности «волокно-матрица» методом выталкивания волокон наноиндентором

включала вырезание пробы толщиной около 1 мм перпендикулярно оси волокон и механическое утонение и шлифование пробы последовательным применением абразивной бумаги с меньшей зернистостью. Данным способом были подготовлены образцы углепластиков толщиной от 25 до 50 мкм.

С целью минимизации изгиба образца при воздействии индентора применяли оснастку – стандартную предметную сетку для просвечивающей электронной микроскопии с диаметром ячеек 50 мкм, при этом волокно выталкивали в ячейку предметной сетки. Образец на предметной сетке помещали на плоскопараллельный держатель и фиксировали по краям образца термопластичным клеем-расплавом. Держатель помещали на предметный столик комплекса для инструментального наноиндентирования Nanovea PB1000, с применением которого получали зависимость «нагрузка-перемещение индентора». Для осуществления выталкивания волокон при минимальном деформировании торцов волокон, через которые нагрузка передается всему волокну, применяли индентор в виде усеченного конуса с диаметром рабочей части 5 мкм. Измерение проводили в режиме постоянной скорости нагружения, которая составляла 30 мН/мин.

Измерение глубины вдавливания волокна и высоты части волокна, вышедшей с противоположной поверхности образца, проводили методом КСЛМ на микроскопе OLYMPUS LEXT OLS5000 при увеличении $\times 500$ (поле зрения 260×260 мкм). Восстановление моделей поверхности, компьютерную обработку с целью удаления шумов и построение профилей поверхности проводили с применением программного обеспечения микроскопа.

Исследование поперечного сечения углеродных волокон и зон проведения наноиндентирования, а также измерение толщины образца проводили методом растровой электронной микроскопии (РЭМ) на микроскопе Zeiss EVO MA 10 при ускоряющем напряжении 15 кВ и токе пучка 20 пА. Геометрические характеристики поперечного сечения волокон (диаметр, вытянутость, периметр) определяли на РЭМ-изображениях в программе КОМПАС-3D V14.

Результаты и их обсуждение

Проведены исследования геометрических характеристик поперечного сечения углеродных волокон. На изображениях, приведенных на рис. 2, показано различие в форме и размерах поперечного сечения волокон.

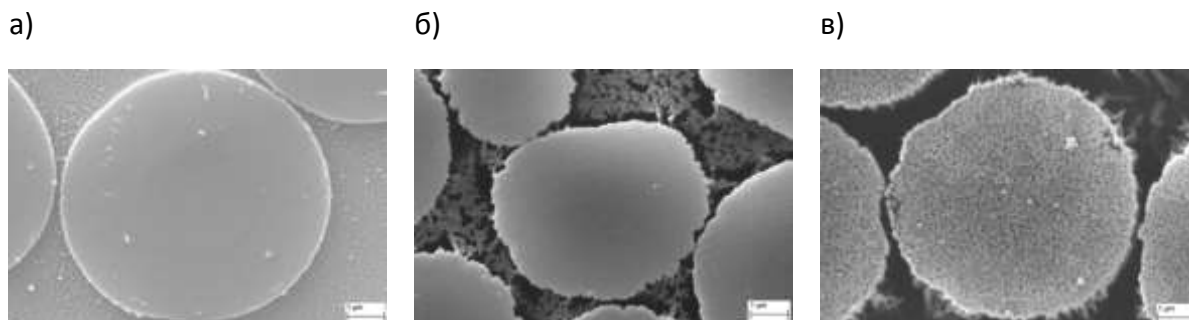


Рис. 2 – Поперечное сечение углеродных волокон марок 1 (а), 2 (б) и 3 (в)

Для волокон марки № 1 (рис. 2, а) характерна круглая форма поперечного сечения, средний диаметр 7,1 мкм и гладкая поверхность. Волокна марки № 2 (рис. 2, б) представлены различной формой поперечного сечения: от округлой до бобовидной, имеют средний диаметр 5,2 мкм и фибриллизованную поверхность. Волокна марки № 3 (рис. 2, в) характеризуются круглой формой поперечного сечения, средним диаметром 7,1 мкм и фибриллизованной поверхностью.

Проведен анализ фазовой морфологии эпоксидных матриц. На рис. 3 приведены изображения микрошлифов углепластиков на основе двух марок эпоксидной матрицы, различающихся содержанием термопластичного модификатора.

а) б)

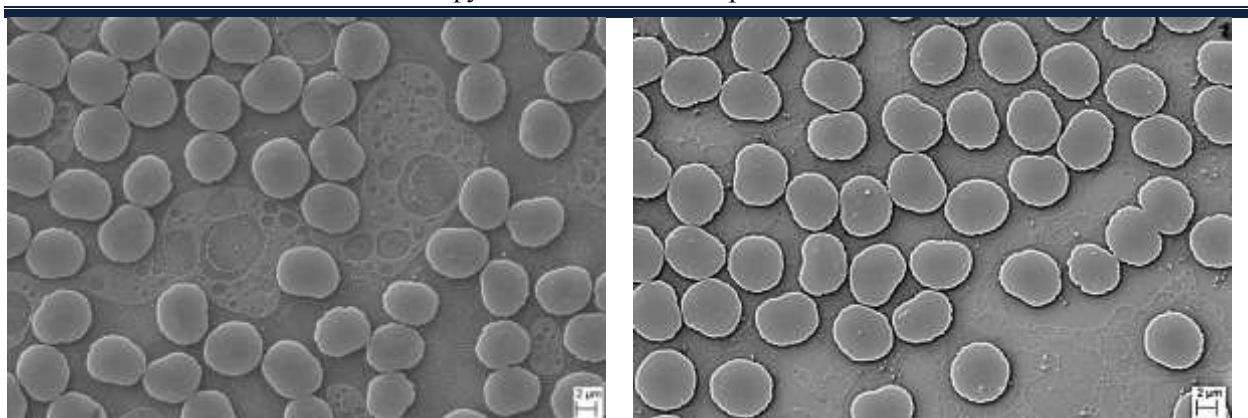


Рис. 3 – Фазовая морфология эпоксидных матриц марок 1 (а) и 2 (б)

Для обеих марок эпоксидных матриц характерна сoneпрерывная фазовая морфология, однако в матрице марки № 1 (меньшее содержание полисульфона) области выделения фазы, обогащенной термопластом, более локализованы, в то время как матрица марки № 2 характеризуется более равномерным пространственным распределением термопласта.

Проведены исследования по выталкиванию единичных углеродных волокон из образцов полимерных композитов. По кривой «нагрузка-перемещение индентора» при выталкивании единичного волокна определяли максимальное значение нагрузки. На полученных кривых выявляется не менее двух характерных значений нагрузки – значение нагрузки, соответствующее началу отклонения зависимости от линейной, и максимальное значение нагрузки.

Из допущения об однородном напряженном состоянии граничного слоя при воздействии индентора значение напряжения сдвига по границе раздела «волокно-матрица» вычисляли по формуле:

$$\tau = \frac{P}{\Pi h}$$

где P – максимальная нагрузка, Н; Π – периметр поперечного сечения волокна, м; h – толщина образца композита, м

Существенными методическими вопросами определения адгезионной прочности волокно-матрицы являются корректное измерения периметра поперечного сечения волокон и толщины образца. В работе [22] указано, что для физически обоснованного применения данной формулы помимо однородности сдвиговых напряжений необходимо, чтобы волокно представляло собой идеально гладкий цилиндр постоянного по всей длине диаметра. Промышленные марки углеродных волокон отличаются от указанных требований в различной степени, и могут обладать как круглым поперечным сечением и сравнительно гладкой поверхностью, так и бобовидной формой поперечного сечения и поверхностью с выраженным продольным микрорельефом. В работе [22] сделан вывод, что применение методов растровой электронной и атомно-силовой микроскопии позволяет приблизить точность измерения площади поверхности волокна к точности метода газовой сорбции, что обеспечивает более точное определение нижнего предела адгезионной прочности. Однако проведение подобных измерений для каждого волокна представляется исключительно трудоемким и требовательным к оборудованию. В настоящей работе измерения периметра волокон проведено по оптическим изображениям (увеличение $1000\times$), при этом волокна круглого сечения оконтуривали окружностью, а волокна с поперечным сечением неправильной формы – линией Безье по 10 точкам.

На необходимость измерения толщины образца в зоне проведения индентирования указано в работе [20]. Данное требование обусловлено особенностями пробоподготовки образца для проведения испытаний методом выталкивания моноволокна индентором. Механическое утонение образца до несколько десятков микрометров приводит к неравномерности по толщине: с краев образец более тонкий, чем в центральной зоне. В настоящей работе образец после проведения испытаний разрезали скальпелем в зоне индентирования и измеряли толщину образца с применением растрового электронного микроскопа.

Для получения воспроизводимых значений адгезионной прочности волокно-матрица необходимо регламентировать требования к корректности проведения эксперимента. Одним из фактором, определяющим корректность полученных значений адгезионной прочности, является соответствие значений перемещения волокна при выталкивании индентором, определяемое по вдавливанию его с рабочей стороны и выходу с противоположной. С целью подтверждения прохождения процесса выталкивания волокна из утоненного образца углепластика проводили исследование лицевой и обратной сторон образца методом КСЛМ. Примеры изображений поверхностей образца в режиме топографической цветовой кодировки и их профили приведены на рис. 4.

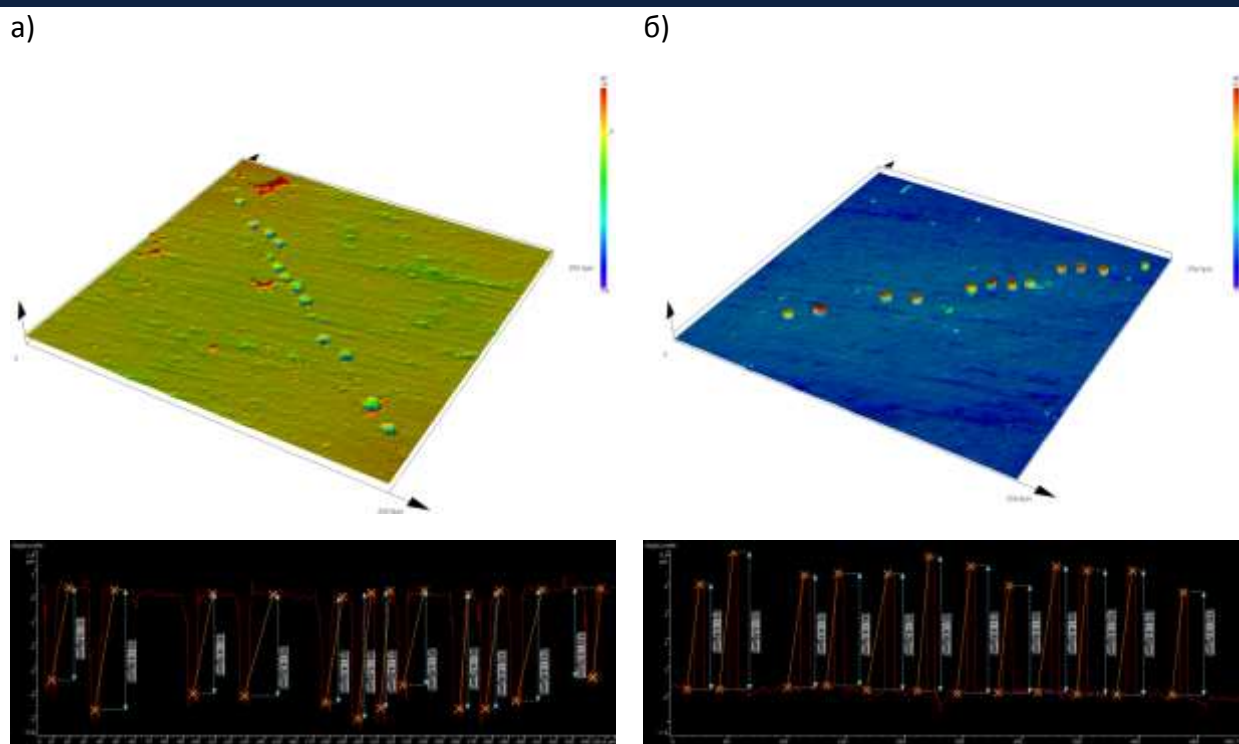


Рис. 4 – Изображения в режиме топографической цветовой кодировки и профили поверхности лицевой (а) и обратной (б) стороны образца после выталкивания волокон (увеличение $\times 500$)

Из приведенных на рис. 4 изображений и профилей поверхностей видно, что разность глубины вдавливания волокна относительно поверхности с рабочей стороны и высотой выхода волокна относительно поверхности с противоположной стороны образца не превышает 0,1 мкм. Можно заключить, что процесс выталкивания волокна проходит корректно и не сопровождается изгибом волокон вследствие потери устойчивости при сжатии.

Другим фактором корректности проведения эксперимента является отсутствие деформирования или разрушения (раскалывания) торцов волокон при нагружении индентором. Методом растровой электронной микроскопии изучены торцы волокон после выталкивания (рис. 5).

определения адгезионной прочности волокно-матрица, т.к. при увеличении толщины образца измеряемая максимальная нагрузка при выталкивании волокна пропорционально возрастает. Наблюдаемая закономерность позволяет сделать вывод о том, что в реализованном в настоящей работе диапазоне толщин образцов измеренная адгезионная прочность волокно-матрица может рассматриваться как размерно-независимая характеристика. В связи с этим экспериментальные значения, полученные для каждой системы волокно-полимер при различных толщинах образцов, могут быть объединены в совокупные выборки для вычисления средних значений адгезионной прочности.

В таблице 1 приведены средние значения адгезионной прочности волокно-матрица и границы интервалов, характеризующих среднеквадратическое отклонение, для пяти марок углепластика в исходном состоянии и одной марки углепластика после 90 суток ускоренного тепловлажностного старения.

Таблица 1

Адгезионная прочность волокно-матрица, МПа
(в скобках указан коэффициент вариации)

	УВ №1	УВ №2	УВ №3
Матрица №1	114±13 (11,8%) 105±20* (18,8 %)	138±19 (14,0 %)	-
Матрица №2	121±16 (13,1 %)	131±17 (13,3 %)	115±9 (7,4 %)
* - после 90 суток тепловлажностного воздействия			

Показано, что наибольшей адгезионной прочностью волокно-матрица характеризуются углепластики на основе УВ марки № 2. Для матрицы марки № 1 разница составляет 17,3 %, в то время как для матрицы марки № 2 – 7,6 %. Сохраняемость адгезионной прочности после 90 суток тепловлажностного воздействия составила 92,1 %.

Заключение

В работе проведен анализ таких методических аспектов определения адгезионной прочности методом выталкивания моноволокна индентором, как условия измерения толщины образца и периметра волокон, а также факторы корректности результатов испытаний. Показано, что необходимыми условиями получения метрологически корректных экспериментальных данных являются измерение толщины образца непосредственно в зоне индентирования, отсутствие признаков потери устойчивости волокна при сжатии и признаков деформирования или разрушения торца нагружаемого волокна.

Показано, что напряжение сдвига по границе раздела волокно-матрица не зависит от толщины образца. Следовательно, в диапазоне параметров проведения эксперимента, в котором технически осуществимо определение адгезионной прочности волокно-матрица методом выталкивания моноволокна индентором, измеряемая величина может рассматриваться как размерно-независимая.

Установлено, что углеродное волокно марки № 2 обладает наибольшей адгезией к применяемым в работе полимерным матрицам.

Показано, что адгезионная прочность волокно-матрица в углепластиках на основе матрицы с меньшей концентрацией термопластичного модификатора при переходе от углеродного волокна марки № 1 к углеродному волокну марки № 2 возрастает в большей степени (на 17,3 % для матрицы марки № 1, на 7,6 % для матрицы марки № 2).

Установлено, что сохраняемость адгезионной прочности волокно-матрица для углепластика на основе углеродного волокна марки № 1 и полимерной матрицы марки № 1 после 90 суток тепловлажностного воздействия составила 92,1 %.

Список литературы

1. Раскутин А.Е. Стратегия развития полимерных композиционных материалов //Авиационные материалы и технологии, 2017. № S. С. 344–348. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-344-348.
2. Hughes J.D.H. The carbon fibre/epoxy interface - a review //Composites Science and Technology, 1991. Vol. 41. P. 13–45.
3. Kim J.-K., Mai Y.-W. Engineered Interfaces in Fiber Reinforced Composites. Oxford: Elsevier. 1998. 486 p.
4. Гарифуллин А.Р., Абдуллин И.Ш. Современное состояние проблемы поверхностной обработки углеродных волокон для последующего их применения в полимерных композитах в качестве армирующего элемента //Вестник Казанского технологического университета, 2014. № 7. С. 80–85.
5. Нелюб В.А., Белов П.А. Методы повышения стойкости углепластиков к деламации за счет управления адгезией волокна к матрице //Новости материаловедения. Наука и техника, 2013. № 5. С. 3. URL: <http://www.materialsnews.ru> (дата обращения 25.01.2019).
6. Karger-Kocsis J., Mahmood H., Pegoretti A. Recent advances in fiber/matrix interphase engineering for polymer composites //Progress in Materials Science, 2015. Vol. 73. P. 1–43.
7. Горбаткина Ю.А. Адгезионная прочность в системах полимер-волокно. М.: Химия. 1987. 192 с.
8. Ахматова О.В., Горбаткина Ю.А., Горбунова И.Ю., Иванова-Мумжиева В.Г., Кербер М.Л. Влияние наноразмерных частиц глины и термопластичного модификатора на адгезионную прочность соединений эпоксисинтетического связующего с волокнами //Пластические массы, 2012. № 10. С. 31–35.
9. Горбаткина Ю.А., Иванова-Мумжиева В.Г., Куперман А.М. Адгезия модифицированных эпоксидных матриц к армирующим волокнам //Высокомолекулярные соединения. Серия А, 2016. № 5. С. 439–447.
10. Сергеев А.Ю., Турусов Р.А., Баурова Н.И. Определение адгезионной прочности соединений на примере испытаний образцов методом

выдергивания волокон из матрицы //Композиты и наноструктуры, 2017. № 1. С. 52–62.

11. Dai Z., Shi F., Zhang B., Li M., Zhang Z. Effect of sizing on carbon fiber surface properties and fibers/epoxy interfacial adhesion //Applied Surface Science, 2011. Vol. 257. P. 6980–6985.

12. Tamrakar S., Haque (Gama) B.Z., Gillespie J.W. High rate test method for fiber-matrix interface characterization //Polymer Testing, 2016. Vol. 52. P. 174–183.

13. Гуляев А.И. Измерение адгезионной прочности «волокно–матрица» с применением наноиндентирования (обзор) //Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн., 2019. № 3. Ст. 08. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 15.03.2022). DOI: 10.18577/2307-6046-2019-0-3-8-8.

14. Головин Ю.И. Наноиндентирование и механические свойства материалов в субмикро- и наномасштабе. Недавние результаты и достижения (Обзор) //Физика твердого тела, 2021. № 1. С. 3–42.

15. Haerberle D.C. The use of nanoindentation to determine composite interfacial shear strength and the effects of environmental aging: Thesis for the degree of Master of Science in Engineering Science and Mechanics. Blacksburg. 2001. 112 pp.

16. Molina-Aldareguia J.M., Rodriguez M., Gonzalez C., LLorca J. An experimental and numerical study of the influence of local effects on the application of the fibre push-in test //Philosophical Magazine, 2011. Vol. 91. P. 1293–1307.

17. Tandon G.P., Pagano N.J. Micromechanical analysis of the fiber push-out and re-push test //Composites Science and Technology, 1998. Vol. 58. P. 1709–1725.

18. Jager J., Sause M.G.R., Burkert F., Moosburger-Will J., Greisel M., Horn S. Influence of plastic deformation on single-fiber push-out tests of carbon fiber reinforced epoxy resin //Composites: Part A, 2015. Vol. 71. P. 157–167.

19. Gallo S.C., Li X., Zhang Z., Charitidis C., Dong H. Viscoelastic response of carbon fibre reinforced polymer during push-out tests// Composites Part A, 2018. Vol. 112. P. 178–185.

20. Godara A., Gorbatikh L., Kalinka G., Warriar A., Rochez O., Mezzo L., Luizi F., van Vuure A.W., Lomov S.V., Verpoest I. Interfacial shear strength of a glass fiber/epoxy bonding in composites modified with carbon nanotubes //Composites Science and Technology, 2010. Vol. 70. P. 1346–1352.

21. Гуляев А.И., Медведев П.Н., Сбитнева С.В., Петров А.А. Экспериментальное исследование по оценке адгезионной прочности волокно-матрица в углепластике на основе эпоксидного связующего, модифицированного полисульфоном //Авиационные материалы и технологии, 2019. № 4. С. 80–86. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-4-80-86.

22. Горенберг А.Я., Горбаткина Ю.А., Иванова-Мумжиева В.Г. Оценка межфазной прочности при адгезии полимеров к волокнам с шероховатой поверхностью //Клеи. Герметики. Технологии, 2021. № 3. С. 36–41.

УДК 582.284.51

NGS-секвенирование фрагментов днк - быстрый способ идентификации грибов-биодеструкторов полимерных материалов

Т.В. Минеева; В.О. Старцев, д.т.н.

vostartsev@viam.ru

Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт» (НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ)

Аннотация

*Получены последовательности фрагментов Internal Transcribed Spacer дезоксирибонуклеиновой кислоты длиной 250 п.о. для девяти тестовых штаммов грибов-биодеструкторов из коллекции НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ. Получено подтверждение видовой принадлежности пяти тестовых штаммов *Aspergillus niger*, *Aspergillus flavus*, *Aspergillus terreus*, *Hormoconis resinae*, *Paecilomyces variotii*. Для штаммов *Acremonium sp.*, *Penicillium ochrochloron*, *Trichoderma viride*, *Chaetomium sp.* получены данные, позволяющие провести уточнение видовой принадлежности.*

Ключевые слова:

биоповреждения, таргетное секвенирование, полимеразная цепная реакция, молекулярно-генетическая идентификация

Введение

В число актуальных задач НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» [1] включена задача по развитию климатических испытаний для обеспечения безопасности и защиты от коррозии, старения и биоповреждений материалов, конструкций и сложных технических систем в природных средах. В последнее десятилетия активно развиваются новые методы исследования старения [2-5] и коррозии [5–7] авиационных материалов, а также совершенствуются подходы по изучению экстремофильных микромицетов и поиску среди них видов, вызывающих деструкцию полимерных материалов [8, 9]. Получены прямые экспериментальные доказательства биологического старения лакокрасочных покрытий [10].

В связи с этим НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ формируется новый этап развития испытаний на биологическую стойкость авиационных материалов.

Известно, что грибы-биодеструкторы обладают способностью утилизировать углеродосодержащие полимерные материалы [11–13], что негативно сказывается на механических свойствах и товарном виде материалов [14, 15]. Все большее значение приобретает проблема точной идентификации видов и штаммов грибов, заселяющих полимерные материалы [16]. Многие годы для этой цели использовался культуральный метод [17]. Время, необходимое для идентификации этим методом, может занимать до 30 дней [18]. Новые возможности в идентификации микроорганизмов открываются при идентификации определенных последовательностей ДНК (дезоксирибонуклеиновых кислот) грибов-биодеструкторов. Таким методом является NGS-секвенирование (Next-Generation Sequencing) областей интереса в геноме (таргетное секвенирование) [13, 19]. Метод позволяет определять виды и штаммы в течение 1 недели и проводить последующий анализ данных [20, 21].

Целью данной работы является изложение первого этапа внедрения этой перспективной технологии в НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ. Для этого было проведено тестовое секвенирование 9 образцов грибов из коллекции на генетическом анализаторе Illumina MiSeq по локусу ITS (Internal Transcribed Spacer) [11, 22–24].

Материалы и методы

Тестовые штаммы из коллекции были высеяны на чашки Петри на среду Чапека-Докса. Был визуально изучен мицелий тестовых штаммов нескольких стадий роста методом микроскопии. Наиболее подходящим возрастом мицелия для дальнейшей работы оказался мицелий возрастом 48 часов.

Мицелий плесневых грибов срезался с поверхности стерильным скальпелем и помещался в 2-х миллилитровую стерильную пробирку с натрий-фосфатным буфером. Для получения геномной ДНК грибов было протестировано несколько методов разрушения мицелия тестовых штаммов и 2 вида коммерческих наборов для выделения ДНК. Метод простой заморозки мицелия был проверен при $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$ и последующее выделение ДНК при помощи коммерческого набора почти не дало выхода ДНК.

Метод с использованием жидкого азота ($-196\text{ }^{\circ}\text{C}$) и механическим растиранием при помощи пестика и ступки, показал вполне приемлемый выход геномной ДНК в достаточной для дальнейшей работы концентрации 1–2 нг/мкл.

Метод лиофилизации сухого мицелия (16 часов при $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$ и давлении 0,05 бар) также дал значительный выход геномной ДНК (1–2 нг/мкл). Этот метод требует дальнейшей механической гомогенизации, как и предыдущий метод, но более удобен для длительного хранения образцов, т.к. образцы становятся полностью обезвоженными.

Для выделения ДНК были протестированы 2 коммерческих набора: Pure link Genome Mini kit (Invitrogen) и Pure link Microbiome kit (Invitrogen). Для дальнейшей работы был выбран набор Pure link Genome Mini kit,

дающий большой выход ДНК. Часть биомассы (разрушенной азотом или лиофилизированной компонентой) отбиралась для дальнейшей работы. Концентрация выделенной геномной ДНК в образцах варьировалась в пределах 1-2 нанограмма на микролитр, что является достаточным для ПЦР. Концентрация геномной ДНК измерялась на флуориметре Qubit 4 ngs по протоколу dsDNA high-sensitivity с помощью набора Qubit 1X dsDNA HS assay kit.

Для работы с выбранным фрагментом в открытых базах данных UNITE, GenBank и протоколах Illumina были найдены последовательности праймеров для участка ITS. Была отобрана 1 пара праймеров. Для подготовки образцов и запуска секвенирования использовался протокол, рекомендованный компанией Illumina для работы с грибами Fungal Metagenomic Sequencing Demonstrated Protocol.

Для дальнейшей работы амплификация (ПЦР) целевого фрагмента 9-ти образцов проходила в 2 этапа. На первом этапе целевой фрагмент амплифицировался с парой праймеров с «хвостами», специфичными для участка ITS (ПЦР№1) (протокол Illumina) по программе – 1 цикл: 98 °С 10 секунд, 30 циклов: 98 °С 1 секунда, 55 °С 5 секунд, 72 °С 15 секунд, 1 цикл: 72 °С 1 секунда, удержание на 4 °С. На втором этапе к очищенным амплифицированным фрагментам «пришивались» индексные фрагменты (ПЦР№2) по программе – 1 цикл: 3 секунды 95 °С, 8 циклов: 95 °С 30 секунд, 55 °С 30 секунд, 72 °С 30 секунд, 1 цикл: 72 °С 5 секунд, удержание 4°С. Для проведения ПЦР использовалась готовая смесь Fusion flash (Thermo Scientific).

ПЦР-продукты для образцов, включая отрицательный контроль, были загружены в электрофоретическую ячейку вместе с красителем 5x loading dye (Thermo Scientific) и стандартом Low Range DNA Ladder (Thermo Scientific). Электрофорез проводился в 1 % агарозном геле. Полученный ПЦР-продукт 9-ти образцов был очищен с использованием реагента для очистки на магнитных штативах AMPure XP (Beckman Coulter).

Проба очищенного ПЦР-продукта объемом 5 мкл отбиралась и помещалась в новую смесь для ПЦР№ 2. Для ПЦР№ 2 подбирались пары индексов согласно протоколу подготовки образцов Nextera XT DNA Library Prep Reference Guide. Пары индексов смешивались вместе с образцами и смесью для ПЦР. Образцы, прошедшие ПЦР№ 2, проходили очистку по схеме, аналогичной схеме очистки после ПЦР№ 1.

После ПЦР№ 2 концентрация очищенных фрагментов для всех 9 образцов изменялась в интервале от 10 до 20 раз (до 20 нанограмм фрагмента на микролитр в образце). Для дальнейшей работы образцы были разведены до концентрации, пригодной для прочтения секвенатором. Выполнялось два последовательных разведения. Концентрация каждого образца в наномолях рассчитывалась по формуле:

$$\frac{\frac{\text{нг}}{\text{мкл}} \times 10^6}{660 \frac{\text{г}}{\text{моль}} \times \text{средний размер библиотеки (п. о)}} = \text{Молярность}$$

где нг/мкл – концентрация очищенного образца после ПЦР№ 2.

Средний размер библиотеки был определен как средний размер фрагмента ITS для каждого штамма в парах оснований (длина фрагмента + длина праймера 1 + длина адаптера 1 + длина праймера 2 + длина адаптера 2). Длина фрагмента ITS для 9 штаммов грибов варьировалась, поэтому рассчитывалась индивидуальная концентрация каждого образца.

Образцы денатурировались с NaOH и разводились по протоколу разведения до концентрации в пикомолях, проводилось 2 последовательных разведения, затем все 9 образцов смешивались с контролем PhiX control (Illumina) в нужной пропорции. На финальном этапе 600 мкл готовой смеси загружалось в заранее размороженный картридж с реактивами. Секвенирование проходило по программе PCR-amplicon (Paired-end), предустановленной в прибор. Полученные прямые прочтения длиной 250 пар оснований анализировались при помощи инструмента BLAST (Basic Alignment Search Tool, <https://blast.ncbi.nlm.nih.gov/Blast.cgi>).

Результаты и обсуждение

В ходе работы удалось получить достаточное количество прочтений фрагментов ITS для определения видовой принадлежности 9 штаммов грибов-биодеструкторов из коллекции. Результаты представлены в табл. 1.

Таблица 1

Результаты тестового секвенирования 9-ти штаммов грибов-биодеструкторов по локусу ITS

№	Штамм в коллекции ВИАМ	Соответствие заявленному штамму согласно проведенному анализу	Процент соответствия наиболее схожей последовательности в базе BLAST, %, код последовательности
1	<i>Aspergillus niger</i>	+	96, MT447518.1
2	<i>Aspergillus flavus</i>	+	98, MT529482.1
3	<i>Aspergillus terreus</i>	+	97, MT529307.1
4	<i>Hormoconis resinae</i>	+	94, MN242723.1
5	<i>Paecilomyces variotii</i>	+	97, MT316357.1
6	<i>Trichoderma viride</i>	Наибольшее соответствие <i>Trichoderma atroviride</i>	94, MN429074.1
7	<i>Penicillium ochrochloron</i>	Наибольшее соответствие <i>Penicillium soliforme</i>	97, MK450720.1
8	<i>Acremonium sp.</i>	Наибольшее соответствие <i>Acremonium terricola</i>	98, MK579174.1
9	<i>Chaetomium sp.</i>	Наибольшее соответствие <i>Chaetomium angustipirale</i>	98, MF782738.1

Основные выводы и результаты

1. В ходе проведения тестового секвенирования на 9-ти штаммах грибов-биодеструкторов были выявлено, что 5 штаммов точно соответствуют данным морфологической идентификации – *Aspergillus niger*, *Aspergillus*

flavus, *Aspergillus terreus*, *Hormoconis resinae*, *Paecilomyces variotii*. Образец *Acremonium sp.* Был идентифицирован как *Acremonium terricola*. Образец *Penicillium ochrocloron* был идентифицирован как *Penicillium soliforme*. Образец *Trichoderma viride* был определен как *Trichoderma atroviride*. Образец *Chaetomium sp.* был определен как *Chaetomium angustipirale*.

2. В процессе проведения подготовки и тестового секвенирования были отработаны методики работы с грибами-биодеструкторами и подобраны оптимальные наборы реактивов, протоколы и программы для ПЦР. Была подобрана оптимальная методика выделения ДНК из клеток плесневых грибов, в частности, было выявлено, что клетки обязательно должны быть выращены на твердой питательной среде и подвергнуты механическому разрушению в сочетании с обработкой низкой температурой и/или давлением.

3. Подобран баркодинговый фрагмент (ITS), подходящий для грибов, обладающий достаточным полиморфизмом для идентификации образцов на уровне видов и штаммов. Протестированы праймеры, рекомендуемые компанией Illumina для идентификации грибов и наборы индексов. Полученные прямые прочтения длиной 250 пар оснований были проанализированы при помощи инструмента BLAST. Идентичность полученных последовательностей составила от 94 до 98 %. Число замен в последовательностях составляла от 4 до 15 замен, что является нормальным для грибов, обладающих высоким полиморфизмом по этому участку. Замены наблюдались в основном на участке 120–250 нуклеотида в последовательностях.

4. Визуальное определение видовой принадлежности штаммов-биодеструкторов соответствует результатам секвенирования по локусу ITS для «типовых» видов с яркими отличительными признаками. Для родов грибов, включающих большое количество близких видов определение по внешним морфологическим признакам может оказаться ошибочным. Однако, известно, что грибы в целом обладают высоким полиморфизмом региона ITS,

что может затруднить выбор пар праймеров для анализа (в работе протестирована 1 пара из 21 подобранной). В этом случае определение до уровня рода морфологическим методом может значительно сократить область и время поиска праймеров до тех, о которых известно, что они подходят для данного рода грибов. Все полученные данные позволят в дальнейшем продолжить оптимизировать методику и сократить время анализа.

5. Представленные данные тестового секвенирования позволят в дальнейшем оптимизировать процедуру идентификации и провести секвенирование по локусу ITS других штаммов коллекции и штаммов, полученных при натуральных испытаниях материалов.

6. На следующем этапах работы будет выполнены новые контрольные анализы видового состава грибов, развивающихся в натуральных климатических условиях различных регионов и проверена возможность идентификации бактерий, развивающихся на поверхности материалов.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и ННФИ в рамках научного проекта № 20-53-56009.

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ.

Список литературы

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. С. 3–33.

2. Kablov E.N., Startsev V.O. Climatic aging of aviation polymer composite materials: I. Influence of significant factors // Russian metallurgy (Metally). 2020. V. 2020. № 4. P. 364–372.

3. Kablov E.N., Startsev V.O. Climatic aging of aviation polymer composite materials: II. Development of methods for studying the early stages of aging // Russian metallurgy (Metally). 2020. V. 2020. № 10. P. 1088–1094.

4. Каблов Е.Н., Старцев В.О. Влияние внутренних напряжений на старение полимерных композиционных материалов. Обзор // Механика композитных материалов. 2021. Т. 57. № 5. С. 805–822.

5. Каблов Е.Н., Старцев О.В. Фундаментальные и прикладные исследования коррозии и старения материалов в климатических условиях (обзор). // Авиационные материалы и технологии. 2015. № 4 (37). С. 38–52.

6. Каблов Е.Н., Старцев О.В., Медведев И.М., Панин С.В. Коррозионная агрессивность приморской атмосферы. 1. Факторы влияния (обзор). // Коррозия: материалы, защита. 2013. № 12. С. 6–18.

7. Каблов Е.Н., Старцев О.В., Медведев И.М. Коррозионная агрессивность приморской атмосферы. 2. Новые подходы к оценке коррозионности приморских атмосферю // Коррозия: материалы, защита. 2016. № 1. С. 1-15.

8. Авиационные материалы. Справочник в 13 томах. Том 13. Климатическая и микробиологическая стойкость неметаллических материалов / Под ред. Каблова Е.Н. Москва. 2015. 270 С.

9. Кривушина А.А., Старцев В.О. Микромицеты-деструкторы полимерных материалов среди экстремофильных микроорганизмов (обзор) // Труды ВИАМ. 2022. № 1. С. 123–134.

10. Старцев О.В., Молоков М.В., Ерофеев В.Т. Исследование воздействия плесневых грибов на древесину и ее защитные эпоксидные покрытия методом динамической механической спектроскопии // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2016. № 4. С. 34–42.

11. Halim H. Handbook of Polymer Degradation // 2000, CRC Press.

12. Аникина Н.А., Смирнов В.Ф. Исследование устойчивости полимерных материалов на основе акрилатов к действию микроскопических

грибов // Вестник Нижегородского университета им. Н.И. Лобачевского, 2013. № 6 (1). С. 142–145.

13. Каневская И. Г. Биологическое повреждение промышленных материалов: научное издание // АН СССР. Л.: Наука. Ленингр. отд-ние. 1984. 231 С.

14. Семенов С.А., Гумаргалиева К.З., Заиков Г.Е. Характеристики процессов и особенности повреждения материалов техники микроорганизмами в условиях эксплуатации // Вестник МИТХТ. 2008, т. 3.

15. Штильман М.И. Биодegradация полимеров // Journal of Siberian Federal University. Biology. 2015. № 8. С. 113–130.

16. Allsopp D., Seal K., Gaylarde C. Introduction to biodeterioration. Second edition . 2004. Cambridge University Press.

17. Бабунова М. В., Хлобыстова Е. С., Васюкова А. С., Кулиш Е. И. Захаров В. П., Фахретдинов Р. К., Галиев Л. Р. Моделирование процесса биодegradации полимерных композитов на основе вторичного полипропилена и природных наполнителей растительного происхождения // Вестник Башкирского университета. 2018. Т. 23. № 1.

18. Bosshard P. Incubation of fungal cultures: How long is long enough? // 2011, Mycoses. 2011. V. 54. P. 539–545.

19. Boonfei T. et al. Next-generation sequencing (NGS) for assessment of microbial water quality: current progress, challenges, and future opportunities // Frontiers of Microbiology. 2015.

20. Rakeman J., Bui B., LaFe K., Chen Y., Honeycutt R., Cookson B. Multilocus DNA Sequence Comparisons Rapidly Identify Pathogenic Molds // Journal of clinical microbiology. 2005. P. 3324–3333.

21. Wagner K., Springer B., Pires V. P., Keller P. M. Molecular detection of fungal pathogens in clinical specimens by 18S rDNA high-throughput screening in comparison to ITS PCR and culture // Nature. 2015. www.nature.com/scientificreports.

22. Bellemain E., Carlsen T., Brochmann C., Coissac E., Taberlet P., Kauserud H. ITS as an environmental DNA barcode for fungi: an in silico approach reveals potential PCR biases // BMC Microbiology. 2010. № 10. P. 189.

23. Pitkaranta M. et al. Analysis of Fungal Flora in Indoor Dust by Ribosomal DNA Sequence Analysis, Quantitative PCR, and Culture // Applied and Environmental Microbiology. 2008. No 1. P. 233–244.

24. Shinohara, N., Woo, C., Yamamoto, N. et al. Comparison of DNA sequencing and morphological identification techniques to characterize environmental fungal communities // Sci Rep. 2021. V. 11. P. 2633.

УДК 539.3.539.4

Влагоперенос в цианэфирном углепластике при ускоренных и натуральных климатических испытаниях

В.О. Старцев; А.А. Нечаев

vostartsev@viam.ru

Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт» (НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ)

Аннотация

В работе приведены сведения об изменении показателей влагопереноса наномодифицированных углепластиков при климатических испытаниях. Показано пластифицирующее действие влаги в углепластике на этапах климатического старения. Приведены модельные расчетные значения коэффициентов пластифицирующего воздействия влаги.

Ключевые слова:

климатическое старение, наномодифицированный цианэфирный углепластик, влагоперенос

Введение

В открытых климатических условиях атмосферная и дождевая вода проникает через поверхность пластин полимерных композиционных материалов (ПКМ) в объем образцов и снижает их механические показатели R (пределы прочности при растяжении σ_t , сжатии σ_c , изгибе σ_b , и др.) [1–4]. Причиной ухудшения механических показателей является пластификация полимерных матриц молекулами H_2O . Эффект пластификации зависит от количества сорбированной влаги, контролируемого механического показателя R , гидрофильности связующего, рельефа поверхности и др. Для обоснования сроков службы ПКМ в составе изделий важно знать степень обратимости пластифицирующего воздействия влаги, чтобы учитывать уровни обратимых и необратимых изменений прочности при климатическом старении. В работе [2] был проведен анализ обратимости показателей R , согласно которому при старении ПКМ необходимо контролировать количество сорбированной влаги и измерять механические показатели в трех состояниях: непосредственно в момент завершения этапа испытаний без какого-либо кондиционирования («мгновенное» состояние), после высушивания образцов и после дополнительного влагонасыщения.

В связи с этим при исследованиях старения ПКМ чрезвычайно актуально одновременное измерение показателей сорбции и диффузии влаги и механических показателей в трех состояниях с реальным и максимальным влагосодержанием и при полном высушивании. Особенно важны такие измерения при сопоставлении результатов ускоренных и натуральных климатических испытаний перспективных ПКМ.

Целью данной работы является исследование показателей влагопереноса в перспективном наномодифицированном цианэфирном углепластике и определение обратимых и необратимых изменений пределов прочности при сжатии σ_c и изгибе σ_b при экспонировании пластин материала в натуральных климатических условиях и в имитационных лабораторных условиях.

Материалы и методы

Для изготовления углепластика выбрано разработанное в НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ цианэфирное растворное связующее марки ВСЦ-14 [5] и равнопрочный углеродный наполнитель марки ВТкУ-2.200 производства НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ из волокон SYT45 [6]. Для модификации были использованы углеродные наночастицы — астралены [7] в количестве 0,5 и ν 3,0 масс. процентов. Было проведено формование и изготовление плит углепластиков размерами толщиной 2 мм на основе препрега ВТкУ-2.200/ВСЦ-14 без углеродных наночастиц (УП–0) и препрегов ВТкУ-2.200/ВСЦ-14/0,5 и ВТкУ-2.200/ВСЦ-14/3, содержащих 0,5 и 3,0 % астраленов соответственно, которые обозначены как УП–0,5 и УП–3.

Программа испытаний включала в себя определение предельного влагосодержания w и коэффициента диффузии влаги D и пределов прочности при сжатии σ_c и изгибе σ_b :

- в исходном состоянии;
- после экспонирования на открытом стенде в условиях умеренного климата в течение 3–24 месяцев;
- после экспонирования на открытом стенде в условиях умеренного климата в течение 3–24 месяцев с сочетанием термоциклов, имитирующих режим взлета и посадки самолета;
- после ускоренных испытаний, имитирующих 12- и 24-месячное экспонирование пластин в условиях умеренного климата.

Ранее было показано [8], что при экспонировании ПКМ в открытых климатических условиях в отсутствие термоциклов накопление повреждений на поверхности образцов происходит медленнее, чем при испытаниях по режиму «взлет-посадка». Атмосферные осадки (дожди) являются значимым фактором воздействия внешней среды на влагонасыщение ПКМ. Из-за совместного воздействия климатических факторов и термоциклов возрастает

количество и размеры микроповреждений на поверхности образцов, в которых во время дождей скапливается и удерживается свободная и капиллярно конденсированная влага. Эта влага удаляется из объема микроповреждений за время нагрева ПКМ. При этом на зависимости относительного влагосодержания от продолжительности испытаний формируется скачок прироста массы. Возрастание числа скачков массы и их количества при увеличении продолжительности экспонирования является количественным критерием развития микроповрежденности поверхности ПКМ при совместном воздействии климата и термоциклов.

Для прогнозирования влагопереноса из пластин углепластика в исходном состоянии и после каждого этапа старения были подготовлены образцы размерами 100×100, 70×30, 30×70, 20×80, 30×30 мм. Каждый набор образцов сушили при 60±2 °С до стабилизации массы (в течение 14 суток), а потом выдерживали 4 недели при относительной влажности 98±2 % и температуре 60±2 °С, после чего проводили повторную сушку при 60±2 °С до стабилизации массы (в течение 14 суток). В процессе каждого цикла (начальная десорбция-сорбция-десорбция) образцы периодически извлекали, удаляли с поверхности влагу и производили контроль массы на аналитических весах с ценой деления 0,0001 г и классом точности I.

Измеряемыми величинами являются масса m_i (г) образца в момент времени t_i (сут). Моделируемыми величинами на стадии сорбции являются изменения массы $M(t) = (m_t - m_{s0})/m_{s0}$, где m_t — масса материала в момент времени t , г; m_{s0} — масса материала в начальный момент увлажнения, г.

Влагоперенос в стеклообразном гетерогенном анизотропном ПКМ моделируется вторым законом Фика в одномерном приближении с постоянными граничными условиями:

$$\begin{aligned} \frac{\partial c}{\partial t} &= D \frac{\partial^2 c}{\partial x^2}, \quad 0 < x < r, \quad t > 0 \\ c(x, t)|_{t=0} &= c_0, \quad c(x, t)|_{x=0} = c(x, t)|_{x=r} = m_0 \\ F(t) &= \int_0^r c(x, t) dx \end{aligned} \quad (1)$$

где c — концентрация влаги в единице объема образца; c_0 — начальное значение концентрации влаги при $t \rightarrow 0$; m_0 — значение концентрации влаги на границах образца; x — координата, вдоль которой диффундирует влага, мм; r — характерная длина диффузионного пути, мм; t — время, сут.; D — коэффициент диффузии, мм²/сут.; $F(t)$ — влагосодержание модельного отрезка длины r в момент времени t .

Последовательность обработки результатов измерений включает в себя нахождение параметров фиковской диффузии в одномерном приближении (предельное изменение массы, коэффициент диффузии) для каждого образца:

$$F(t) = \begin{cases} C_0 + 2(2M_0 - C_0) \sqrt{\frac{dt}{\pi}}, & t < \tau \\ M_0 + 8(C_0 - M_0) \sum_{k=0}^{\infty} \frac{e^{-n_k^2 dt}}{n_k^2}, & t \geq \tau \end{cases} \quad (2)$$

где $n_k = \pi(2k+1)$; M_0 — предельное изменение массы; $C_0 = 0$ — начальное изменение массы; $dt = Dt/r^2$ влажностной аналог числа Фурье, где D — коэффициент диффузии, мм²/час; t — время увлажнения или сушки, сут.; τ — время смены вида формулы, составляет около 1 сут.; r — длина диффузионного пути, мм, вычисляемая по формуле

$$\frac{1}{r^2} = \frac{1}{L^2} + \frac{1}{W^2} + \frac{1}{h^2} \quad (3)$$

где L, W, h — геометрические размеры образца, мм.

$$F(t) = \begin{cases} C_0 - M_{d0} (1 - 8 \sum_{k=0}^{\infty} \exp\{-n_k^2 D_{d0} (t - t_{d0})\} / n_k^2), & t_{d0} \leq t < 0 \\ M_{s1} (1 - 8 \sum_{k=0}^{\infty} \exp\{-n_k^2 D_{s1} t\} / n_k^2), & 0 \leq t < t_{d1} \\ F(t_{d1}; M_{s1}, D_{s1}) - M_{d1} (1 - 8 \sum_{k=0}^{\infty} \exp\{-n_k^2 D_{d1} (t - t_{d1})\} / n_k^2), & t \geq t_{d1} \end{cases} \quad (4)$$

В результате математических вычислений для каждого образца определяется 7 параметров, $C_0, M_{d0}, D_{d0}, M_{s1}, D_{s1}, M_{d1}, D_{d1}$ характеризующих влагоперенос.

Решение (4) позволяет найти параметры диффузии на всех трех стадиях (d_0 — предварительная сушка, s_1 — увлажнение, d_1 — сушка) за один проход. Предполагается, что изначально в образце находится C_0 влаги, которая удаляется на стадии предварительной сушки. Точкой отсчета по времени ($t=0$) является начало увлажнения, когда из образца удалена все влага. $F(t_{d1}; M_{s1}, D_{s1})$ — это расчет влагосодержания на момент перехода от стадии увлажнения к стадии сушки с параметрами, найденными на стадии увлажнения.

Результаты и обсуждение

В качестве примера на рис. 1 показаны кинетические кривые изменения массы углепластика без добавления наномодификатора, а также с добавлением 0,5 % и 3,0 % астралена после 6 месяцев экспонирования в открытых климатических условиях.

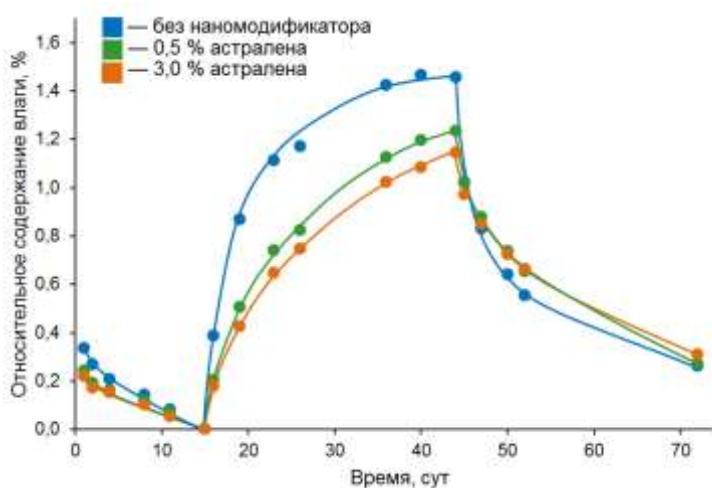


Рис. 1 – Кинетические кривые изменения массы образцов углепластика без добавления наномодификатора, а также с добавлением 0,5% и 3,0% астралена после 6 месяцев экспонирования в открытых климатических условиях

При анализе результатов расчетов по формулам (4) выявилась зависимость показателей влагопереноса от формы и размеров тестируемых образцов. Пример этой зависимости представлен в таблице 1.

Влияние формы и размеров исходных образцов углепластика без добавления наномодификатора на влагосодержание

Номер образца	Геометрические размеры образца			M_{s1} , %
	Длина, мм	Ширина, мм	Площадь, мм ²	
1	30	30	900	1,35
2	20	80	1 600	1,34
3	30	70	2 100	1,29
4	70	30	2 100	1,31
5	100	100	10 000	1,24

При увеличении площади образца от 900 до 10 000 мм² количество сорбированной влаги M_{s1} уменьшилось от 1,35 % до 1,24 %, что почти на порядок превышает погрешность измерений. Такие различия обусловлены кромочным эффектом, объясненным в [9]. Кромка, образованная при резке образцов, содержит дефекты, в которых накапливается больше влаги, чем в неповрежденной части пластинки. При уменьшении размеров образцов относительная площадь кромки возрастает и повышает величину M_{s1} . Сравнение образцов 3 и 4 в табл. 1 показывает, что кромка обладает анизотропией (имеет разную ширину в долевом и поперечном направлениях образца). Обсуждение этого эффекта выходит за рамки цели данной работы. Поэтому из всего многообразия проведенных измерений будем рассматривать показатели влагопереноса в образцах размерами 100×100 мм, в которых влияние кромки пренебрежимо мало.

В табл. 2 представлены параметры модели (4) после различных сроков натуральных и ускоренных испытаний углепластиков.

Представленные результаты позволяют сопоставить уровни влагонасыщения при натуральных и лабораторных испытаниях, выявить роль термоциклов, имитирующих режимы взлета и посадки самолета, а также оценить влияние наномодификатора на влагостойкость углепластика на различных этапах старения.

В частности, табл. 2 показывает, что при экспонировании в открытых климатических условиях количество сорбированной влаги изменяется

в пределах 0,1–0,5% (колонка M_{d0}). Прямые измерения массы плит во время двухлетнего экспонирования подтверждают значения показателей, полученные на образцах размерами 100×100 мм. Для иллюстрации на рис. 2 показана кинетика влагосодержания в углепластике без содержания наномодификатора.

Хорошо прослеживается сезонность влагосодержания: в зимние месяцы значения M_{d0} возрастают, в летние месяцы снижаются из-за десорбции при нагреве солнечным излучением.

Таблица 2

Влияние наномодификатора на параметры влагопереноса в углепластике по модели (4)

Время, мес,	Вид испытаний	Доля модификатора, %	C_0	M_{d0}	D_{d0}	M_{s1}	D_{s1}	M_{d1}	D_{d1}
0	Исходные	0	0,20	0,185	1,2	1,24	0,46	0,657	0,63
		0,5	0,23	0,218	1,3	1,26	0,50	0,723	0,56
		3	0,23	0,224	1,3	1,22	0,60	0,815	0,87
3	Натурные	0	0,42	0,375	1,7	1,17	0,73	0,688	1,48
		0,5	0,25	0,229	1,0	1,15	0,46	0,672	0,46
		3	0,32	0,286	1,1	1,12	0,70	0,659	0,72
	Натурные + термоциклы	0	0,21	0,198	0,92	1,05	0,50	0,567	0,48
		0,5	0,23	0,2	1,1	1,12	0,57	0,648	0,47
		3	0,23	0,193	1,1	1,12	0,54	0,62	0,49
6	Натурные	0	0,32	0,284	0,70	1,39	0,91	1,08	0,89
		0,5	0,23	0,193	0,62	1,23	0,47	0,947	0,45
		3	0,20	0,293	0,29	1,15	0,42	0,831	0,40
	Натурные + термоциклы	0	0,19	0,195	0,44	1,17	0,49	0,845	0,46
		0,5	0,18	0,193	0,40	1,20	0,47	0,86	0,45
		3	0,17	0,276	0,22	1,20	0,45	0,845	0,46
9	Натурные	0	-0,16	0,097	0,73	1,08	0,62	0,464	0,66
		0,5	-0,12	0,038	0,29	1,24	0,44	0,444	0,43
		3	-0,10	0,024	0,56	1,20	0,40	0,402	0,36
	Натурные + термоциклы	0	-0,20	-0,042	1,19	1,27	0,37	0,419	0,30
		0,5	-0,18	-0,033	0,70	1,17	0,46	0,415	0,34
		3	-0,13	0,101	0,42	1,14	0,51	0,457	0,54
12	Натурные	0	0,42	0,384	1,0	1,23	0,70	0,924	0,55
		0,5	0,29	0,251	0,90	1,10	0,45	0,824	0,39
		3	0,25	0,294	0,46	1,01	0,46	0,727	0,37
	Натурные + термоциклы	0	0,29	0,245	1,1	1,12	0,52	0,812	0,41
		0,5	0,43	0,381	2,1	1,10	0,50	0,843	1,02
		3	0,28	0,206	1,3	1,14	0,46	0,827	0,37
	Ускоренные	0	0,039	0,013	0,91	1,26	0,47	0,871	0,46
		0,5	0,032	0,071	0,82	1,21	0,51	0,863	0,48

Время, мес,	Вид испытаний	Доля модификатора, %	C_0	M_{d0}	D_{d0}	M_{s1}	D_{s1}	M_{d1}	D_{d1}
		3	0,071	0,043	0,52	1,28	0,71	0,95	0,65
18	Натурные	0	0,37	0,338	0,65	1,05	0,59	0,774	0,48
		0,5	0,43	0,482	0,44	1,12	0,59	0,820	0,43
		3	0,46	0,528	0,44	1,13	0,68	0,864	0,52
	Натурные + термоциклы	0	0,50	0,525	0,64	1,34	0,48	0,994	0,90
		0,5	0,43	0,422	0,83	1,47	0,70	1,092	3,212
		3	0,51	0,489	0,84	1,38	0,48	1,019	1,671
24	Натурные	0	0,083	0,308	1,4	0,745	0,54	0,789	0,42
		0,5	-0,004	0,169	2,5	0,734	0,56	0,784	0,50
		3	-0,011	0,095	1,2	0,772	0,48	0,782	0,36
	Натурные + термоциклы	0	-0,17	0,324	2,7	0,735	0,45	1,04	3,012
		0,5	-0,096	0,164	1,5	0,720	0,74	0,871	1,145
		3	-0,004	0,288	1,7	0,813	0,52	0,838	0,593
	Ускоренные	0	-0,35	-0,176	0,95	0,642	0,46	0,368	0,32
		0,5	-0,33	-0,151	1,2	1,14	0,15	0,492	0,73
		3	-0,32	-0,118	1,3	0,558	0,47	0,402	0,37

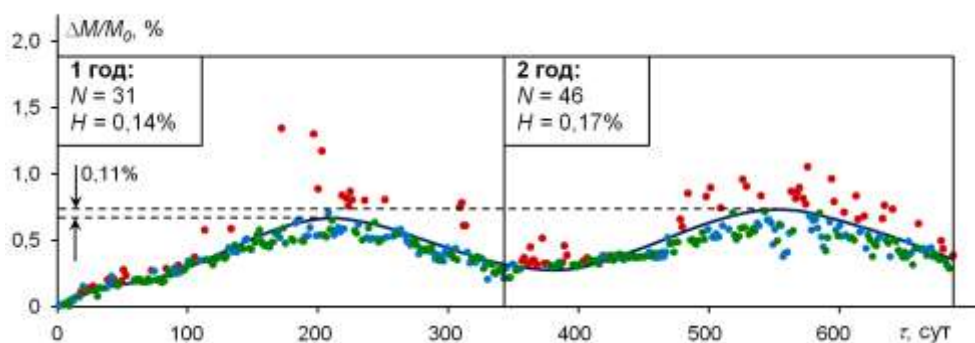


Рис. 2 — Зависимость относительного изменения массы плит углепластика без наномодификатора от продолжительности натурального экспонирования:

- — скачки массы, связанные с дождем, определенные по критерию (10);
- — дни, когда зафиксированы осадки, на скачок массы не обнаружен;
- — дни, когда осадков не было;

— — аппроксимация полиномом шестой степени

Проведенные измерения и расчеты впервые позволили сравнить пластифицирующее действие влаги в наномодифицированном углепластике на этапах климатического старения.

Для этого измеренные в трех состояниях значения R были сопоставлены с количеством сорбированной воды. На рис. 3 показаны примеры полученных зависимостей для зависимости σ_b от влагосодержания

M в углепластике без добавления наномодификатора в исходном состоянии и после 24 месяцев экспонирования на атмосферном стенде.

Рис. 3 показывает, что предел прочности при изгибе углепластика без добавления наномодификатора линейно уменьшается при увеличении влагосодержания. Аналогичные зависимости были получены для σ_c и σ_b после выдержки в натуральных и лабораторных условиях. Таким образом, на каждом этапе старения показатели R линейно уменьшаются при увеличении M в соответствии с простым соотношением

$$R = R_0 - kM, \quad (5)$$

где R_0 — предел прочности сухого материала, k — коэффициент пластифицирующего влияния влаги.

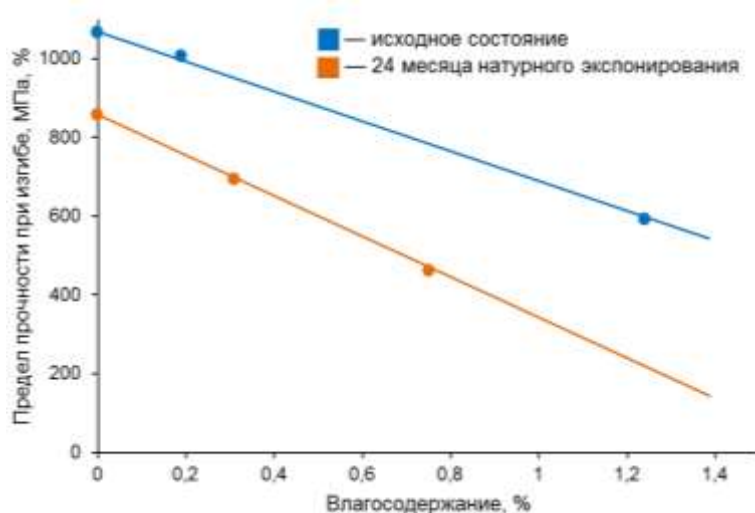


Рис. 3 — Зависимости предела прочности при изгибе углепластика без добавления наномодификатора от количества сорбированной влаги в исходном состоянии и после 24 месяцев климатического старения

Значения коэффициента пластифицирующего воздействия k , определенного при обработке графиков, подобных линиям на рис. 3, на всех этапах старения углепластиков без добавления наномодификатора, а также с добавлением 0,5 % и 3,0 % астралена, показаны в табл. 3.

Анализ табл. 3 приводит к нескольким интересным и важным заключениям. Во-первых, в исходном состоянии пластифицирующее влияние влаги возрастает при добавлении астралена при сжатии, но снижается при изгибе. Во-вторых, в углепластике без добавления наномодификатора при

увеличении времени экспонирования до 9–18 месяцев коэффициент k для предела прочности при сжатии σ_c возрастает, а потом уменьшается, а для предела прочности при изгибе σ_b стремится к увеличению. В третьих, наномодификатор существенно снижает средние значения коэффициента k после 24 месяцев экспонирования при $v = 0,5$ масс. % и еще более при $v = 3,0$ масс. процентов. В-четвертых, пластифицирующее воздействие влаги после климатического экспонирования с наложением полетных нагревов практически одинаково по прочности при сжатии, но отличается по прочности при изгибе. Такая же закономерность проявляется и при ускоренных имитационных испытаниях.

Коэффициенты пластифицирующего влияния влаги на прочностные показатели наномодифицированного углепластика

Вид испытаний	Время выдержки, мес	Коэффициент пластифицирующего влияния влаги при сжатии, МПа ⁻¹ при содержании астралена v, %			Коэффициент пластифицирующего влияния влаги при изгибе, МПа ⁻¹ при содержании астралена v, %		
		v = 0	v = 0,5	v = 3,0	v = 0	v = 0,5	v = 3,0
В исходном состоянии	0	267	269	330	383	234	149
Экспонирование на открытом стенде в условиях умеренно холодного климата	3	314	414	372	452	221	204
	6	237	366	317	432	259	381
	9	326	372	270	559	192	308
	12	276	348	328	298	445	399
	18	295	359	307	339	371	330
	24	145	213	216	529	559	264
Среднее		266	307	306	427	326	290
Экспонирование на открытом стенде в условиях умеренно холодного климата с сочетанием термоциклов, имитирующих режим взлета и посадки	3	282	363	315	308	341	246
	6	281	345	298	285	271	306
	9	296	283	295	249	329	541
	12	316	347	280	307	425	404
	18	134	169	286	168	327	335
	24	120	153	186	260	471	370
Среднее		242	276	284	280	343	336
Ускоренные имитационные испытания	12	279	242	211	380	346	260
	24	360	490	339	523	502	523
Среднее		302	334	293	429	361	311

Заключение

Таким образом, результаты, полученные в проведенной работе, позволили получить важные для теории климатического старения и практических приложений серию новых заключений о закономерностях влагопереноса в перспективном наномодифицированном цианэфирном углепластике и количественных оценках обратимых и необратимых изменений пределов прочности при сжатии σ_c и изгибе σ_b при экспонировании пластин материала в натуральных климатических условиях и в имитационных лабораторных условиях.

Список литературы

1. Каблов Е.Н., Старцев В.О. Системный анализ влияния климата на механические свойства полимерных композиционных материалов по данным отечественных и зарубежных источников // Авиационные материалы и технологии. 2018. № 2. С. 47–58.

2. Старцев В.О., Плотников В.И., Антипов Ю.В. Обратимые эффекты влияния влаги при определении механических свойств ПКМ при климатических воздействиях. // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2018. № 5 (65). С. 110–118. URL: <http://www.viam-works.ru>.

3. Славин А.В., Старцев О.В. Свойства авиационных стеклопластиков и углепластиков на ранней стадии климатического воздействия // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2018. № 9 (69). С. 71–82.

4. Старцев В.О., Славин А.В. Стойкость углепластиков и стеклопластиков на основе расплавных связующих к воздействию умеренно холодного и умеренно теплого климата // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2021. № 5. С. 114–126. URL: <http://www.viam-works.ru>.

5. Каблов Е.Н., Чурсова Л.В., Бабин А.Н., Мухаметов Р.Р., Панина Н.Н. Разработки ФГУП «ВИАМ» в области расплавных связующих для полимерных композиционных материалов // Полимерные материалы и технологии. 2016. Т. 2, № 2. С. 37–42.

6. Сидорина А.И., Сафронов А.М., Куцевич К.Е., Клименко О.Н. Углеродные ткани для изделий авиационной техники // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2020. № 12(94). С. 47–58. URL: <http://www.viam-works.ru>.

7. Гуняев Г.М., Чурсова Л.В., Комарова О.А., Гуняева А.Г. Конструкционные углепластики, модифицированные наночастицами. // Авиационные материалы и технологии. 2012. № 5. С. 277–286.

8. Каблов Е.Н., Старцев В.О., Иноземцев А.А. Влагонасыщение конструктивно-подобных элементов из полимерных композиционных материалов в открытых климатических условиях с наложением термоциклов // Авиационные материалы и технологии. 2017. № 2. С. 56–68.

9. Startsev O., Krotov A., Mashinskaya G. Climatic ageing of organic fiber reinforced plastics: water effect. // International Journal of Polymeric Materials and Polymeric Biomaterials. 1997. V. 37. P. 161–171.

Оценка геометрических параметров углеродных волокон

Н.О. Яковлев, к.т.н.; А.И. Гуляев, к.т.н.; Е.А. Попкова

*Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов»
Национального исследовательского центра «Курчатовский институт»
(НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ)*

Аннотация

С использованием разработанной программы анализа изображений обработаны фотографии поперечного сечения среднепрочных углеродных волокон, полученных с применением сканирующей электронной микроскопии. Проведена бинаризация фотографий, выделение единичных моноволокон, определение их контуров с последующим расчетом таких параметров как диаметр волокна (максимальный, минимальный и эквивалентный), площадь, длина периметра, шероховатость, эллиптичность (сплюснутость) и близость формы к виду эпициклоиды с параметрами k равными 1, 2 и 3. Для последнего параметра предложен критерий оценки формы волокон степень эпицикличности.

Ключевые слова:

углеродное волокно, поперечное сечение, шероховатость, эпициклоида

1. Введение

Полимерные композиционные материалы (ПКМ) на основе углеродных волокон широко применяются во многих отраслях промышленности для изготовления силовых элементов конструкций или в качестве армирующих элементов в гибридных конструкциях для увеличения их жесткости и несущей способности [1–14]. За прочность ПКМ отвечает армирующий наполнитель (углеродные, стеклянные, борные и др. волокна), свойства которого по прочности и упругости на один - два порядка превышают аналогичные свойства полимерных матриц, используемых для консолидации наполнителя и перераспределения нагрузок между единичными волокнами.

Качество связи между наполнителем и полимерной матрицей обеспечивается свойствами межфазной зоны, которые в идеальном случае не должны быть хуже свойств самой полимерной матрицы, и свойствами поверхности наполнителя, которые закладываются на стадии производства волокон: формирование необходимых функциональных групп и развитой поверхности для наилучшего сцепления с аппретирующим составом и далее полимерной матрицей [15–18]. В последнем случае поверхность должна обладать определенной шероховатостью. Формируют ее после стадии высокотемпературной обработки с помощью электрохимической, ионно-плазменной или иной обработки. В тоже время чрезмерно грубая поверхность приводит к снижению адгезионной прочности. Следует также учитывать, что любые нерегулярности поверхности является концентраторами напряжений. При этом можно выделить два типа таких нерегулярностей (отклонений от окружности) формы. К первому отнести те, размер которых мал по сравнению с периметром волокна. Они в обычном понимании будут отвечать за величину шероховатости поверхности если в качестве базовой длины выбирать некоторую дугу волокна. Ко второму типу можно отнести нерегулярности, которые связаны со спецификой формирования ПАН-прекурсора и отражают форму волокна в целом. К ним можно отнести наличие эллиптичности (овальности) волокна, а также

подобие формы контура сечения волокна виду эпициклоиды. Согласно определению эпициклоида это плоская кривая, образуемая фиксированной точкой окружности, катящейся по внешней стороне другой окружности без скольжения (рис. 1). Величина параметра k определяет форму эпициклоиды.

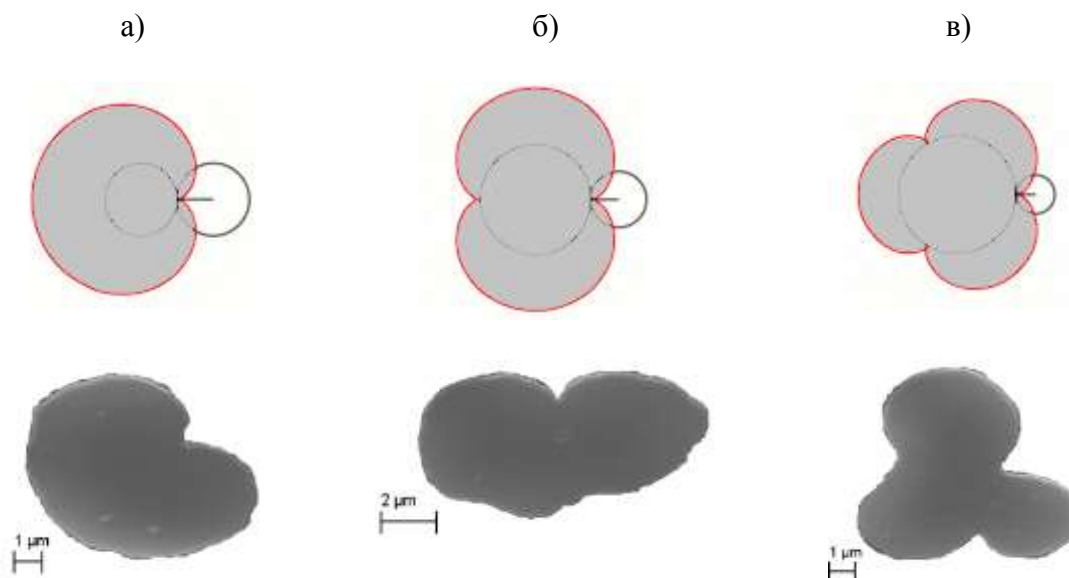


Рис. 1 – Формы контуров эпициклоиды и вид сечений углеродных волокон: (а) $k = 1$ кардиоида (бобовидная форма); (б) $k = 2$ нефроида; (в) $k = 3$

Производство ПАН-прекурсора и углеродного волокна из него является сложным многостадийным процессом, при котором значительное количество параметров оказывает влияние на геометрические параметры итогового волокна.

Макроформа ПАН-прекурсора и во многом углеродного волокна формируется в коагуляционной ванне. Так, согласно данным [18] снижение концентрации растворителя в коагуляционной ванне, температуры и рН раствора приводят к формированию бобовидного поперечного сечения волокна вместо круглого. Еще одной причиной бобовидной формы волокна может являться высокое значение молекулярной массы ПАН-прекурсора.

Еще одним важным этапом является электрохимическая обработка (ЭХО) углеродного волокна после стадий высокотемпературной обработки. При этом ЭХО оказывает значительное влияние на «микро» рельеф волокна.

Исследование шероховатости углеродных волокон обычно проводят или на боковой поверхности волокон, или по контуру поперечного сечения волокна. Например, в работе [19] исследовалось влияние поверхностной модификации на уровень адгезионной прочности при сдвиге (рис. 2), определенной методом выдергивания единичного углеродного волокна на основе ПАН из эпоксидной матрицы, и ударной прочности ПКМ. Приведенные данные показывают, что с увеличением количества привитых функциональных групп растет и шероховатость поверхности с 14,6 нм для исходного волокна до 82,3 нм. При этом адгезионная прочность имеет максимум и с определенного момента начинает снижаться. Так максимальное значение адгезионной прочности (~183 % от исходного) было получено на волокне с шероховатостью 64,6 нм, а на волокне с максимальной шероховатостью 82,3 нм прирост составил ~174 %. В тоже время ударная прочность ПКМ растет, как и шероховатость.

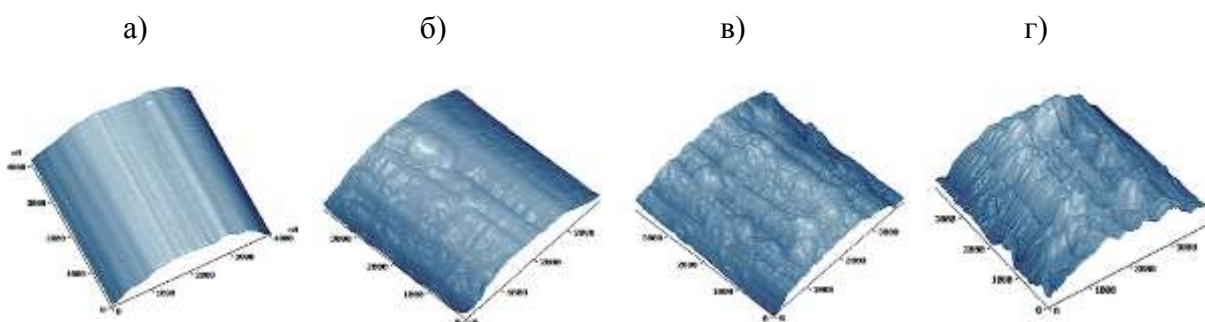


Рис. 2 – 3D вид поверхности углеродного волокна с шероховатостью 14,6 нм (а), 35,4 нм (б), 64,6 нм (в) и 82,3 нм (г) [19]

В работе [20] исследовано влияние поверхностной химической обработкой соляной и азотной кислотами, а также обработкой холодной плазмой на основе кислорода и аргона, углеродного волокна Т-300 (рис. 3). Наибольшее влияние на увеличение шероховатости оказали обработка плазмой ($\sim 50 \pm 25$ нм) и азотной кислотой ($\sim 35 \pm 10$ нм) при исходном значении ~ 30 нм.

В работе [21] исследовано влияние режимов ЭХО на шероховатость и ряд других геометрических параметров, а также на прочность углеродных моноволокон. В данной работе анализ проводился по результатам обработки поперечных сечений волокон.

В целом для случая анализа поперечного сечения углеродного волокна можно выделить следующие геометрические параметры: диаметр (минимальный, максимальный и эквивалентный), площадь, длина периметра, эллиптичность (сплюснутость), подобие формы контура виду эпициклоиды. В данной работе представлен подход по определению указанных параметров с помощью специально разработанной программы.

Работа выполнена на базе центра коллективного пользования «Климатический центр коллективного пользования ФГУП «ВИАМ» по испытаниям материалов, техники и сложных технических систем в природных средах» 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»).

2. Обработка изображений

Для оценки геометрических параметров углеродных волокон была разработана специальная программа. В качестве исходных данных использовались фотографии микрошлифов углепластиков (рис. 4), полученные на сканирующем электронном микроскопе. Разрешение фотографий составляло 1024×768 пикселей, формат *.tiff.

а)

б)

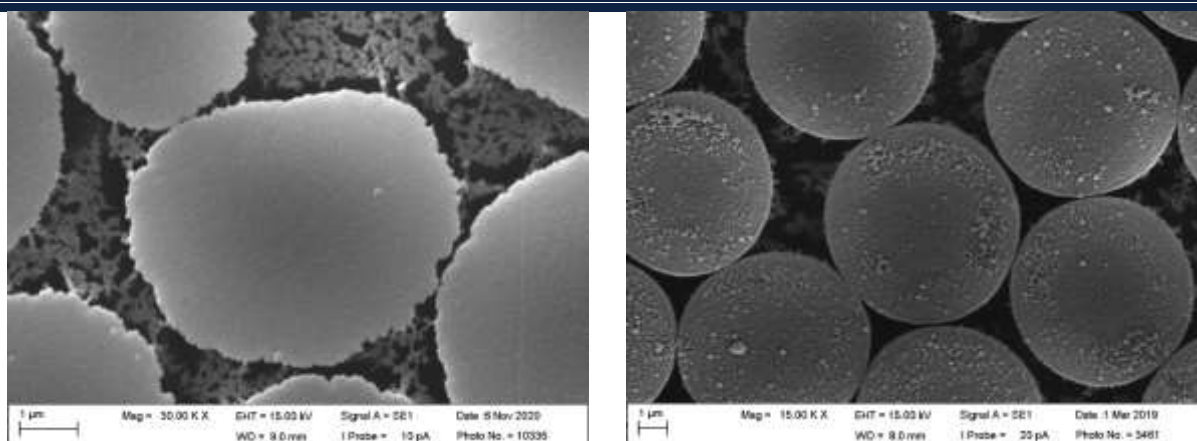


Рис. 4 – Фотографии микрошлифов 2 типов углеродных волокон, полученных на сканирующем электронном микроскопе

В качестве объектов рассматривались два вида среднепрочных углеродных волокон. Основным критерием выбора волокон было наличие существенных отличий по геометрическим параметрам, определяемым на поперечном сечении. В первом случае (рис. 4, а) с явно выраженными бороздами на поверхности вдоль волокна и формой близкой к «бобовидной». Во втором случае волокно практически круглой формы с минимальной шероховатостью.

Для расчета геометрических параметров сечения углеродных волокон была реализована следующая последовательность обработки изображений:

- бинаризация изображения;
- оконтуривание волокна (рис. 5);
- поиск радиуса и центра минимально возможной описанной окружности;
- поиск радиуса максимально возможной вписанной окружности с центром, совпадающем с центром описанной окружности (рис. 6);
- развертка контура волокна с переводом координат профиля из полярной в декартову систему координат.

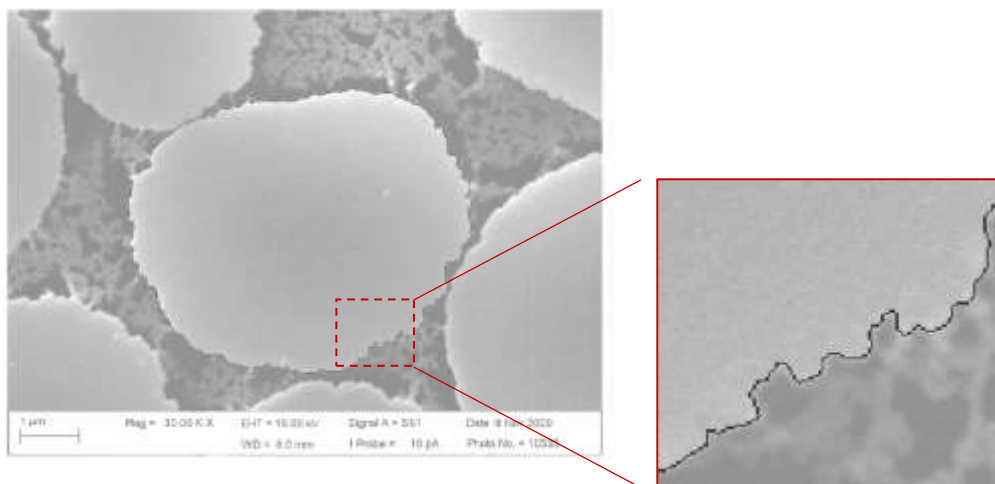


Рис. 5 – Совмещенный вид фотографии углеродного волокна и его границы

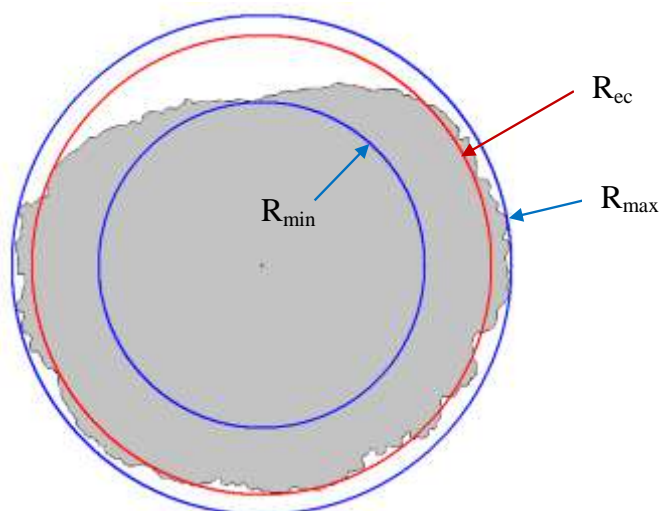


Рис. 6 – Вид сечения волокна с описанной (R_{max}) и вписанной (R_{min}) окружностями, и окружностью с эквивалентным радиусом (R_{eq})

В процессе обработки вычислялись следующие геометрические параметры волокон.

Диаметр: максимальный определялся как диаметр описанной окружности, минимальный – как диаметр вписанной окружности и средний (эквивалентный) – как среднее значение для всех точек контура волокна.

Площадь поперечного сечения определялась как произведение площади пикселя на их количество.

Длина периметра попиксельно определялась как произведение длины грани квадратного пикселя на их количество.

Эллиптичность (сплюснутость) как мера сжатия круга по диаметру с образованием эллипса.

Эпицикличность как близость формы к виду эпициклоиды с параметром $k = 1, 2$ и 3 . В качестве меры использовалось отношение

$$E_p = \frac{R_{max} - R_{min}}{R_{min}}. \quad (1)$$

Шероховатость поверхности (R_a^*) определялась как среднее арифметическое из абсолютных значений отклонений профиля в пределах базовой длины. В качестве базовой длины была выбрана длина окружности. Подсчет шероховатости проводился двумя методами. В первом случае отклонения профиля рассчитывались относительно эквивалентного радиуса волокна для всей длины окружности. При втором способе отклонения профиля рассчитывались относительно кривой, получаемой сглаживанием контура. Параметр сглаживания во всех случаях подбирался единообразно, как минимально необходимый для получения гладкой кривой с количеством максимумов равным параметру эпициклоиды. Также были получены непрерывные зависимости изменения шероховатости поверхности от функции сглаживания (рис. 7).

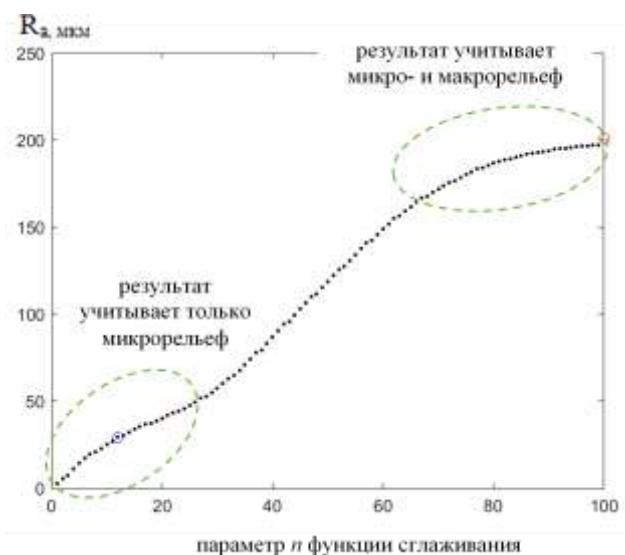


Рис. 7 – Изменение шероховатости поверхности от параметра функции сглаживании

3. Результаты и рассуждения

Проведенные исследования показывают, что геометрия контура сечения углеродного волокна может сочетать в себе элементы макро- и

микрорельефов. Для их учета при сравнении углеродных волокон, технологий их изготовления, влияния изменения технологических параметров, контроле стабильности производства и т. д. целесообразно использовать следующие подходы:

1. В качестве базовой длины при определении шероховатости использовать всю длину периметра волокна.
2. Определять непрерывную зависимость изменение шероховатости поверхности от параметра функции сглаживания, в которой при малых значениях параметра сглаживания будет учитываться «микрорельеф», а при больших – микро- и макрорельефы (рис. 8).

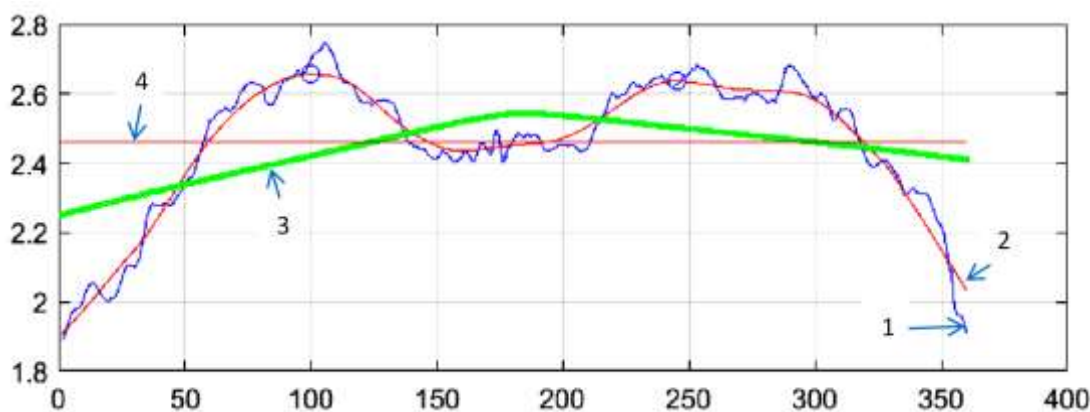


Рис. 8 – Контур волокна (1) с базовыми линиями, учитывающими микрорельеф (2), микро- и макрорельефы (3), соответствующей эквивалентному радиусу (4)

3. Для градации углеродного волокна по форме предложен параметр «эпицикличность» (1). В качестве пороговой величины выбрано значение в 0,5 для классификации формы контура волокна как кардиоида. Для классификации формы контура как нефроида параметр E_p должен быть не менее 0,5 для 2 взаимно перпендикулярных направлениях и оба значения не должны отличаться друг от друга более чем на 25 %.

4. Заключение

По результатам работы предложено в качестве базовой длины при определении шероховатости использовать всю длину периметра волокна и

определять непрерывную зависимость изменение шероховатости поверхности от параметра функции сглаживания, в которой при малых значениях параметра сглаживания будет учитываться «микрорельеф», а при больших – микро- и макрорельефы.

Для градации углеродного волокна по форме предложен параметр «эпицикличность».

Список литературы

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. Каблов Е.Н. Композиты: сегодня и завтра // Металлы Евразии, 2015. №1. С. 36–39.
3. Ерасов В.С., Яковлев Н.О., Гладких А.В., Гончаров А.А., Скиба О.В., Боярских А.В., Подживотов Н.Ю. Испытания крупногабаритных конструкций из полимерных композиционных материалов на силовом полу ГЦКИ "ВИАМ" им. Г.В. Акимова // Композитный мир. 2014. № 1. С. 72–78.
4. Амелина Е.В., Голушко С.К., Ерасов В.С., Идимешев С.В., Немировский Ю.В., Семисалов Б.В., Юрченко А.В., Яковлев Н. О. О нелинейном деформировании углепластиков: эксперимент, модель, расчёт // Вычислительные технологии. 2015. № 5. С. 27–52.
5. Ерасов В.С., Яковлев Н.О., Нужный Г.А. Квалификационные испытания и исследования прочности авиационных материалов // Авиационные материалы и технологии. 2012. № 5. С. 440–448.
6. Димитриенко Ю. И., Федонюк Н. Н., Губарева Е. А., Сборщиков С. В., Прозоровский А. А., Ерасов В. С., Яковлев Н. О. Моделирование и разработка трехслойных композиционных материалов с сотовым наполнителем // Вестник МГТУ им. Н. Э. Баумана. Сер. Естественные науки. 2014. № 5. С. 66–81.

7. Гриневич Д.В., Яковлев Н.О., Славин А.В. Критерии разрушения полимерных композиционных материалов (обзор) // Труды ВИАМ. 2019. № 7 (79). С. 92–111. URL: <http://www.viam-works.ru>.

8. Kholodov S.S., Grigor'ev M.V., Shchipakov N.A., Yakovlev N.O., Lutsenko A.N. Acoustic emission monitoring of damaging of fiberglass // Polymer Science. Series D. 2016. Т. 9. № 4. С. 411–414.

9. Махсидов В.В., Яковлев Н.О., Ильичев А.В., Шиёнок А.М., Фирсов Л.Л. Определение деформации материала конструкции из ПКМ с помощью интегрированных оптоволоконных сенсоров // Механика композиционных материалов и конструкций. 2016. Т. 22. № 3. С. 402–413.

10. Шершак П.В., Яковлев Н.О., Орешко Е.И. Применение оптических датчиков деформации для оценки деформативности образцов из полимерных композиционных материалов вблизи концентраторов напряжений // Труды ВИАМ. 2022. № 1 (107). С. 111–122. URL: <http://www.viam-works.ru>.

11. Махсидов В.В., Яковлев Н.О., Ильичев А.В., Шиёнок А.М. Измерение деформации углепластика с помощью интегрированных в его структуру волоконных брэгговских решеток // Механика композиционных материалов и конструкций. 2015. Т. 21. № 3. С. 360–369.

12. Махсидов В.В., Яковлев Н.О., Ильичев А.В., Шиёнок А.М., Фирсов Л.Л. Определение деформации материала конструкции из ПКМ с помощью интегрированных оптоволоконных сенсоров // В сборнике: Роль фундаментальных исследований при реализации "Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года. Сборник докладов III Всероссийской научно-технической конференции. ФГУП «ВИАМ». 2016. С. 23.

13. Орешко Е.И., Ерасов В.С., Уткин Д.А., Яковлев Н.О. Определение сдвиговой прочности полимерных композиционных материалов при индентировании // Механика композиционных материалов и конструкций. 2021. Т. 27, № 1. С. 73–88.

14. Яковлев Н.О., Луценко А.Н., Артемьева И.В. Методы определения межслоевой трещиностойкости слоистых материалов // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2015. № 10. С. 57–64.

15. H. Khayyam, R. N. Jazar, S. Nunna, et al. PAN precursor fabrication, applications and thermal stabilization process in carbon fiber production: Experimental and mathematical modelling // Progress in Materials Science. 2020. T. 107.

16. Яковлев Н.О., Попкова Е.А., Ландик Д.Н. Деформация как критерий качества углеродного волокна // В сборнике: Роль фундаментальных исследований при реализации Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года. Материалы VII всероссийской научно-технической конференции. Москва, 2021. С. 198–203.

17. Гуляев А.И., Яковлев Н.О., Крылов В.Д., Лашов О.А. Применение фрактографического анализа при исследовании межслоевого разрушения ПКМ // Авиационные материалы и технологии. 2017. № 3 (48). С. 65–73.

18. 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.

19. Meng L.M.L., Wang Y. et al. Interfacial properties and impact toughness of dendritic hexamethylenetetramine functionalized carbon fiber with varying chain lengths // RSC Advances. 2014. № 4. P. 39156–39166.

20. Nohara L.B., Filho G.P., Nohara E.L. et al. Evaluation of Carbon Fiber Surface Treated by Chemical and Cold Plasma Processes // Materials Research. 2005. Vol. 8, № 3. P. 281–286.

21. Yang T., Zhao Y., Chen W., Liu H. Effect of carbon fiber surface microstructure on mechanical properties of CCF800 // Journal of Materials Research and Technology. 2020. Vol. 9, № 4. P. 8714–8722.

Критерии повреждаемости для прогнозирования остаточной усталостной долговечности ПКМ

Н.О. Яковлев, к.т.н.; А.Н. Давыденко; А.Д. Монахов

*Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов»
Национального исследовательского центра «Курчатовский институт»
(НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ)*

Аннотация

Предложено для прогнозирования остаточной усталостной долговечности полимерных композиционных материалов использовать два критерия повреждаемости, определяемых в процессе испытаний: приращение деформации и приращение накопленной площади петли гистерезиса. Данные критерии в процессе испытания достигают своих минимальных значений при наработке до ~ 75 % от долговечности, что позволяет делать прогноз по остаточной долговечности. Минимальные значения данных критериев повреждаемости можно рассматривать как предельные состояния для ПКМ подвергнутых циклическому нагружению с постоянной амплитудой напряжения и асимметрией $R = 0,1$. Работоспособность предложенного подхода апробирована для полимерных композиционных материалов на основе углеродных и стеклянных волокон с различными схемами армирования (квазиизотропная для тканых и жгутовых наполнителей и однонаправленная для тканых наполнителей).

Ключевые слова:

полимерный композиционный материал, усталостное нагружение, долговечность, критерий повреждаемости

1. Введение

Сложные технические [1–6] системы часто работают в условиях циклического нагружения. Такое воздействие вызывает усталость материала, что негативно влияет на срок его службы и устойчивость к повреждениям.

Усталость – процесс постепенного накопления повреждений материала под действием переменных напряжений, приводящих к изменению свойств, образованию трещин, их развитию и разрушению. Даже если материал нагружается при уровнях напряжений значительно ниже предела упругости, в условиях непрерывной циклической нагрузки возникают микроскопические повреждения. Эти микроповреждения накапливаются по всему материалу приводя к образованию макротрещины и последующему окончательному разрушению. Данные повреждения могут быть различными методами как на стадии их образования, например, с помощью акустической эмиссии [7, 8] или тепловизионного контроля, так и после, например, с применением рентгеновской компьютерной томографии или фрактографических исследований [9–12].

Обычно выделяют следующие последовательные стадии разрушения: образование микротрещин и пустот, зарождение трещин (повреждаемость), рост микротрещин, рост макротрещины, разрушение.

Усталостное поведение ПКМ является сложным, кумулятивным процессом, поскольку ему присуще несколько механизмов, включая: разрыв волокон, растрескивание матрицы, отслоение волокна от матрицы, расслоение и др.

К факторам, оказывающим влияние на повреждаемость и разрушении композитов при усталостном нагружении, относят свойства волокна и полимерной матрицы, последовательность и направление укладки слоев, остаточные напряжения, соотношение волокно/матрица, условий окружающей среды, соотношения максимального и минимального напряжений и др.

Для прогнозирования остаточной усталостной долговечности ПКМ в данной работе предложено использовать два критерия повреждаемости, определяемые в процессе испытаний: приращение деформации и приращение накопленной площади петли гистерезиса.

Работа выполнена на базе центра коллективного пользования «Климатический центр коллективного пользования НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ по испытаниям материалов, техники и сложных технических систем в природных средах» 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»).

2. Объекты исследования

В качестве объектов исследования в данной работе использовались полимерные композиционные материалы на основе эпоксидных и полиимидных полимерных матриц. Для наиболее широкой апробации подхода исследовались композиты с армирующими наполнителями в виде углеродных жгутов (SYT55S-12K, SYT49S-12K) равнопрочных тканей (ВТкУ-2.200, ВТкУ-2.280), а также тканей типа Т-10 и Т-64 на основе стеклянных волокон. Схема укладки армирующего наполнителя во всех случаях была квазиизотропной и симметричной. Накладки на образцах не использовались, так как разрушения во всех случаях происходило в рабочей зоне.

Образцы представляли собой полосу шириной 25 мм, длиной ~250–300 мм и толщиной не менее 1,5 мм. Каждый образец крепился в испытательной машине в гидравлические захваты с контролем сжимающего усилия губок таким образом, чтобы рабочая длина составляла ~ 150–200 мм. Всего было испытано более 200 образцов.

3. Методика испытаний

Испытания проводились на универсальной сервогидравлической испытательной машине при переменном синусоидальном нагружении с

коэффициентом асимметрии цикла $R = 0,1$ и частотой $3\div 5$ Гц для избежания разогрева материала. Уровень максимальной нагрузки цикла составлял от 0,36 до 0,90 от среднего значения прочности, определенного при статическом нагружении. Контроль испытания проводился по сигналу с датчика нагрузки (мягкий цикл). Диапазон усталостной долговечности образцов составил от $\sim 10^4$ до $\sim 8 \cdot 10^5$ циклов.

В процессе испытаний проводилась запись петли гистерезиса, обработка которой позволяла определять два критерия повреждаемости: приращение деформации $\Delta_{\varepsilon 0 \varepsilon}$ и приращение накопленной площади петли гистерезиса $\Delta_{\Sigma A 0} \Sigma A$.

Для записи петли гистерезиса в данном случае возможно использование любого метода, начиная от записи по траверсе испытательной машины (наименее точный способ), до измерений с использованием навесных датчиков, экстензометров, оптоволоконных сенсоров или оптических систем [13–17].

4. Результаты и обсуждения

На рисунке 1 приведено схематичное изменение предложенных критериев повреждаемости в ходе испытания. Видно, что оба критерия имеют предельные значения, характеризующиеся минимальными значениями.

Анализ общей выборки испытаний показал, что оба критерия достигают минимальных значений при наработках, не превышающих 78 % от общих долговечностей (рис. 2). Таким образом, глубина прогнозирования составляет от 16 до 78 % при среднем значении 54 %, а горизонт прогнозирования – от 86 до 22 %.

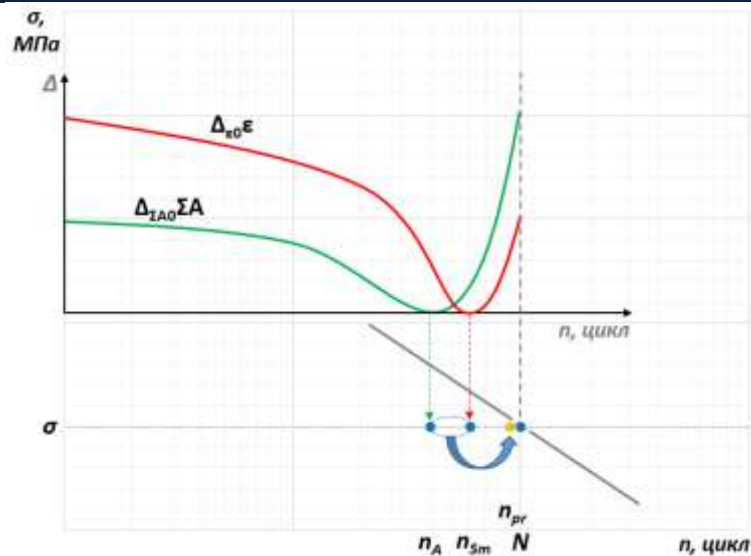


Рис. 1 – Определение долговечностей, соответствующих предельным значениям критериев повреждаемости ПКМ при усталостном нагружении

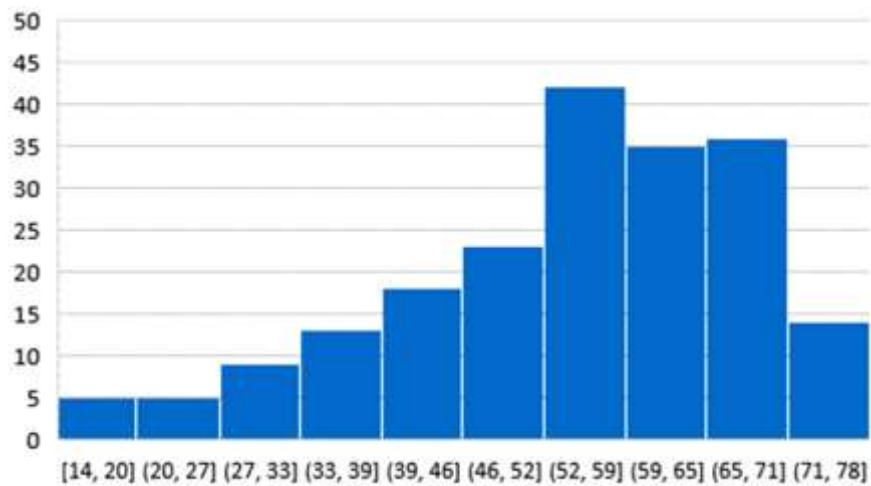


Рис. 2 – Распределение значений наработки, соответствующих предельным значениям критериев повреждаемости

Основываясь на значениях наработки, соответствующих предельным значениям критериев повреждаемости: $N(\Delta_{\epsilon_0}\epsilon)$ и $N(\Delta_{\Sigma A_0}\Sigma A)$, была предложена модель прогнозирования остаточной усталостной долговечности полимерных композиционных материалов:

$$N = f(N(\Delta_{\epsilon_0}\epsilon), N(\Delta_{\Sigma A_0}\Sigma A), \sigma_{max}, R),$$

где $N(\Delta_{\epsilon_0}\epsilon)$ – количество циклов (наработка) соответствующая минимальному (предельному) значению критерия *приращение деформации*; $N(\Delta_{\Sigma A_0}\Sigma A)$ – количество циклов (наработка) соответствующая минимальному (предельному) значению критерия *приращение накопленной площади петли*

гистерезиса; σ_{max} – максимальное напряжение цикла; R – коэффициент асимметрии цикла.

Сравнение результатов прогнозирования и экспериментально определенной долговечности приведено на рисунке 3.

Глубина прогнозирования при использовании указанных критериев составила от 16 до 78 % при среднем значении 54 %, а горизонт прогнозирования – от 86 до 22 %.

Ошибку прогнозирования оценивали двумя способами: как среднюю абсолютную процентную ошибку (MAPE):

$$MAPE = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \left| \frac{N - n_{pr}}{N} \right|$$

и как взвешенную абсолютную процентную ошибку WAPE (MAD-Mean Ratio):

$$WAPE = \frac{\frac{1}{n} \sum_{i=1}^n |N - n_{pr}|}{\frac{1}{n} \sum_{i=1}^n N} = \frac{\sum_{i=1}^n |N - n_{pr}|}{\sum_{i=1}^n N}$$

Значения обеих ошибок оказались близки и составили ~ 40 %

$$MAPE = 39 \%$$

$$WAPE = 41 \%$$

При этом точность прогнозирования соответственно составила ~ 60 %.

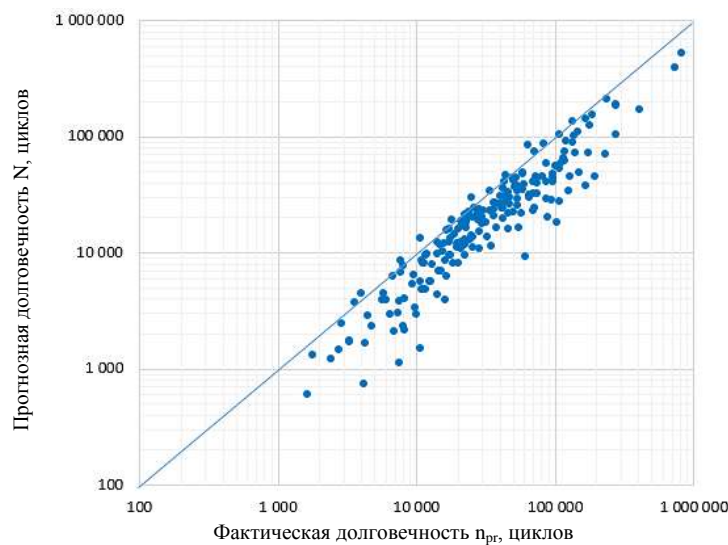


Рис. 3 – Соотношение значений фактических и прогнозных усталостных долговечностей ПКМ

Следует отметить, что прогнозная модель оптимизировалась таким образом, чтобы минимизировать количество прогнозов превышающих фактическую (экспериментальную) долговечность. В результате всего 6 % прогнозных значений (из более чем 200) превышают экспериментальные данные.

5. Заключение

Для прогнозирования остаточной усталостной долговечности полимерных композиционных материалов предложены два критерия повреждаемости, определяемые в процессе испытаний: *приращение деформации* и *приращение накопленной площади петли гистерезиса*. Данные критерии в процессе испытания достигают своих минимальных значений при наработке до ~ 75 %, что позволяет формировать прогноз на их основе с горизонтом прогнозирования до 22 %.

Сама модель прогнозирования оптимизирована таким образом, чтобы минимизировать количество прогнозов превышающих фактическую (экспериментальную) долговечность. В результате такие случаи составляют менее 6 % от общего объема выборки.

Поскольку предложенные критерии интегрально учитывают все факторы определяющие долговечность ПКМ, включая технологию изготовления, свойства компонентов, схему армирования, условия нагружения и др., это обеспечивает широкие возможности их применения при контроле работоспособности материалов в элементах конструкций.

Список литературы

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. Каблов Е.Н. Композиты: сегодня и завтра // Металлы Евразии, 2015. № 1. С. 36–39.

3. Ерасов В.С., Яковлев Н.О., Гладких А.В., Гончаров А.А., Скиба О.В., Боярских А.В., Подживотов Н.Ю. Испытания крупногабаритных конструкций из полимерных композиционных материалов на силовом полу ГЦКИ "ВИАМ" им. Г.В. Акимова // Композитный мир. 2014. № 1. С. 72–78.
4. Амелина Е.В., Голушко С.К., Ерасов В.С., Идимешев С.В., Немировский Ю.В., Семисалов Б.В., Юрченко А.В., Яковлев Н.О. О нелинейном деформировании углепластиков: эксперимент, модель, расчёт // Вычислительные технологии. 2015. № 5. С. 27–52.
5. Ерасов В.С., Яковлев Н.О., Нужный Г.А. Квалификационные испытания и исследования прочности авиационных материалов // Авиационные материалы и технологии. 2012. № 5. С. 440–448.
6. Димитриенко Ю. И., Федонюк Н. Н., Губарева Е. А., Сборщиков С. В., Прозоровский А. А., Ерасов В. С., Яковлев Н. О. Моделирование и разработка трехслойных композиционных материалов с сотовым наполнителем // Вестник МГТУ им. Н. Э. Баумана. Сер. Естественные науки. 2014. № 5. С. 66–81.
7. Kholodov S.S., Grigor'ev M.V., Shchipakov N.A., Yakovlev N.O., Lutsenko A.N. Acoustic emission monitoring of damaging of fiberglass // Polymer Science. Series D. 2016. Т. 9. № 4. С. 411–414.
8. Гриневич Д.В., Яковлев Н.О., Славин А.В. Критерии разрушения полимерных композиционных материалов (обзор) // Труды ВИАМ. 2019. № 7 (79). С. 92–111.
9. Махсидов В.В., Яковлев Н.О., Ильичев А.В., Шиёнок А.М., Фирсов Л.Л. Определение деформации материала конструкции из ПКМ с помощью интегрированных оптоволоконных сенсоров // Механика композиционных материалов и конструкций. 2016. Т. 22. № 3. С. 402–413.
10. Шершак П.В., Яковлев Н.О., Орешко Е.И. Применение оптических датчиков деформации для оценки деформативности образцов из полимерных композиционных материалов вблизи концентраторов напряжений // Труды ВИАМ. 2022. № 1 (107). С. 111–122.

11. Махсидов В.В., Яковлев Н.О., Ильичев А.В., Шиенок А.М. Измерение деформации углепластика с помощью интегрированных в его структуру волоконных брэгговских решеток // Механика композиционных материалов и конструкций. 2015. Т. 21. № 3. С. 360–369.

12. Махсидов В.В., Яковлев Н.О., Ильичев А.В., Шиёнок А.М., Фирсов Л.Л. Определение деформации материала конструкции из ПКМ с помощью интегрированных оптоволоконных сенсоров // В сборнике: Роль фундаментальных исследований при реализации "Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года. Сборник докладов III Всероссийской научно-технической конференции. ФГУП «ВИАМ». 2016. С. 23.

13. Гуляев А.И., Яковлев Н.О., Крылов В.Д., Лашов О.А. Применение фрактографического анализа при исследовании межслоевого разрушения ПКМ // Авиационные материалы и технологии. 2017. № 3 (48). С. 65–73.

14. 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.

15. Яковлев Н.О., Попкова Е.А., Ландик Д.Н. Деформация как критерий качества углеродного волокна // В сборнике: Роль фундаментальных исследований при реализации Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года. Материалы VII всероссийской научно-технической конференции. Москва, 2021. С. 198–203.

16. Яковлев Н.О., Луценко А.Н., Артемьева И.В. Методы определения межслоевой трещиностойкости слоистых материалов // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2015. № 10. С. 57–64.

17. 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 678.747.2

Влияние дискретности расчетов свойств полимеров на результат прогнозирования их свойств при термовлажностном старении

Г.А. Сарваева; А.Б. Лаптев, д.т.н.; А.С. Нестеров

sarvaeva_ga@viamnet.local

laptev_ab@viamnet.local

nesterov_as@viamnet.local

Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт» (НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ)

Аннотация

Исследованиями показано, что использование большего количества значений изменения климатических факторов позволяет с гораздо большей точностью прогнозировать изменение свойств полимерных материалов при воздействии климатических факторов. Погрешность расчета при использовании среднегодовых значений температуры, влажности и солнечной радиации региона составляет $\square 50$ %, при использовании среднемесячных значений – $\square 15$ %, при среднечасовых до $\square 10$ %, относительно двадцатиминутных измерений.

Ключевые слова:

полимер, старение полимеров, метеорологические факторы, прогнозная модель, влагонасыщение

Разработка новых узлов и агрегатов авиационной техники требует увеличения энергоэффективности и экологичности, в том числе за счет снижения веса изделий и шума двигателей. Одним из способов достижения данной цели является замена металлических материалов панели на полимерные композиционные материалы. Внедряемые полимерные материалы должны удовлетворять достаточно жестким требованиям эксплуатации: от холодного климата Якутии до тропического сухого (Аризона) и тропического морского (Венесуэла) [1].

Вопросы прогнозирования свойств полимерных материалов являются важными и актуальными при проектировании технических устройств для работы в общеклиматических и всеклиматических условиях [2, 3].

Значения метеопараметров на современных метеостанциях измеряются с дискретностью до 20 минут. В соответствии с ГОСТ 15150-69 для оценки климатического исполнения материала необходимо использовать средние за последние 50 лет значения климатических факторов (температура, влажность, солнечная радиация и пр.). Для разработки энергетической модели старения полимера (цифрового двойника) недостаточно учитывать изменения свойств материала по средним показателям, так как синергетический эффект от сочетания мгновенных значений факторов может привести к значительному отклонению конечного результата от реального.

На рисунке 1 показано изменение влагонасыщения полимерного композиционного материала при ежедневном измерении веса образцов. Видно, что ежедневное изменение увлажнения материала сильно отличается от среднегодовых [4]. В зависимости от временного момента снятия образца с экспозиции можно получить сильно отличающееся значение влагонасыщения от рассчитанного по среднегодовому значению:

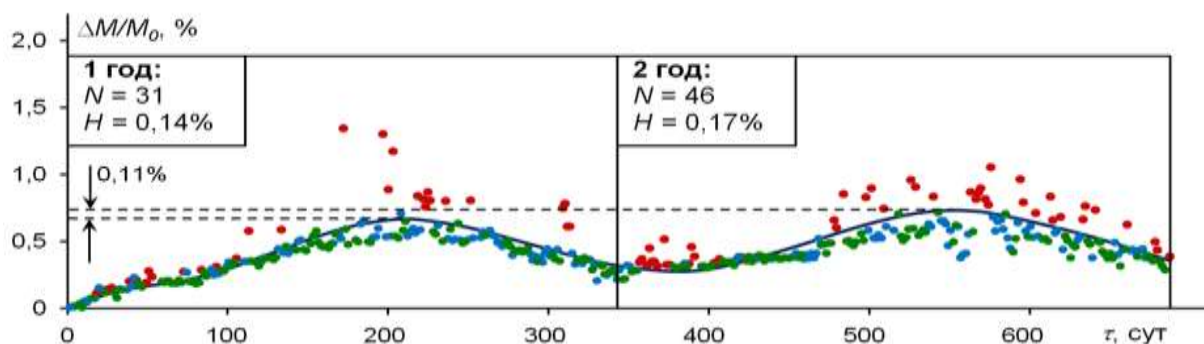


Рис. 1 - Изменение влагонасыщения полимерного композиционного материала при ежедневном измерении веса образцов

Целью данного исследования было определение погрешности расчетов изменения физико-механических характеристик ПЭТФ при расчете свойств с различной дискретностью изменения значений климатических факторов (температуры/, влажности и солнечного излучения).

Факторы, влияющие на прочность полимеров

На полимер в эксплуатации влияют сразу множество факторов в различной степени [5]. Кроме механической нагрузки значительное влияние имеют влажность, температура окружающей среды [6, 7], интенсивность УФ-излучения [8], окислительные процессы [9]. Для исследования изменения свойств образцов из листового термопласта ПЭТФ проводили методом полного факторного эксперимента.

Физические свойства марки ПЭТФ-Г-80

плотность — 1,38—1,4 г/см³,
температура размягчения (t разм.) — 245 °С,
температура плавления (t пл.) — 260 °С,
температура стеклования (t ст.) — 70 °С,
диэлектрическая постоянная (при 23 °С, 1 кГц) – 2,95,
предел прочности при растяжении – 58 МПа,
температура разложения — 350 °С.

Нерастворим в воде и органических растворителях. Неустойчив к кетонам, сильным кислотам и щелочам.

Марка ПЭТФ-Г-80 по ГОСТ 51695-2000. полиэтилентерефталат. Общие технические требования

Применение

Полиэтилентерефталат относится к группе алифатически-ароматических полиэфиров, которые используются для производства волокон, пищевых плёнок и пластиков, представляющих одно из важнейших направлений в полимерной индустрии и смежных отраслях. Область применения полиэфиров:

самое массовое из всех видов химических волокон для бытовых целей (одежда) и техники;

ёмкости для жидких продуктов питания, особенно ёмкости (бутылки) для различных напитков;

основной материал для армирования автомобильных шин, транспортерных лент, шлангов высокого давления и других резинотехнических изделий;

листовой материал, прозрачный для солнечных лучей (в том числе и УФ) и устойчивый к воздействиям окружающей среды, используемый в сельском хозяйстве и строительстве;

металлизированная плёнка широко используется в качестве декоративного, термоизоляционного, светоотражающего, архитектурно-строительного материала.

применяется в качестве материала для вкладышей подшипников и втулок скольжения.

По итогам 2015 года производство полиэтилентерефталата в первичных формах составило 388,8 тыс. тонн, что на 4,8 % больше, чем по итогам 2014 года (370,9 тыс. тонн).

Для исследования использовали следующее лабораторное оборудование:

- камеры холод-тепло-влаги: температура от минус 60 °С до плюс 180°С, относительная влажность от 10 до 98 %, объем 550-2000;
- камера циклического воздействия температур и термоудара: температура испытаний от минус 60 °С до плюс 180 °С (Climats, Франция);
- камеры холод-тепло: температура от минус 70 °С до плюс 180 °С, объем 65 и 220 литров;
- камера имитации суточного тропического температурно-влажностного цикла с возможностью работы как камера холод-тепло-влаги: температура от минус 30 °С
 - до плюс 180 °С, относительная влажность от 10 до 98 %;
 - камера на воздействие солнечной радиации: интенсивность светового потока от 40 до 65 Вт/м², относительная влажность до 92 %, температура до 70 °С;

Использовали стандартные и описанные ниже методы:

- ГОСТ 11262-2017. Пластмассы. Метод испытания на растяжение
- ГОСТ 4650. Пластмассы. Методы определения водопоглощения
- ГОСТ Р 8.623-2015 Относительная диэлектрическая проницаемость и тангенс угла диэлектрических потерь твердых диэлектриков.

Разработка метода оценки скорости термического старения полимерных материалов на основе энергетической модели старения полимерного композиционного материала на эпоксидном связующем.

Проводились расчетные методы:

Планирование эксперимента позволяет по заранее сформулированным правилам-алгоритмам изменять одновременно несколько факторов (компонентов) и получать максимальную информацию о происходящем процессе при минимальном количестве опытов. Задача планирования эксперимента заключается в выборе необходимых экспериментов и методов математической обработки полученных результатов, принятия решения. С использованием метода планирования эксперимента были получены регрессионные зависимости изменения

деформации, механической прочности, влагонасыщения в зависимости от варьируемых параметров влажности, температуры воздуха и ультрафиолетового излучения [10-12]].

Результаты и обсуждение

Термодинамические характеристики процесса старения полимера могут быть получены суммированием, например, вклада в изменения значения энтропии в элементарном объеме полимерного материала. Если известен хотя бы один из термодинамических потенциалов во всей области значений переменных (S,V) , (S,p) , (T,p) , (T,V) , то для этой же области легко находятся остальные три термодинамических потенциала.

Термодинамические характеристики определяют изменение характеристик полимера не зависимо от физических параметров воздействия, поэтому полученные изменения, например, энтропии для каждого из отдельных случаев воздействия могут быть арифметически сложены для получения и расчета изменения энергии системы при многофакторном воздействии.

Расчет энергии активации по предложенной зависимости и нахождение величин времени до разрушения полимерного материала и «активационного объема» при одновременном воздействии не только температуры (как в ГОСТ 9.707) ,но и механических нагрузок позволит рассчитывать изменение расчетных значений характеристик прочности полимерных композиционных материалов для изготовления несущих конструкций.

Использование разработанного подхода может быть применено к оценке прогнозирования свойств полимерных материалов в составе деталей технического изделия позволит учитывать не только уровень действующих значений климатических факторов, но и прогнозируемых в связи с изменением климата новых значений. Расчет изменения энтропии полимера при многофакторном воздействии позволит оценить возможность применения того или иного полимера в климатических условиях и определить предельные механические нагрузки.

Расчетные значения энергии воздействия климатических факторов

Наименование фактора	Величина действующего фактора	Энергия воздействия 15/30 суток, ккал/моль
Относительная влажность	10...90	0/0...24/24
Температура воздуха	0...68	-0,190/-0,32...0,239/0,460
Уф излучение	5...60	89/178...1073 /2146

При воздействии трех факторов (температуры, влаги и УФ-излучения) в первую очередь в начальный период воздействия происходит адсорбция и диффузия влаги – гидролиз и окисление поверхности, при длительном и постоянном воздействии УФ излучения происходит сначала разрыв образованных влагой связей, затем происходит разрыв С-С связей и образование новых [13]. При аморфном состоянии ПЭТФ равновероятен разрыв связей в цепи полимера и образование связей между двумя рядом стоящими цепями полимера, образование более плотно упакованных узлов, образование разрывов между узлами, то есть деструкция полимера и его старение. Температура оказывает вторичное действие, облегчающее как гидролиз и окисление, так и деструкцию полимера **табл. 2:**

Таблица 2

Номер опыта	уф	Влажность	Температура	Изменение массы после 15 сут., %	Изменение массы после 30 сут., %	Деформация после 15 сут., %	Деформация после 30 сут., %	Предел прочности после 15 сут., МПа	Предел прочности после 30 сут., МПа	Диэлектрическая проницаемость, 15 сут.	Диэлектрическая проницаемость, 30 сут.
1	1	1	1	0,1	0,042	15,50	22,34	58,4	72,1	2,73	2,89
2	-1	1	1	0,31	0,046	18,07	22,70	57,70	55,10	2,60	2,88
3	1	-1	1	-0,265	-0,274	22,00	23,45	71,9	74,7	2,92	2,94
4	1	1	-1	-0,2	0,069	25,59	31,20	57,2	70,3	2,87	2,93
5	-1	-1	1	-0,3	-0,282	24,04	24,40	71,0	70,45	2,85	2,96
6	-1	1	-1	0,4	0,458	14,59	25,60	51,6	60,6	2,83	2,99
7	1	-1	-1	-0,3	-0,150	15,38	25,81	65,7	70,4	2,86	2,96
8	-1	-1	-1	-0,09	-0,123	17,60	24,30	50,0	59,34	2,85	2,94

На основании экспериментальных данных получено уравнение изменения характеристик материала от значений климатических факторов вида:

$$Y=b_0+b_1X_1-b_2X_2-b_3X_3-b_{12}X_1X_2+b_{13}X_1X_3-b_{23}X_2X_3+b_{123}X_1X_2X_3$$

Для определения точности прогнозирования параметров материала в зависимости от дискретности изменения параметров X_1 – температуры, X_2 – влажности, X_3 – солнечного излучения (рис. 2) рассчитаны значения изменения относительного удлинения (рис. 3), влагонасыщения (рис. 4), предельной нагрузки при растяжении (рис. 5).

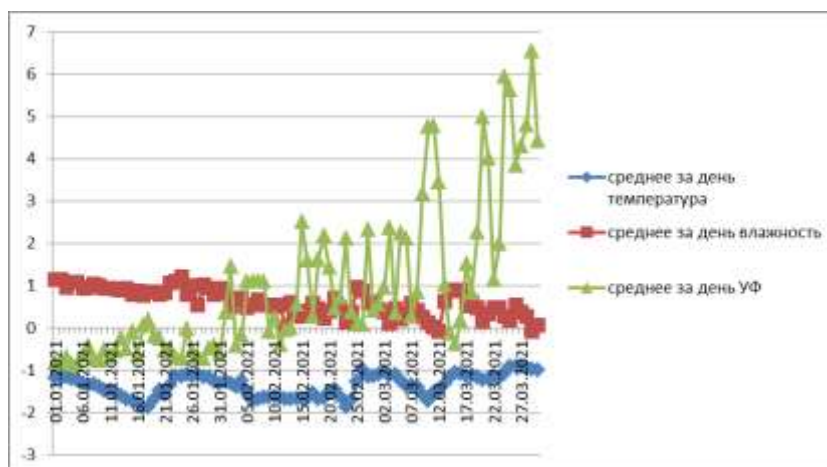


Рис. 2 – Изменение метеопараметров (климатических факторов)

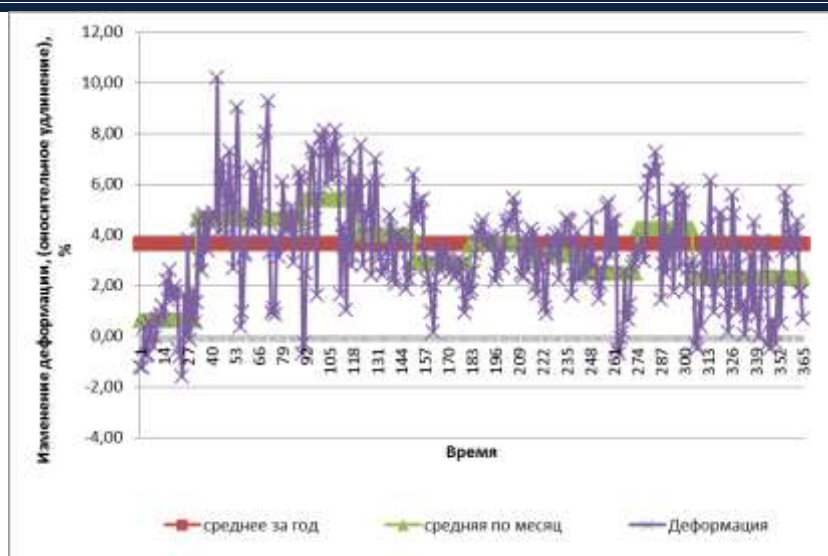


Рис. 3 – Результаты расчетов изменения относительной деформации (растяжение) при различной дискретности значений климатических факторов

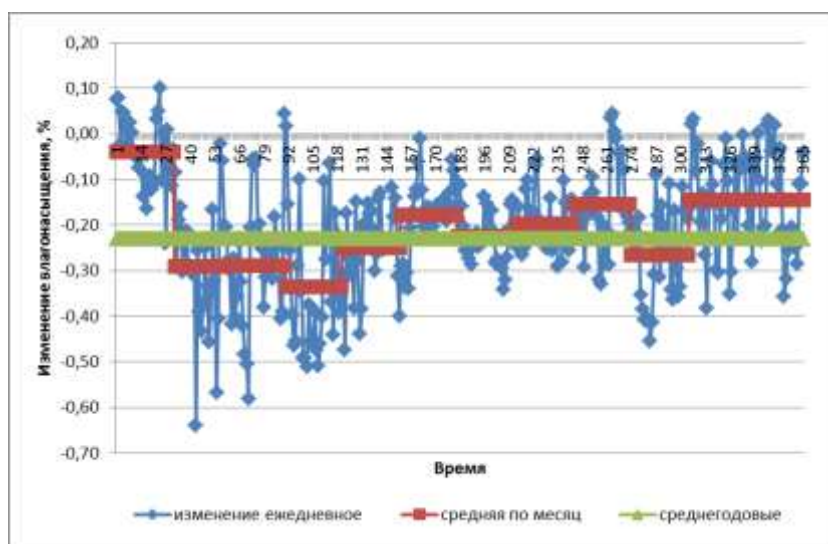


Рис. 4 – Результаты расчетов изменения влагонасыщения при различной дискретности значений климатических факторов

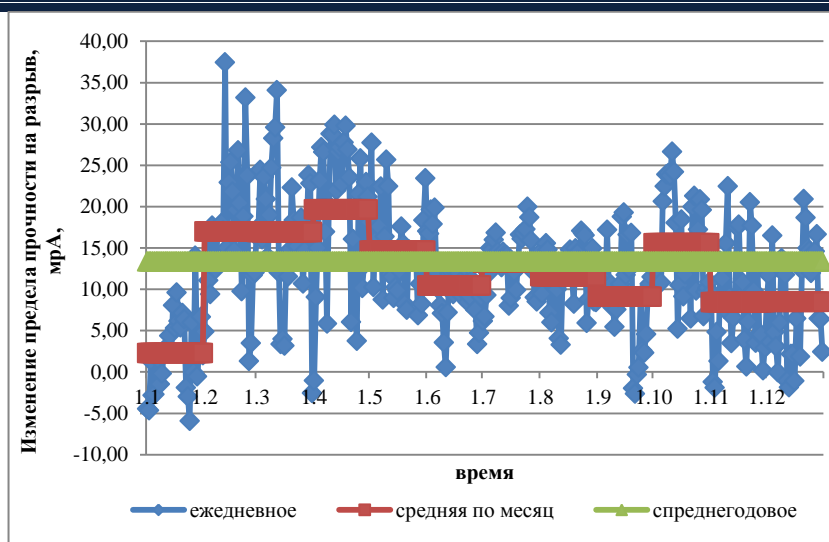


Рис. 5 – Результаты расчетов изменения механические испытания, предел прочности при разрыве при различной дискретности значений климатических факторов

Из рисунков 3–5 видно, что мгновенные значения влагонасыщения, пластичности и прочности материала ПЭТФ сильно варьируются и с достаточной степенью точности могут быть спрогнозированы только с использованием достаточно дискретного (20 мин – 1 сутки) расчета.

Заклучение

В настоящее время учет уровня внешних воздействующих факторов при построении моделей климатического старения производится на основании заданных средних значениях параметров за период эксплуатации, без учета постоянно изменяющихся климатических факторов в период хранения и транспортировки материала и изделия. Мгновенные сочетания таких параметров, как температура, влажность, солнечное излучение и атмосферное давление могут приводить к серьезным изменениям структуры и свойств материала.

Разрабатываемая энергетическая модель старения полимера, на основании данных о значениях климатических факторов за каждые 10–20 минут, с наложением циклов термической эксплуатационной нагрузки, позволит получать реальные и более точные значения изменений свойств материала.

Использование большего количества значений изменения климатических факторов позволяет с гораздо большей точностью прогнозировать изменение свойств полимерных материалов при воздействии климатических факторов.

Погрешность расчета при использовании среднегодовых значений температуры, влажности и солнечной радиации региона составляет $\pm 50\%$, при использовании среднемесячных значений – $\pm 15\%$, при среднечасовых до $\pm 10\%$, относительно двадцатиминутных измерений.

Использование модели изменения свойств материала и дискретности расчета изменений свойств полимерных материалов в 20–60 минут позволит создавать цифрового двойника полимерного материала и рассчитывать сохраняемость свойств материала при любом сочетании постоянно меняющихся климатических факторов.

Работа выполнена при поддержке Гранта РФФИ №20-53-56009 «Исследование воздействия факторов окружающей среды на лакокрасочные покрытия в условиях сухого субтропического климата».

Список литературы

1. Лаптев А.Б., Павлов М.Р., Новиков А.А., Славин А.В. Современные тенденции развития испытаний материалов на стойкость к климатическим факторам (Обзор) часть 1. Испытания новых материалов./ Труды ВИАМ. 2021. № 1 (95). С. 114–122. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 15.01.2022) Свидетельство о регистрации СМИ Эл № ФС77-52548.

2. Велевин Е.О., Лаптев А.Б., Николаев Е.В., Павлов М.Р. Влияние метеопараметров на эксплуатацию полимерных композиционных материалов в авиационной и ракетно-космической технике. // В сборнике: Моделирование параметров атмосферы в ракетно-космической технике. Труды по материалам научно-технической конференции. 2017. С. 91–94.

3. Лаптев А.Б., Павлов М.Р., Новиков А.А., Славин А.В. Современные тенденции развития испытаний материалов на стойкость к климатическим факторам (Обзор) Часть 1. Основные тенденции // Труды ВИАМ. 2021. № 2 (96). Ст. 12. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения 15.06.2021). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-2-109-118.

4. Каблов Е.Н., Старцев В.О. Системный анализ влияния климата на механические свойства полимерных композиционных материалов по данным отечественных и зарубежных источников (обзор) //Авиационные материалы и технологии, 2018. №2. С. 47–58.

5. Гуль В.Е. Структура и прочность полимеров [Текст]: книга для химико-техн. спец. вузов / В.Е. Гуль. – 3-е изд., перераб. и дополн.– М.: Химия, 1978. – 328 с.

6. Воробьева Г.Я. Коррозионная стойкость материалов в агрессивных средах химических производств [Текст]: справочное пособие для химико-техн. спец. вузов / Г.Я. Воробьева. – 2-е изд., перераб. и дополн.– М.: Химия, 1975. – 816 с.

7. Кутыинов В.Ф. Влияние климатического старения на характеристики упругости и прочности полимерных композитных материалов / В.Ф. Кутыинов, В.А. Киреев, О.В. Старцев, В.Н. Шевалдин // Ученые записки ЦАГИ. – 2006. – №4. – С. 54–64.

8. Елизаветин М.А. Повышение надежности машин [Текст]: книга для инженерно-техн. спец. вузов / М.А. Елизаветин. – 2-е изд., переработанное, дополненное. – М.: Машиностроение, 1973. – 430 с.

9. Большаков В.А., Алексашин В.М. Повышение остаточной прочности при сжатии после низкоскоростного удара углепластиков, изготовляемых инфузионным методом формования // Авиационные материалы и технологии. 2013 №4. С. 47–51.

10. Адлер Ю.П., Маркова Е.В., Грановский Ю.В. Планирование эксперимента при поиске оптимальных условий. - М.: Наука. - 1976. 279 с.

11. Лаптев А.Б., Николаев Е.В., Скирта А.А., Лаптев Д.А. Метод оценки состояния материалов в процессе климатического старения. Авиакосмическое приборостроение. 2016. № 11. С. 20–29.

12. Лаптев А.Б., Николаев Е.В., Скирта А.А., Лаптев Д.А. Метод оценки состояния материалов в процессе климатического старения. Авиакосмическое приборостроение. 2016. № 11. С. 20–29.

13. Лаптев А.Б., Нестеров А.С., Варданян А.М., Николаев Е.В. Разработка механизма старения ПЭТФ в условиях воздействия тепла, влаги и ультрафиолетового излучения. Вопросы материаловедения. 2021. № 2 (106). С. 146–160.

УДК 620.1

Особенности модификации полимерных матриц и субстратов для повышения физико-механических характеристик полимерно-композиционных материалов с использованием методов наноструктурирования

Г.И. Шайдурова¹, д.т.н.; И.Л. Васильев¹, к.т.н.;

Я.С. Шевяков¹; М.И. Токарева²

¹Публичное акционерное общество «Научно-производственное объединение «Искра», г. Пермь

²Уральский Научно-исследовательский институт композиционных материалов, г.Пермь

Аннотация

Макрогетерогенные системы из композиционных материалов эффективно используются как в ракетно-космической технике, так и в других отраслях промышленности. Эксплуатационные характеристики этого класса материалов в значительной степени определяются работоспособностью переходного слоя на границе «полимерная матрица - волокнистый наполнитель». Номенклатура изделий из композиционных материалов становится всё больше, что связано с их высокими прочностными характеристиками при относительно низкой плотности, устойчивостью к коррозии и другими превосходящими свойствами. Прочностные свойства КМ определяются адгезией межфазного взаимодействия между молекулами поверхности волокна и функциональными группами связующего. Изменение поверхностной энергии субстратов может в значительной степени повлиять на межфазное взаимодействие между полимерами связующих и волокнистыми наполнителями различной природы, как в исходном состоянии, так и в процессе хранения и эксплуатации изделий. В материалах статьи приведены результаты первичных исследований с различными методическими подходами, как к волокнам, так и к полимерным связующим органического класса, включая направления технологического развития.

Ключевые слова:

связующее, субстрат, функциональные группы, электронная микроскопия, поверхностная энергия Гиббса, адгезия, плазмохимическая обработка

Введение

Разработка принципов получения нанокompозитов - это одно из интереснейших и перспективных направлений в науке о познании образования наноструктурных образований как на субстратах из волокнистых наполнителей различной природы, так и в полимерных матрицах, включая синтетические смолы, натуральный и синтетический каучук, а также, нуминесцентные жидкофазные неорганические и неорганические гель-составы.

Механические свойства композитов зависят от структуры и свойств межфазной границы, а также – от способов их формирования.

Номенклатура применяемых изделий из волокнистых композиционных материалов становится всё шире, что связано с их низкой плотностью, высокими прочностными показателями, устойчивостью к коррозии и другими превосходящими свойствами. Прочностные свойства композиционных материалов определяются адгезией между волокном и полимерной матрицей, поэтому важным является образование межмолекулярного взаимодействия между молекулами поверхности волокна и функциональными группами связующих. Изменение поверхностной энергии субстратов может в значительной степени повлиять на межфазное взаимодействие на границах наполнителей с полимерными матрицами, как в исходном состоянии, так и в процессе хранения изделий до этапа эксплуатации.

Анализ информационных источников показывает, что учёными Франции, Японии, Израиля и др. уделяется большое внимание методам воздействия на физическое состояние поверхности с целью достижения супергидрофобности или гидрофильности, исходя из поставленных технических задач по условиям эксплуатации. Качество пропитки армирующих наполнителей полимерами характеризуется отсутствием пор и даже несплошностей, что характеризуется уровнем дефектности.

Результаты исследований структуры арамидных наполнителей марок «Армос» и «Русар», а также – углеродных волокон марки «Урал» привели к необходимости углублённого изучения возможности поверхностной модификации волокнистых наполнителей с целью изменения энергии Гиббса при смачивании поверхности полимерными матрицами. Модификация поверхности субстратов - это реальное достижение монолитности структуры создаваемых композитов, используя методы активирования, избирательные для конкретного класса наполнителя.

Экспериментальная часть

Для изменения поверхностной энергии углеродных волокон и тканей были применены варианты технологии:

- химическая обработка,
- электроосаждение металлов переменной валентности (медь)-плазмо-химическое воздействие.

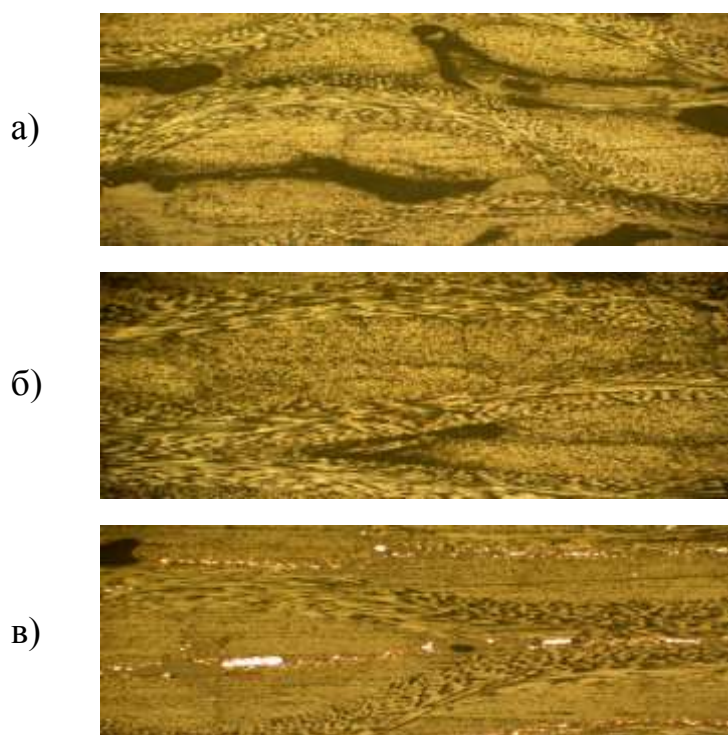
Для полимерных связующих были предусмотрены варианты инноваций:

- модификация рецептурных составов ультра-дисперсными компонентами,
- приготовление коллоидных паст связующих,
- ультразвуковая обработка связующих с введёнными отвердителями.
- вакуумная инфузия.

Углеродные ткани в процессе исследований были подвергнуты электроосаждению меди, при этом отрицательно-заряженные эпоксигруппы, способны взаимодействовать с частицами меди, что позволяет получить повышение физико-механических характеристик в углекомпозитах на 35-40 %. Предпочтительной технологией пропитки при этом является метод вакуумной инфузии. В связи с тем, что наличие меди в углекомпозите приводит к повышению теплопроводности, параллельно производился поиск химического модификатора, позволяющего достигнуть аналогичный эффект

более простым для технологии способом. Из множества теоретически изученных и экспериментально опробованных поверхностно-активных веществ было обращено внимание на механизм взаимодействия роданида железа $\text{Fe}(\text{CNS})_3$. Экспериментально установлено, что тиоцианат железа, представляющий собой комплексное соединение, взаимодействует адсорбционно-химически с атомами углерода на поверхности материала при этом мицеллы организуются таким образом, что их гидрофобные концы направлены внутрь, а гидрофильные - наружу. При этом ингредиенты связующего переносятся вглубь, обволакивая и насыщая структуру волокна с увеличением контакта с полимерным связующим.

Анализ структуры модифицированных углекомполитов (метод электронной микроскопии) представлен на рис. 1.



а) «Урал» + ЭДТ-10П (Базовый вариант);

б) «Урал» + роданид Fe + ЭДТ-10П (Химическая модификация);

в) «Урал» + Cu + ЭДТ-10П (Электроосаждение).

Рис. 1 - Структура углепластиковых образцов

Физико-механические характеристики, достигнутые при изготовлении углепластиков методом вакуумной инфузии, представлены в таблице 1

Таблица 1.

№	Наименование показателя	Исходная ткань Урал Т-22Р ЭХО-А	Модифицированная ткань	
			Роданид Fe	Cu
1.	Предел прочности при сжатии, $\sigma_{сж}$, МПа (кгс/см ²), размер 10×10×15 мм основа уток	127,1 (1300)	156,7 (2200)	207,9 (2120)
		121,0 (1240)	148,6 (1510)	139,2 (1420)
2.	Предел прочности при растяжении, σ_p , МПа (кгс/см ²), размер 235×25×(3-4) мм основа уток	166 (1700)	259,9 (2651)	219 (2240)
		53 (550)	101,9 (1040)	87,2 (890)
3.	Модуль упругости при растяжении, E_p , Гпа (кгс/см ²), размер 235×25×(3-4) мм основа уток	11,7(120000)	16,9 (173100)	15,0 (153000)
		6,8 (70000)	14,9 (152900)	10,0 (102000)

а)



б)



а) Ткань «Урал» + роданид Fe + ЭДТ-10П;

б) Ткань «Урал» + Cu + ЭДТ-10П.

Рис. 2 - Структура углепластиковых образцов, изготовленных методом инфузионной пропитки с последующим формованием (x100)

Следует отметить, что углеродные ткани типа «Урал» позволяют рассматривать и вариант непосредственного осаждения нанотрубок с последующей пропиткой смолами (феноло-формальдегидными или

эпоксидными), используя благоприятное влияние нанотехнологии на повышение уровня физико-механических характеристик. Формирование нанообразований (рис.3) непосредственно на субстрате приводит к максимальной прочности благодаря более совершенной структуре на границе контакта (рис.4, 5, 6).

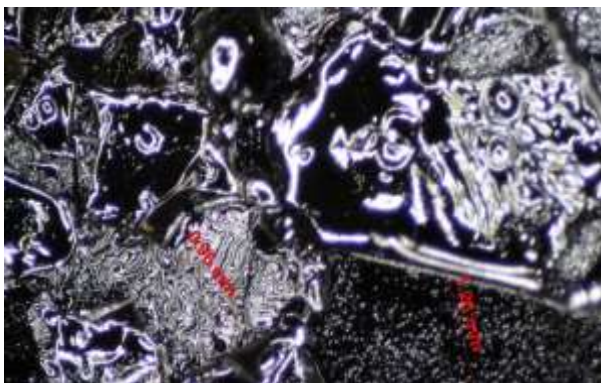


Рис. 3 - Ткань «Урал» после обработки ПАВ и 2-х ступенчатого термостатирования (x100)

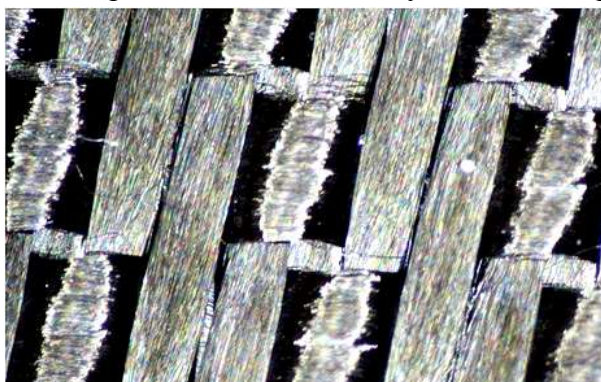


Рис. 4 - Внешний вид ткани «Урал» по основе и утку после термообработки в присутствии ПАВ (x100)



Рис. 5 - Углепластиковый композит на срезе после прессования по штатной технологии (x100)



Рис. 6 - Углеродный композит на срезе после прессования с предварительной модификацией волокнистого наполнителя (x100)

Сравнительные результаты физико-механических характеристик для ткани Урал-Т-22Р (с электрохимической обработкой в условиях изготовителя) представлены в таблице 2.

Таблица 2

Исследуемые показатели	Метод определения	№ образца		
		№1	№2	№3
		Штатные	Концентрация (оптимум)	Конц. 25%
Плотность, кгс/м ³	метод гидростатического взвешивания	1050	1277	840
Содержание связующего %,	метод растворения в азотной кислоте.	30,6	31,7	33,8
Прочность при сжатии, кгс/см ²	ОСТ 92-1460-77	1305,0	2750,0	1290,0
Модуль при растяжении, кгс/ см ²	ОСТ 92-1460-77	1300,0	2650,0	1350,0

Как видно из таблицы 2, результаты физико-механические характеристик, экспериментально полученные на примере ткани Урал при

оптимальной концентрации, имеют значительный рост и позволяют направить усилия исследователей акцентированно и к другим применяемым материалам с точки зрения технологических приёмов для повышения угла смачивания любых субстратов.

Дальнейшее расширение номенклатуры углеродных наполнителей для целевого исследования на примере тканей УТ-900ПМ и Porcher подтвердили результативность подхода путём формирования переходной адсорбционно-химической зоны, способной нивелировать сдвиговые напряжения, превышающие когезионные силы в композите. Исходя из этого формулировка о наличии чёткой границы раздела между полимерной матрицей и армирующим наполнителем, как это принято понимать, приобретает совсем иное значение. Наличие прочной связи между компонентами, не допускающей их взаимное «проскальзывание» под нагрузкой, обеспечит монолитность композита как конструкционного материала.

Методы активирования волокон сводятся к образованию функциональных групп, способных вступать в химическое взаимодействие с функциональными группами полимерных связующих, соединяясь в прочные связи.

Результаты влияния химической обработки (раствор роданида Fe) на физико-механические характеристики углепластиков представлены в таблице 3.

Таблица 3

№ п.п.	наименование материала	Р, кгс (исходная ткань)		σ сжат, кгс/см ²		σ раст, кгс/см ²		Е раст, кгс/мм ²		σ изгиб, кгс/см ²	
		основа	уток	основа	уток	основа	уток	основа	уток	основа	уток
1	УРАЛ Т22-Р ЭХО А+ЭДТ-10П	192	56	2578	1288	1910	581	1593	898	2801	1220
2	УРАЛ Т22-Р ЭХО А + Fe(CNS) ₃ + +ЭДТ-10П	375	73	2750	1400	2651	1040	1731	1544	3494	1586
3	УТ-900ПМ + ЭДТ-10П	847	617	954	912	4517	2908	7211	5962	2461	1991
4	УТ-900ПМ + Fe(CNS) ₃ + ЭДТ-10П	1250	973	1241	1032	4082	3410	6741	6610	2652	2297
5	Porcher+ ЭДТ-10П	209	195	2382	2368	2773	2683	5855	4621	3319	3647
6	Porcher+ Fe(CNS) ₃ + ЭДТ-10П	358	237	3047	2627	3133	2943	5624	6901	4774	4191

Анализ данных таблицы 3 показывает, что применение химически активного компонента для модификации углеродных материалов различных марок существенно влияет на изменение отдельных физико-механических характеристик эпоксидных углепластиков по основе и по утку. Исследование феноло-формальдегидных углепластиков находится в первичной стадии.

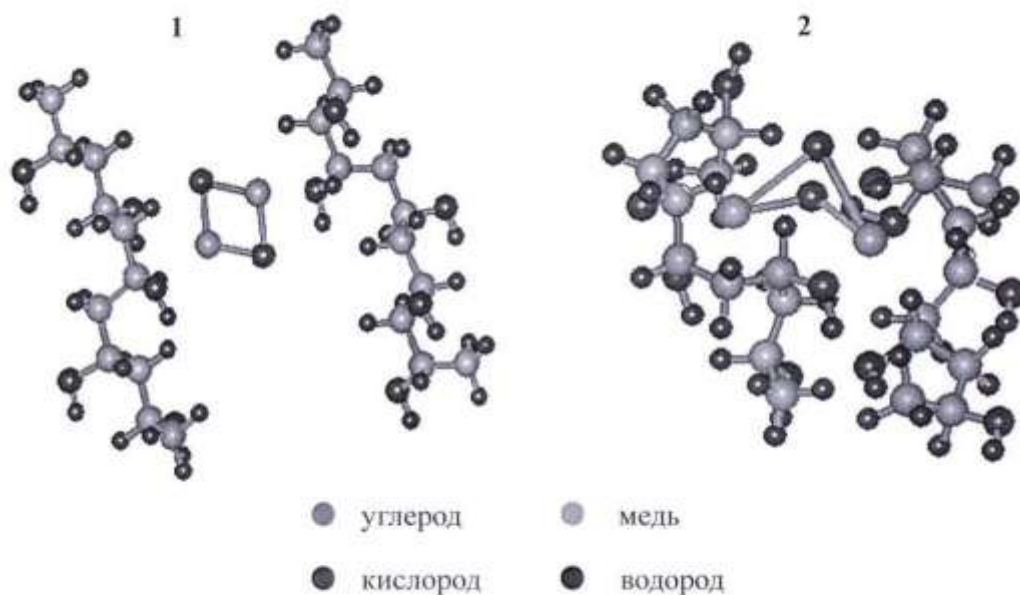
В настоящее время одним из перспективных методов, в целом ряде научных исследований, является синтез металло-нанокompозитов который выделяется как отдельное направление в целях использования в различных отраслях промышленности для модификации полимерных материалов. Введение их в композиции вяжущих веществ (в общем понимании связующих) в ничтожно малых количествах благодаря высокой активности

существенно изменяет в сторону улучшения физико-механические, оптические, электрофизические, сенсорные и другие свойства.

Кроме того, при прививке дополнительных функциональных групп можно достичь тем более высоких результатов межфазного взаимодействия. Все эти исследования пока носят разрозненный несистемный характер при некотором сдержанном отношении к нанотехнологиям в целом.

Металлоуглеродные наноконпозиты формируются путём восстановления 3d-металлов (Ni, Co, Fe, Cu) при взаимодействии их молекул с молекулами термовозгоняемого продукта, а в частном случае, - поливинилового спирта. Для этого готовится 5 – 10% водный раствор поливинилового спирта; а частицы порошка оксида металла измельчаются в механической ступке RM 200 (Retsch) и вводятся в раствор поливинилового спирта согласно мольному соотношению 1:4 (Cu:ПВС) для получения ксерогеля, молекулярная структура которого показана на рис.7.

Исследование взаимодействия поливинилового спирта и оксидов 3d-металлов



Фрагмент макромолекулы поливинилового спирта и оксид меди до оптимизации геометрии (1) и после оптимизации геометрии (2) [полуэмпирический расчет, метод ZINDO]

Рис. 7 - Атомное взаимодействие и образование моделей фуллерено-подобных нанообразований «медь-углерод-кислород-водород»

На рис. 9 представлены снимки отверждённых связующих (без присутствия волокнистого армирующего наполнителя), характеризующие распределение высокодисперсных наполнителей (с эффектом малых добавок) в количестве 4-5м.ч. Как видно из рисунков (с увеличением в 100 раз) имеет место агрегация тиксотропного наполнителя-аэросила в отличие от введённого в полимерную матрицу ультра-дисперсного алюминия, относящегося, по сути, к оксиду металла, что усиливает межфазное взаимодействие с полимером через образовавшиеся кислородные структурные связи.

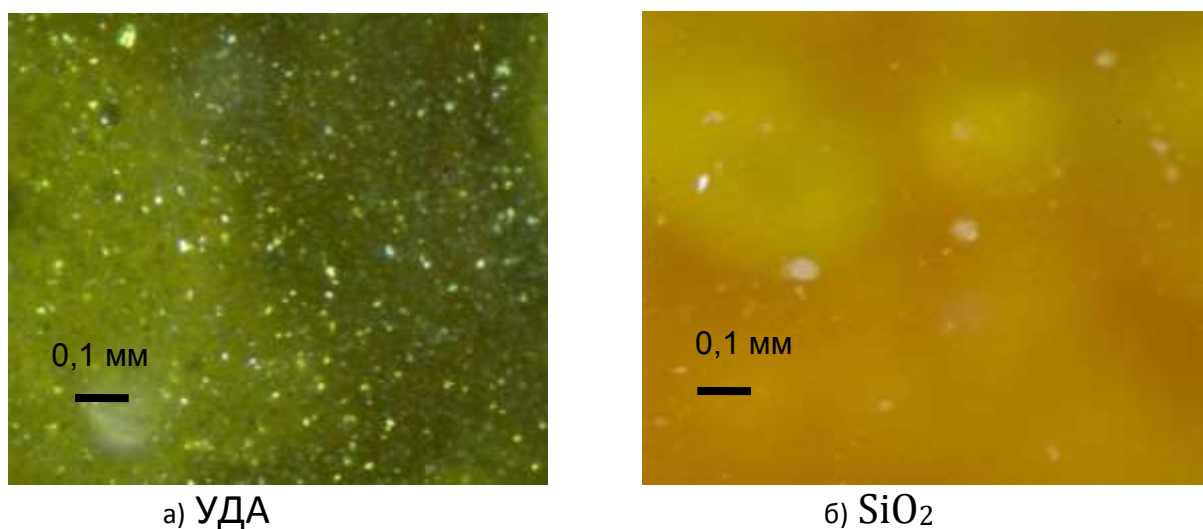


Рис. 8 - Визуализация распределения в полимерных матрицах ультра,- нанодисперсных компонентов, введённых в виде коллоидных паст

Следует обратить внимание на необходимость выбора метода воздействия на среду с полимерным связующим, наиболее активно действующего с целью обеспечения равномерности распределения ультра,- наночастиц в гетерогенной системе до процесса пропитки субстрата.

В качестве примера такой технологии можно привести метод с наложением ультразвука. При этом достигается высокая эффективность распределения той или иной добавки с воспроизводимостью результатов при повторении технологической процедуры (рисунок 9).

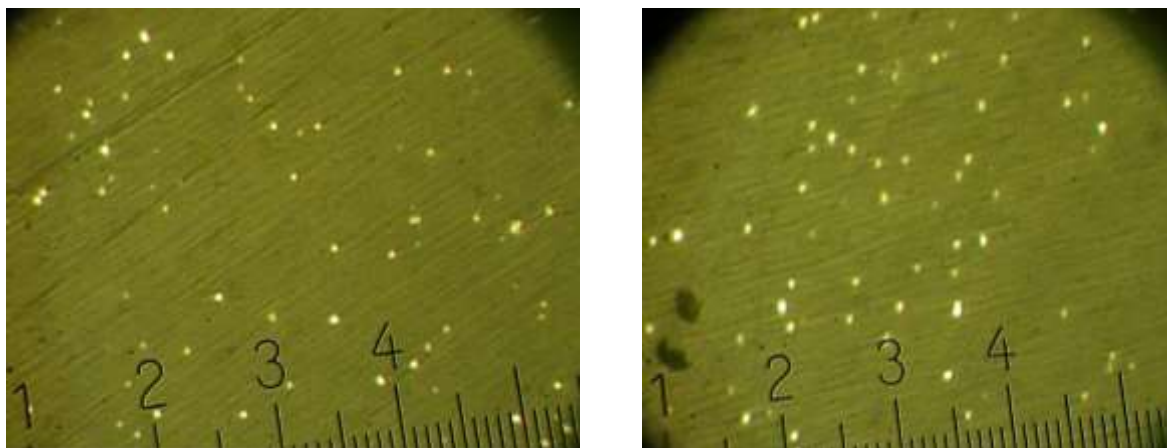


Рис. 9 - Визуализация образцов с ультразвуковой активацией

Ожидаемое повышение ФМХ углепластика с армирующей тканью ЛУП с применением наноструктурирования и ультразвука составляет 65 % (по первичным результатам).

Исследование влияния плазмохимической обработки армирующих наполнителей (арамидных, углеродных и стекловолоконистых жгутов, лент и тканей), на уровень физико-механических характеристик в композитах вариантного (автономно и в комбинации с нанодобавками в связующих).

При введении наполнителя в полимерную систему термореактивного связующего приходится учитывать множество факторов, таких как период жизнеспособности в присутствии отверждающих агентов, адсорбцию на границе фаз, избирательную химическую активность без опережения (и наоборот) реакции взаимодействия с отдельными компонентами в случае присутствия нескольких смол. Во всех случаях необходимо технологически добиться того, чтобы каждая частица обволакивалась полимером при равномерном распределении.

Бомбардировка поверхности полимера энергетическими частицами плазмы способна разрушать ковалентные связи между поверхностными атомами и приводит к образованию поверхностных радикалов, которые, в свою очередь, взаимодействуют с активными частицами плазмы с образованием различных функциональных групп.

Обработка широкого ряда полимеров (полиолефинов, полиэстеров, полиамидов, фторполимеров).

Физико-механические характеристики углепластиков на основе модифицированных связующих представлены в таблице 6.

Таблица 4

Параметр	Штатный метод изготовления	ЭДТ-10П 5 м.ч.УДА	Плазмо-химическая обработка ткани	Комбинация приёмов активирования и наноструктурирования
$\sigma_{сж}$ по основе (кгс/см ²)	1307	2419 (+85 %)	1848 (+41%)	2282 (+75 %)
$\sigma_{сж}$ по утку (кгс/см ²)	1145	1237 (+8 %)	1233 (+8%)	1347 (+17 %)
$\sigma_{скол}$ по основе (кгс/см ²)	274	307 (+12 %)	280 (+2%)	331 (+21 %)
$\sigma_{скол}$ по утку (кгс/см ²)	320	306 (-4 %)	310 (-3 %)	365 (+14 %)

В результате проведения работ:

– выполнен сравнительный анализ результатов комплексной оценки физико-механических характеристик экспериментальных образцов полимерно-композиционных материалов и определение рецептур для повышения прочности;

– исследовано влияние нанокomпонентов и модифицированных волокон и тканей (плазмо-химическое воздействие) на теплостойкость экспериментальных образцов полимерно-композиционных материалов;

– разработаны рекомендации по применению способов введения эффективных нанокomпонентов и модифицированных армированных

волокон и тканей в полимерные матрицы связующих эпоксидного и эпокси-фенольного типа.

Результаты проведённых исследований подтвердили существенное сверхожидаемое повышение ФМХ композитов. Направленная модификация различных субстратов на органической и неорганической основе позволяет обеспечить конкурентоспособность материалов для применения в перспективных проектах новых изделий. При этом, для каждого материала и с учётом особенностей технологического формования необходимы индивидуальные подходы к выбору способа активирования поверхности, исходя из расчётов технической и экономической целесообразности. Следует отметить, что в отечественной практике конкуренция между органопластиком и углепластиком не состоялась. Повышение прочности отечественного углеродного волокна, к сожалению, остаётся проблематичным по сравнению с зарубежными углеродными материалами, поэтому концентрация внимания с точки зрения межфазного взаимодействия на границе с полимерными связующими различного класса, включая наноструктурирование, остаётся актуальной задачей первостепенной важности.

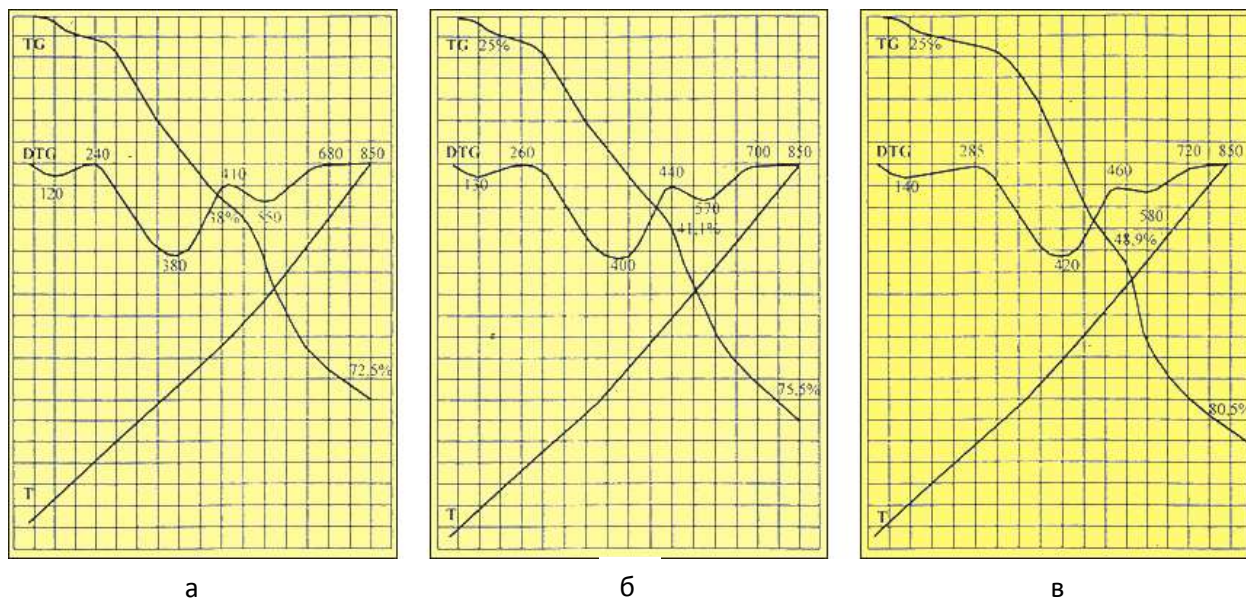
В настоящее время Уральским НИИ композиционных материалов созданы технологии получения нанотрубок с привитыми функциональными (аминными, гидроксильными и карбоксильными) группами, которые открывают новое направление материаловедения в области композиционных материалов с эпоксидными и фенолоформальдегидными полимерными матрицами. Открываются новые возможности полимеризации различного рода связующих с сокращением экологически опасных отвердителей типа Диамет-Х, которые выпускаются в порошкообразном виде и требуют дополнительной подготовки перед использованием соблюдения особых требований в связи с признаками канцерогенности продукта (паспорт безопасности вещества).

Таким образом, применение нанотрубок с привитыми функциональными группами, способными вступать в химическое взаимодействие с полиерными связующими, включая также нанометаллокомпозиты с использованием 'элементов переменной валентности (с осаждёнными наноструктурами) открывают новые перспективы для специального материаловедения с целью максимального извлечения физико-механических, теплофизических и эксплуатационных свойств в композитах, широко применяемых в авиации и других отраслях промышленности.

Следует отметить, что компьютерное моделирование позволяет получать новые структуры не только с металлами, но и рассматривать варианты наноксидных соединений различных металлов, получая запрограммированные свёртки, что позволит извлекать новые свойства. Например, могут быть материалы с магнитным эффектом, повышенной электропроводимостью или полупроводимостью. Так, одним из проблемных направлений является повышение токопроводности при наличии условий накопления статического электричества. В данном случае целесообразно рецептурного состава с использованием никельсодержащих углеродных нанокompозитов в сочетании с графено и техническим углеродом.

В НПО «Искра» совместно со специалистами и аспирантами Пермского национального исследовательского Политехнического университета разработаны новые подходы к армированию эластомеров на основе этилен-пропилендиеновых каучуков СКЭПТ, выбирая волокнистые наполнители нетканой структуры или дискретной формы (4-6мм), для которых характерно температурное разложение в пределах 400-500⁰ С. Ориентируясь на кривые ДСК физико-химических превращений, появляется возможность получения новых физических моделей функционирования теплозащитных покрытий при высокотемпературном нагреве. Для экспериментальных работ были выбраны дискретные волокна (4-6мм)

аналога волокна Кевлар отечественного производства в армирующая ткань хаотичной структуры. Дериватограммы теплозащитного материала на основе СКЭПТ представлены на рис.10



- а) Скорость нагрева 2,5 град/мин (Тигель – керамика);
- б) Скорость нагрева 5,0 град/мин;
- в) Скорость нагрева 10,0 град/мин.

Рис. 10 - Дериватограмма теплозащитного материала на основе СКЭПТ:

Результаты дифференциально-термического анализа представлены в таблице 6, из которой следует перспективная реализуемость материала на основе СКЭПТ с арамидным наполнителем по преимущественным признакам для оценки параметра эффективности (плотность, теплопроводность и скорость деструкции). Введение в рецептуры теплозащитных материалов дискретных волокон арамидного волокна (с пластификатором диоктилсебацанатом и без него) существенно влияет на унос массы из-за образования газообразных продуктов при физико-химических превращениях ароматического полиамида под воздействием температуры. Температурные интервалы и характеристические температуры деструкции практически сопоставимы для всех объектов при содержании 15 м.ч. дискретного органоволокна. Для эластомеров, содержащих пластификатор, вводились

волокна в количестве 15 м.ч., ориентируясь на оптимальный вариант модификации базового объекта. В продолжение экспериментальных исследований проведены работы по сравнению комплекса характеристик для резиноармированного материала, предусмотрев замену асболовансовой ткани на арамидное волокно нетканой структуры в виде непрерывного полотна. Результаты сравнительных испытаний представлены в таблице 6.

Наилучшие результаты по адгезионной прочнсти достигаются с использованием технологии с применением спирто-ацетоновой смеси и аппретированием акриловым полимером пассивирующего типа со стронциевым пигментом, что в значительной мере повышает поверхностную энергию ароматического волокна перед пропиткой эпоксидным связующим, в результате чего можно достигнуть повышения прочности при растяжении на 25-35% в зависимости от соотношения аморфно-кристаллической и фибриллярной фазы в структуре органического волокна типа «Кевлар».

Рассматривая множество вариантов возможного выбора наноструктур для модифицирования полимерных матриц, был учтён предыдущий опыт работы различных предприятий, а также, -информационные данные о высокой реакционной активности ультрадисперсного алюминия (в частности) и высокой удельной поверхности диоксида кремния (380 м²/г при дисперсности 40-60 нм), которые и были использованы для предметного исследования в рецептурах полимерных связующих. Ранее эти компоненты были опробованы в клеевых композициях и продемонстрировали высокие адгезионные свойства. Однако, из-за высокой удельной поверхности равномерность распределения диоксида кремния, несмотря на механо-активацию, оказалась затруднительной, поэтому для дальнейших исследований внимание было сосредоточено на ультрадисперсном алюминии.

Таблица 5

Объект	Температурные интервалы деструкции, °С / Δm, мг, (%)					Характеристические температуры, °С					Σ потери массы, мг / Σ процент от m _{исх} , %
	T _{нач} -T _{кон}	T _{нач} -T _{кон}	T _{нач} -T _{кон}	T _{нач} -T _{кон}	T _{нач} -T _{кон}						
51-2101 (базовый объект)		205-462 / 57.86 (59.13)		462-535 / 5.99 (6.12)	535-640 / 2.88 (2.95)	205	370	400	460	490	66.73 / 68.20 Остаток-асбестовая пыль
51-2101-M1 10 м.ч. органоволокна		205-320 / 3.13 (3.16)	320-465 / 76.30 (76.91)	465-530 / 8.83 (8.90)	530-590 / 5.70 (5.74)	205	320	385	470	500	93.96 / 94.71
51-2101-M2 15 м.ч. арм.		200-350 / 7.59 (7.67)	350-455 / 68.62 (69.31)	455-530 / 9.18 (9.27)	530-590 / 7.11 (7.18)	200	350	390	510	555	94.75 / 95.67
51-2101-M3 20 м.ч.арм.	160-250 / 0.10 (0.10)	205-460 / 74.60 (75.32)		460-545 / 10.42 (10.52)	545-615 / 9.63 (9.73)	160	350	460	520	555	92.75 / 93.43
51-2166-M1 15 м.ч. арм. 5 м.ч. ДОС	170-240 / 1.31 (1.46)	240-385 / 12.37(13.78)	385-460 / 57.03 (63.51)	460-545 / 10.14 (11.29)	545-615 / 5.68 (6.33)	170	350	400	515	550	86.53 / 96.37 остаток-асбестовая пыль
51-2180-M2 15 м.ч. арм. 25м.ч. ДОС	155-370 / 16.87 (17.72)	370-475 / 63.74 (66.96)		475-535 / 6.50 (6.82)	535-590 / 5.19 (5.45)	155	320	400	475	510	92.30 / 96.95

 Примечание: «Арм» - обозначение арамидного волокна. 2. ДОС –диметилсебацат: CH₃ –OOC(CH₂)₈-COOH

Таблица 6

Показатели, Единицы измерения	ткань асбестовая прорезиненная АР-998 (базовый вариант)	армированное модифицированное ТЗП АРМ-998 (исполнитель нетканой структуры)		армированное ТЗП с рубленым арамидным наполнителем АРМ 864 (рубленое волокно)
Плотность, кг/м ³	1200	1050	1160	1070
Коэффициент теплопроводности, Вт/м·К	0,22±0,02	50°С...0,26	0,33	0,33
		75°С...0,25	0,35	0,34
		100°С...0,26	0,34	0,34
		125°С...0,25	0,33	0,33
		150°С...0,26	0,35	0,34
Средняя удельная теплоёмкость, кДж/кг·К	1,45±0,05	50°С...1,97	1,62	1,75
		75°С...1,94	1,68	1,80
		100°С...1,89	1,70	1,70
		125°С...1,86	1,72	1,79
		150°С...1,87	1,62	1,78
Коэффициент температуропроводн ости, м ² /с·10 ⁻⁷	1,65	1,30	1,76	1,35
Скорость деструкции (продвижение изотермы до 300°С), мм/с	0,020	0,016	0,018	0,017
Стандартный показатель эффективности, $P_{эф} = 1/\rho \cdot V_{дестр}$	41,60	59,50	47,80	54,0

ВЫВОДЫ.

1. Комплекс представленных результатов исследований в области получения композитов на примере углепластиков показывает важность значения изменения поверхностной энергии субстратов перед пропиткой.

2. Углепластики с углеродными тканями типа «Урал» позволяют реально рассматривать вариант непосредственного осаждения нано-трубок с последующей пропиткой смолами (феноло-формальдегидными или эпоксидными), используя благоприятное влияние нано-структурирования на изменение энергии Гиббса с повышением уровня физико-механических характеристик.

3. Целесообразно расширение направления работ с наноструктурированием непосредственно на субстратах, индивидуально подходя к процессу сублимации продуктов низкотемпературного разложения, предпочтительно без выделения вредных химических веществ в окружающую среду.

4. Развитие нанотехнологий с инновационными подходами - принципиально новое направление для перспективного материаловедения композитов.

5. Существующие методики определения энергии активации применительно к наноструктурированным композитам требуют новых подходов, включая её изменения, как в процессе циклов ускоренных климатических испытаний, так и при длительном хранении в составе сложных технических объектов.

Список литературы

1. Берлин А.А. Перспективные материалы и технологии для ракетно-космической техники /И.А.Ассовский // Космический вызов XXI века. – М. 2007, с.17-26.

2. Шурик А.Г. Искусственные углеродные материалы.// Пермь, Пермский государственный университет. – 2009, 342 с.

3. Шайдурова Г.И. Влияние структурных особенностей арамидных волокон на ФМХ органопластиков / А.Ю. Лузенин, Ю.Г.Лузенин //Материалы XI Всероссийской научно-технической конференции Пермь, - 2008 г, с.43-44

4. Милёхин Ю.М. Пути совершенствования корпусов ракетных двигателей твёрдого топлива в России и за рубежом / С.А. Гусев, А.К. Яницкий, В.В. Соколов // Журнал «Вопросы оборонной техники». Серия 15, 2015.

5. Димитриенко И.П. К вопросу о подтверждении длительного срока эксплуатации изделий из ПКМ / С.Н. Сычугов // Журнал «Вопросы оборонной техники», серия 15 , 1998, -с. 19-23

6. Шайдурова Г.И. Аналитические исследования в области разработки и применения нанокompозитов / С.А. Лобковский, Е.В. Зубова // журнал «Вопросы оборонной техники», серия 15 , - 2014, - с.63-66

7. Каблов.Е.Н. Авиационное материаловедение в XXI веке. Перспективы и задачи./ Е.Н. Каблов // Энциклопедический справочник ,2007 г., №1

8. Шайдурова Г.И. Перспективы реализации наноструктур при создании композитов с прогнозируемыми свойствами. / Г.И. Шайдурова, В.Б. Шатров, И.Л. Васильев //Сборник тезисов докладов -Международной конференции Техническая химия. От теории к практике, Пермь, 2016г. с.52

9. Харрис П. Углеродные нанотрубки и родственные структуры / П. Харрис, //Техносфера, / 2003 г., 336 с.

10. Патент РФ МПК 02К 9 34 .// Способ защиты от влаги корпусов из композиционных материалов./ Шайдурова Г.И., Васильев И.Л., Черенцев П. Патент №2525820 от 20.08.2014 г.

11. Шатров В.Б. Экспериментальные исследования влияния малых добавок на ФМХ органопластиков / Шайдурова Г.И., Ощепкова М.Ю. // Журнал «Вопросы оборонной техники, серия 15, №4 2006 г. с.26-29.

УДК 539.3.539.4

Климатические испытания лакокрасочных покрытий

А.М. Коган; В.О. Старцев, д.т.н.

Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт» (НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ)

vostartsev@viam.ru

Аннотация

В работе приведены результаты предварительных лабораторных испытаний лакокрасочных покрытий на воздействие внешних климатических факторов, широко применяющихся для окраски воздушного транспорта. Проведена оценка результатов изменения декоративных свойств рассмотренных лакокрасочных покрытий в зависимости от режимов и параметров испытаний.

Ключевые слова:

климатические испытания, ускоренные лабораторные испытания, алюминиевый сплав, лакокрасочные покрытия, фторполиуретановая эмаль, эпоксидная эмаль, старение покрытий

Введение

Современная техника неуклонно диктует требования к разработке и производству новых материалов [1]. Свойства материалов с течением времени изменяются, поэтому важными характеристиками становятся климатическая стойкость материалов и сохраняемость их свойств, которые в значительной степени определяются районом эксплуатации. [2, 3].

Одним из главных показателей при эксплуатации изделий является их безопасность, определяемая надежностью и сохраняемостью свойств материалов. Ежегодно повышаются требования к показателям надежности, долговечности и экологической безопасности материалов. Защита узлов конструкции и деталей от разрушающего воздействия окружающей среды осуществляется в основном лакокрасочными покрытиями (ЛКП). ЛКП являются наиболее подверженными воздействию климатических факторов, от свойств которых, главным образом, зависит срок эксплуатации материалов и технического изделия в целом [4]. Вопрос прогнозирования изменения свойств ЛКП является актуальным и для ответа на него необходимо исследовать изменение показателей свойств ЛКП (адгезионная прочность, значение блеска, параметры цвета и др.) в различных климатических зонах.

Каждый тип климата характеризуется своими особенностями, которые влияют на стойкость ЛКП к воздействию внешних факторов в данной климатической зоне. Авиационная техника, в отличие от большинства технических изделий, в соответствии с ГОСТ 15150-69 должна отвечать требованиям всеклиматического исполнения, для чего в процессе проектирования и подготовки воздушного судна необходимо проверить все материалы на стойкость ко все климатическим воздействиям, характерным всем районам полетов и стоянки. На территории РФ имеется возможность проведения испытаний в холодном, умеренном и субтропическом влажном климатах, однако кроме этого необходима оценка стойкости материалов к тропическому и субтропическому сухому и влажному климатам.

Ввиду отсутствия таких климатических условий, для проверки работоспособности и сохраняемости свойств материалов в рамках реализации российско-иранского гранта РФФИ [5]. Проведены исследования особенностей климата республики Иран, где среди множества климатических факторов стоит отметить явление эрозионного разрушения. Пыльные бури относятся к опасным явлениям погоды. Под пыльной бурей принято понимать явление, когда ветром в воздух поднимается большое количество пыли, песка, частиц сухой земли. Перенос больших количеств густой пыли или песка сильным ветром – типичное явление пустынь и степей, в результате чего происходит ветровое разрушение поверхности деталей и технических изделий. Разнообразие областей применения эрозионностойких покрытий, условий их работы, а также предъявляемых к ним требований, связанных с конкретными конструктивными особенностями изделия, обуславливает разнообразие видов эрозионностойких покрытий, типов полимерных пленкообразующих и т. д. [6, 7]. Применение эрозионностойких покрытий крайне необходимо, так как они позволяют обеспечить заданный ресурс работы защищаемых конструкций. Эрозионные испытания необходимы для оценки качества новых конструкционных материалов при их применении в летательных аппаратах.

Все это требует проведения дальнейших исследований, посвященных эрозионному изнашиванию материалов и разработки методики испытаний, которая бы позволяла прогнозировать ресурс работы изделия. В ряде исследовательских работ [8, 9] приводятся зависимости эрозионных показателей от других механических характеристик.

Подготовка проектной документации стендов

В рамках выполнения работ по гранту РФФИ № 20-53-56009 «Исследование воздействия факторов окружающей среды на лакокрасочные покрытия в условиях сухого субтропического климата» с Исламской республикой Иран были разработаны эскизы стендов (рис. 1) для проведения

натурных климатических испытаний. Эскизы были направлены в научный коллектив университета г. Йезда Иранской республики.

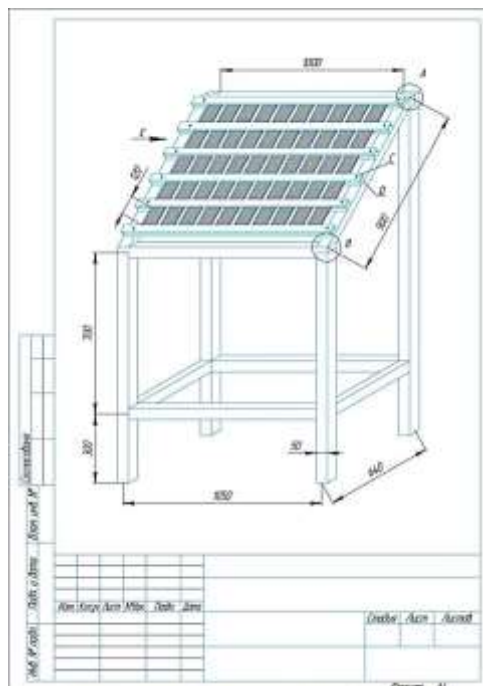


Рис. 1 – Чертеж стенда для проведения натурных климатических испытаний

Материалы и методы

Получение покрытий с большим сроком службы, который позволяет сокращать расходы на защиту технических средств от погодных факторов и увеличивать сроки межремонтного обслуживания является главным направлением развития лакокрасочной промышленности.

Для исследования воздействия климатических факторов на свойства ЛКП в условиях сухого субтропического, умеренного и умеренно-теплого климата было изготовлено 700 шт. образцов. В качестве основы был выбраны 3 листа алюминиевого деформируемого сплава Д16АЧ размером $3000 \times 1200 \times 1$ мм, из которого методом гидроабразивной резки были нарезаны образцы размером $150 \times 75 \times 1$ мм. Далее образцы были подвергнуты серно кислотному оксидированию с последующим наполнением в хромпике.

Покраска подготовленных образцов выполнялась в несколько этапов. На начальном этапе каждую поверхность образцов было нанесено 2 грунтовых слоя холодной и горячей сушки. В качестве покрытия были

выбраны 2 марки эмали: фторполиуретановая ВЭ-69 и эпоксидная ЭП-140. После подготовки поверхности к нанесению ЛКП образцы были разделены на 4 группы по 175 шт.

Следующим этапом являлось нанесение ЛКП, для чего использовали специальные пневматические пистолеты, которые позволяют равномерно распределить распыляемую краску по всей поверхности образца. Каждая группа образцов была окрашена соответствующей эмалью с добавлением одного из двух пигментов. В таблице 1 представлены группы образцов после покраски.

Таблица 1

Группы образцов после покраски

Маркировка образцов	Тип эмали	Цвет пигмента
1 ÷ 175	ВЭ-69	Красный
176 ÷ 350	ВЭ-69	Серый
351 ÷ 525	ЭП-140	Красный
526 ÷ 700	ЭП-140	Серый

Испытания на воздействие внешних климатических факторов, выбор параметров испытаний проводили, опираясь на следующие нормативные документы:

- воздействие песка и пыли: ГОСТ РВ 20.57.306-98 (п.5.11 метод 1);
- воздействие УФ-излучения: ISO 11341-2004, ГОСТ Р 51370-99 и ГОСТ 9.045-75;
- термоциклирование: ГОСТ Р 51372-99, ГОСТ 9.104-2018 и ГОСТ 15150-69;

Блеск ЛКП определяли в соответствии с ГОСТ 31975-2017. Цветовые характеристики покрытий оценивали в соответствии с ГОСТ 52490-2005. Измерение адгезии ЛКП после предварительных лабораторных испытаний проводилось в соответствии с ГОСТ 31149-2014.

Результаты и обсуждение

В качестве параметров поверхности, изменение которых будет отслеживаться в рамках данной работы, являются блеск, параметры цвета L^* , a^* , b^* и балл адгезии.

Для определения исходных значений адгезии ЛКП к металлу были отобраны по одному образцу из каждой группы. С помощью режущего инструмента и липкой ленты определяли адгезию лакокрасочного покрытия к окрашиваемой поверхности при решетчатом надрезе (прямоугольная решетка). Балл адгезии находится в диапазоне от 0 (края надрезов полностью гладкие; ни один из квадратов в решетке не отслоился) до 5 (любая степень отслаивания, которую нельзя классифицировать 4-ым баллом шкалы). Внешний вид образцов при определении адгезии представлен на рисунке 2.

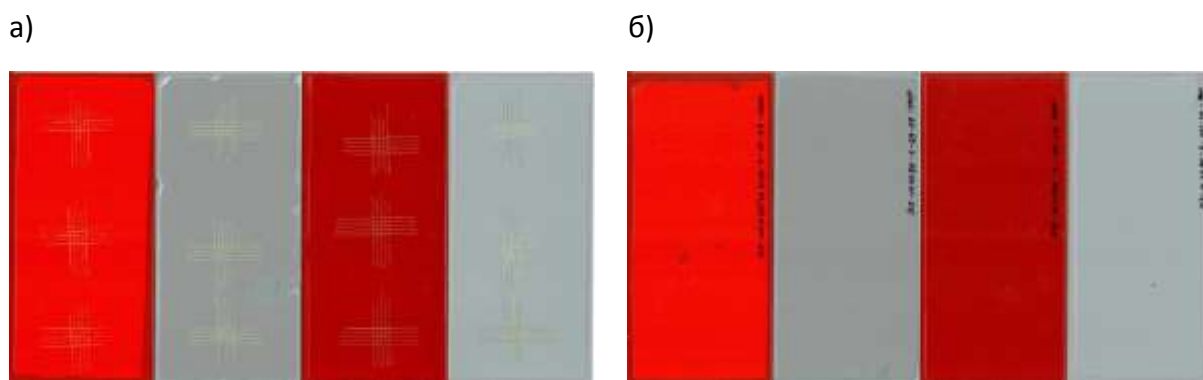


Рис. 2 – Внешний вид образцов после определения адгезии
а – лицевая сторона, б – обратная сторона

В соответствии с ГОСТ 31975-2017 с помощью устройства для определения коэффициента зеркального отражения (блескомера марки REFO 60) были определены значения блеска лакокрасочных покрытий (ЛКП) на всех 4-х группах образцов с двух сторон. Для каждой стороны образца (лицевой и обратной) проводили 6 измерений на различных участках. Если разброс показаний менее 5 единиц блеска, записывали среднеарифметическое значение как значение блеска. Если разброс показаний превышает 5 единиц блеска, то дополнительно проводили шесть

измерений и записывают среднее значение и разброс результатов всех измерений.

В соответствии с ГОСТ 52490-2005 с помощью устройства для определения цвета (спектрофотометра типа SP60, модификация SP62) определяли значения различия цвета, светлоты, цветового тона лакокрасочных покрытий (ЛКП) испытуемых образцов и образца сравнения по их координатам цвета (L^* , a^* , b^*) в системе МКО 1976 г. (ГОСТ Р. 52489). Для каждой стороны образца (лицевой и обратной) было проведено не менее 5 измерений координат цвета на различных участках.

Лабораторные испытания на воздействие внешних климатических факторов

Воздействие песка и пыли

Испытание проводили путем обдувания образцов ЛКП марки ВЭ-69 воздухом, содержащим во взвешенном состоянии просушенную пылевую смесь (70 % кварцевого песка, 15 % мела, 15 % каолина) в количестве, равном (5 ± 2) г/м³. При этом взвешенная пылевая смесь равномерно движется со скоростью 15 м/с в течение 4, 8 и 16 ч. В качестве нормативной документации был выбран ГОСТ 20.57.306-98 п. 5.11.4 метод 1. 3 образца № 69, 70, 71 поочередно помещали в камеру песка и пыли при температуре 60 °С и скорости потока 15 м/с в течение 4 ч, 8 ч и 16 ч соответственно.

В таблице 2 и на рисунке 2 представлены результаты изменения декоративных свойств покрытия марки ВЭ-69.

Таблица 2

Изменение параметров образцов ЛКП ВЭ-69

№ образца	Изменение блеска, %		Изменение цвета, %					
	Лицевая	Обратная	Лицевая			Обратная		
			L^*	a^*	b^*	L^*	a^*	b^*
69	-91,9	-70,0	2,48	3,28	0,78	-0,47	0,57	-4,69
70	-96,1	-63,4	2,60	3,53	0,99	-0,60	0,59	-11,21
71	-95,1	-70,2	2,08	6,76	3,79	-0,56	3,29	-6,19

Адгезия ЛКП к Д16АТ образцов № 69, № 70, № 71 составляет ноль баллов по ГОСТ 31149.

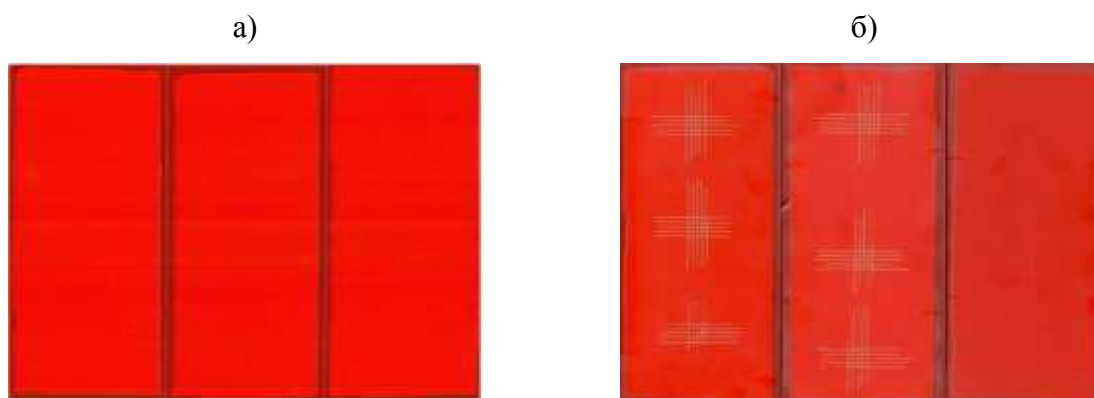


Рис. 3 – Внешний вид лицевой стороны образцов ЛКП
а – до испытаний, б – после испытаний и определения адгезии

*Воздействие песка и пыли, солнечного излучения и термоциклирования
(режим 1)*

Испытания проводили на 4 образцах по одной из каждой группы (№ 172, 346, 519, 697). Образцы подвергали следующему последовательному воздействию климатических факторов:

- динамическая пыль в течение 8 ч;
- свет УФ 120 Вт/м² в течение 23 ч;
- перепады температур от +15 до +65 °С (10 циклов по 60 мин выдержки при каждой температуре).

В таблице 3 и на рисунке 3 представлены результаты изменения декоративных свойств покрытий марки ВЭ-69 и ЭП-140.

Таблица 3

Изменение параметров образцов ЛКП

№ образца	Изменение блеска, %		Изменение цвета, %					
	Лицевая	Обратная	Лицевая			Обратная		
			L*	a*	b*	L*	a*	b*
172	-70,77	-4,20	-2,40	-0,53	-3,91	-0,11	0,43	0,69
346	-67,27	-11,18	0,65	3,14	109,76	-0,42	1,24	0,00
519	-93,81	-8,68	-0,19	15,06	14,18	-0,82	3,04	5,41
697	-96,20	-4,17	-1,43	9,55	-14,72	-0,15	1,34	-3,33

Адгезия ЛКП к Д16АТ образцов № 172, № 346, № 519, № 697 составляет ноль баллов по ГОСТ 31149.



Рис. 4 – Внешний вид лицевой стороны образцов ЛКП
а – после испытаний, б – после определения адгезии

Воздействие песка и пыли, солнечного излучения и термоциклирования (режим 2)

Испытания проводили на 4 образцах по одной из каждой группы (№ 171, 347, 520, 696). Образцы подвергали следующему последовательному воздействию климатических факторов:

- динамическая пыль в течение 16 ч;
- свет УФ 120 Вт/м² в течение 23 ч;
- перепады температур от +15 до +65 °С (10 циклов по 60 мин выдержки при каждой температуре).

В таблице 4 и на рисунке 4 представлены результаты изменения декоративных свойств покрытий марки ВЭ-69 и ЭП-140.

Таблица 4

Изменение параметров образцов ЛКП

№ образца	Изменение блеска, %		Изменение цвета, %					
	Лицевая	Обратная	Лицевая			Обратная		
			L*	a*	b*	L*	a*	b*
171	-80,70	-10,54	-3,80	0,37	-3,79	-0,40	0,71	4,20
347	-71,18	-12,73	1,02	3,07	145,00	-0,06	-4,32	7,69
520	-98,14	-24,21	5,62	3,37	-14,25	-1,31	5,47	8,00
696	-98,01	-53,84	-2,45	3,18	-32,11	-0,66	4,07	-2,11

Адгезия ЛКП к Д16АТ образцов № 171, № 347, № 520, № 696 составляет ноль баллов по ГОСТ 31149.

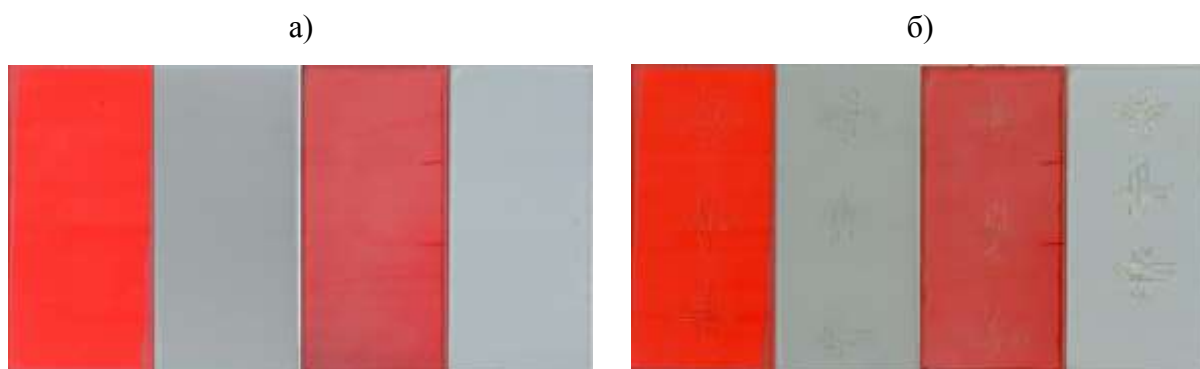


Рис. 4 – Внешний вид лицевой стороны образцов ЛКП
а – после испытаний, б – после определения адгезии

Изменение цветовых характеристик связано с выцветанием пигмента под действием солнечного излучения, а снижение показателей блеска – с выветриванием поверхности образцов под действием песчано-воздушной смеси. Изменение блеска и цвета являются первичными сигналами деструкции покрытия эмали.

Изменение декоративных свойств покрытия эмали ВЭ-69, а именно параметров цвета после 16 часов динамического воздействия песка и пыли, солнечного излучения и термоциклирования выше, чем для данного покрытия после 4 и 8 часов. Если для обратной поверхности изменение параметров цвета L^* и a^* составляет меньше 1 %, то изменение параметра b^* доходит до 11 %. Для лицевой поверхности изменение параметров L^* и a^* составляет 2–3 %, параметра b^* – 1–3 %. Особо внимание стоит обратить на изменение блеска, которое составляет 91–96 % для лицевой и 63–70 % для обратной поверхности. Однако наблюдается слабая зависимость изменения блеска и цвета покрытия ВЭ-69 после 4, 8 и 16 часов воздействия песка и пыли.

Для группы покрытий, которые подвергались последовательному воздействию песка и пыли, солнечного излучения и термоциклирования, характерны следующие выводы: изменение блеска составляет 67–98 % для лицевой и 10–53 % для обратной поверхности. Показатели цвета

Исходя из результатов проведенных испытаний, динамическое воздействие песка и пыли в течение 16 часов с последующим воздействием солнечного излучения и термоциклирования (метод 2) в среднем увеличило изменение блеска всех типов покрытий ВЭ-69 в среднем на 10 % для лицевой поверхности и на 4 % для покрытия марки ЭП-140 в сравнении с аналогичным последовательным воздействием климатических факторов, но уже с длительностью воздействия песка и пыли в течение 8 часов (метод 1).

Наибольшее изменение блеска после 8 часов динамического воздействия песка и пыли, солнечного излучения и термоциклирования наблюдается у покрытия марки ЭП-140 с серым пигментом и составляет 96,2 % для лицевой поверхности. Наибольшее изменение блеска после аналогичного цикла, но с воздействием песка и пыли в течение 16 часов также наблюдается у покрытия марки ЭП-140 с красным и серым пигментами и составляет 98,14 % и 98,01 % соответственно.

Для параметров цвета покрытия марки ВЭ-69 после испытания по методу 2 характерно изменение параметра L^* на 1,4% для красного пигмента и на 0,5 % для серого в сравнение с методом 1. Следует отметить значительное изменение параметра b^* покрытия марки ВЭ-69 после испытаний по методу 1 и 2, которое составляет 109,76 % для красного пигмента и 145 % для серого.

Заключение

По результатам предварительных лабораторных испытаний покрытий двух марок с различными пигментами на предварительно загрунтованной металлической подложке можно сделать вывод о значительном снижении блеска у обеих марок покрытия. Однако параметр цвета b^* для покрытия марки ВЭ-69 после испытаний по методу 1 и 2 достигает изменения более чем на 100 %.

Для дальнейшего обобщения полученных результатов и их корреляции с натурными испытаниями необходимо провести экспозицию образцов в натуральных условиях в различных климатических зонах. Это позволит дать рекомендации по применению данных типов покрытий и, возможно, расширит область применения используемых покрытий, поскольку проведение натуральных испытаний в условиях сухого субтропического климата республики Иран ранее не проводилось, что позволит получить новые уникальные данные по данному климатическому району.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и ННФИ в рамках научного проекта № 20-53-56009.

Исследование выполнено с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ.

Список литературы

1. Каблов Е.Н. Композиты: сегодня и завтра // Металлы Евразии. 2015. № 1. С. 36–39.
2. Каблов Е.Н. Материалы и химические технологии для авиационной техники // Вестник Российской академии наук, 2012. Т. 82. № 6. С. 520–530.
3. Андреева Н.П., Павлов М.Р., Николаев Е.В., Славин А.В. Влияние климатических факторов тропического и умеренного климата на свойства лакокрасочных покрытий на уретановой основе // Лакокрасочные материалы и их применение. 2018. № 4. С. 24–28.
4. Каблов Е.Н., Семенова Л.В., Еськов А.А., Лебедева Т.А. Комплексные системы лакокрасочных покрытий для защиты металлических полимерных композиционных материалов, а также их контактных соединений от воздействия агрессивных факторов // Лакокрасочные материалы и их применение. 2016. № 6. С. 32–35.

5. Семенова Л.В., Новикова Т.А., Нефедов Н.И. Климатическая стойкость и старение лакокрасочного покрытия // Авиационные материалы и технологии. 2014. № S3. С. 31–34. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-S3-31-34.
6. История авиационного материаловедения. ВИАМ – 80 лет: годы и люди / под общ. ред. Е.Н. Каблова. М.: ВИАМ, 2012. 520 с.
7. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения – основа инноваций, технологического лидерства и национальной безопасности России // Интеллект и технологии. 2016. №2 (14). С. 16–21
8. Боркова А.Н. Эрозионная стойкость авиационных материалов при соударении с твердыми (пылевыми) частицами: автореф. дис. канд. техн. Наук. М. 2006. 27 с.
9. Эрозия / Под ред. К. Прис. Пер. с англ. М.: Мир. 1982. 464 с.

УДК 621.791.75

Исследование напряженно-деформированного состояния материалов в процессе экспериментальных исследований свариваемости алюминиевых сплавов с использованием методов математического моделирования

С.А. Королев, к.т.н.; В.Е. Белозор

korolevsa@bmstu.ru

Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Московский государственный технический университет имени Н.Э.Баумана (национальный исследовательский университет)»

Аннотация

Рассмотрены основные методы испытаний на сопротивляемость образованию горячих трещин при сварке плавлением. Разработана конечно-элементная модель, позволяющая исследовать напряженно-деформированное состояние, возникающее в стандартных образцах в процессе машинных испытаний. Показано, что с помощью указанной модели появляется возможность расширять получаемый объем информации и применять результаты испытаний для оценки стойкости против образования горячих трещин в реальных конструкциях.

Ключевые слова:

горячие трещины при сварке, сопротивляемость образованию горячих трещин, машинные методы испытаний, моделирование напряженно-деформированного состояния

Введение

Обеспечение надежности ответственных сварных конструкций требует выполнения специальных мероприятий не только в процессе эксплуатации, но и на более ранних стадиях: проектирование, макетирование и производство.

Свойства материалов при воздействии на них тепловых и силовых нагрузок, возникающих в процессе производства изделия, изучаются в рамках теории о технологической прочности [1]. ГТ при сварке являются типовым примером недостаточной технологической прочности для алюминиевых сплавов в процессе кристаллизации. Данный вид дефектов для любых конструкций является недопустимым. Предотвращение ГТ на этапе проектирования изделия является более прогрессивным подходом, по сравнению с их исправлением на стадии производства.

Таким образом, исследования, связанные с развитием методик прогнозирования образования ГТ в сварных швах конструкций из алюминиевых сплавов, являются актуальными и необходимыми для дальнейшего технического прогресса.

Методы испытаний на сопротивляемость образованию горячих трещин

В настоящее время существуют как расчетные, так и экспериментальные методы оценки сопротивляемости образованию горячих трещин (ГТ). Экспериментальные методы оценки в нашей стране регламентирует ГОСТ 26389 и стандарты серии ГОСТ Р ИСО 17641. Согласно этим документам для этих целей возможно использование технологических проб и машинных испытаний. В результате сварки технологических проб ГТ образуются под действием внутренних сил, возникающих по причине их специального конструктивного исполнения. В процессе машинных испытаний ГТ образуются под действием внешних сил

(перемещений), прикладываемым к образцам при помощи специального оборудования непосредственно во время сварки.

Разработка модели машинных испытаний для оценки сопротивляемости образованию ГТ

В рамках выполняемой работы разработана конечно-элементная тепловая и механическая модели стандартных машинных испытаний. Сущность моделируемых испытаний – растяжение сварного соединения во время сварки в направлении, перпендикулярном траектории сварного шва (рисунок 1). Показателем сопротивляемости образованию ГТ при проведении данных испытаний является минимальная скорость растяжения образцов, приводящая к появлению ГТ.

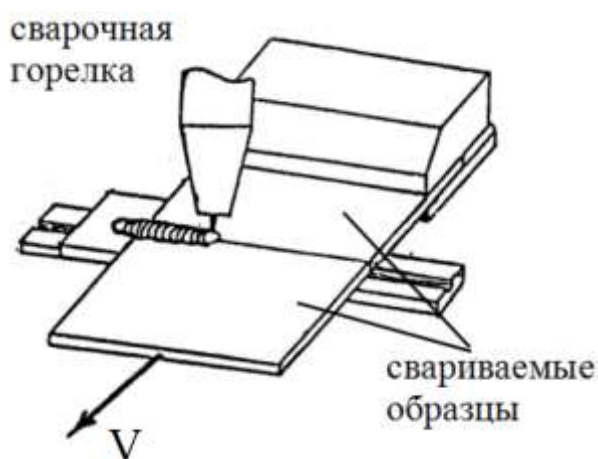


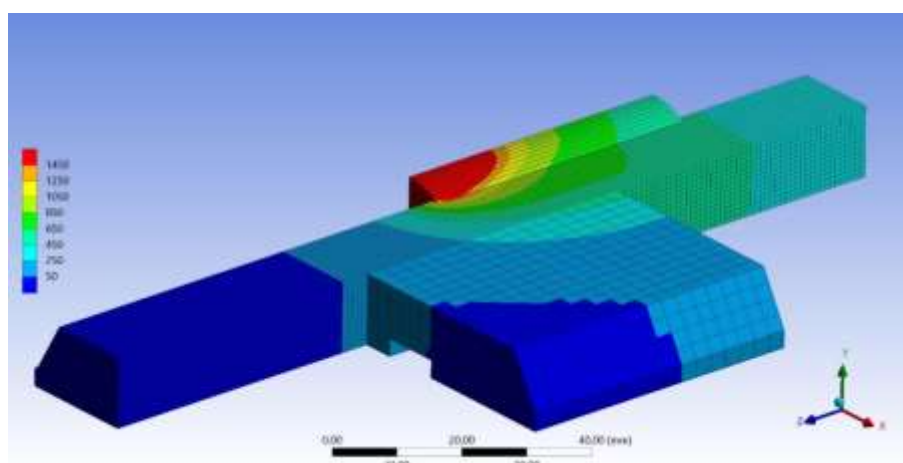
Рис. 1 – Схема машинных испытаний для оценки сопротивляемости образованию ГТ

Данные модели разработаны в программном комплексе ANSYS [2] для дуговой сварки плавлением с присадочным материалом. Модели учитывают геометрические особенности испытываемых образцов (габаритные размеры, разделку кромок и т. д.), теплоотвод в оснастку, распределенность источника нагрева, свойства материала в зависимости от температуры. На рисунке 2 приведен пример использования данной модели (температурное поле в некоторый момент времени).

Разбиение геометрической модели на конечные элементы выполнено с помощью градиентной сетки: элементы вблизи наплавленного металла

(области с предполагаемыми высокими градиентами изменения температурного поля) имеют меньший размер по сравнению с отдаленными областями образцов, где изменение температур происходит более плавно. Это позволяет значительно снизить требования к вычислительным ресурсам без значительной потери точности расчетов. Однако, несмотря на это, решение по данным моделям занимало достаточно много времени. Поэтому, для его ускорения использовался вычислительный кластер МГТУ им. Н.Э. Баумана.

а) Температурное поле в 3D



б) Температурное поле в поперечном сечении (2 – точка на линии сплавления сварного шва; 3 – точка на подвижном захвате испытательной машины)

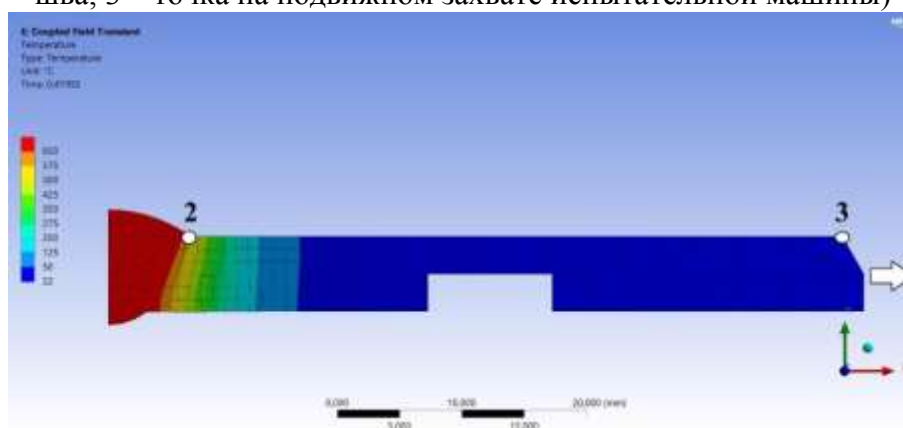


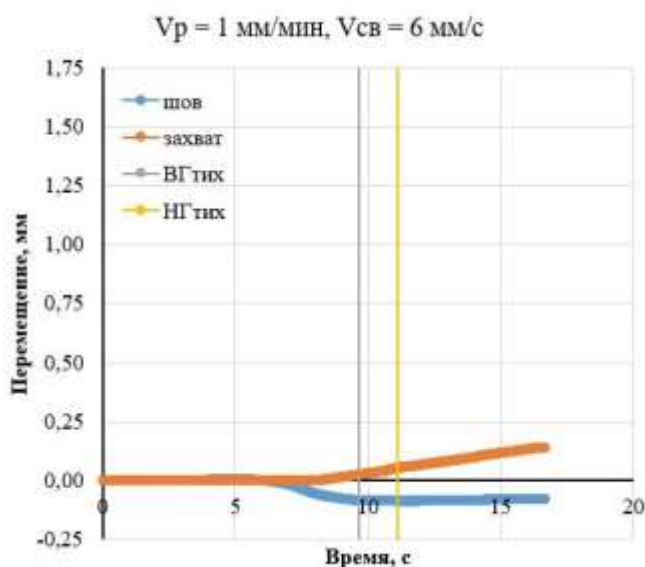
Рис. 2 – Конечно-элементная модель машинных испытаний для оценки сопротивляемости образованию ГТ

Ввод тепла осуществляется с помощью стандартной вычислительной процедуры «рождение и смерть» элементов. Наплавленный металл в начальный момент времени отсутствует и далее появляется одновременно с

источником нагрева. Для этого был разработан специальный программный код.

В процессе решения различных вариантов было установлено (рисунок 3), что действительная скорость растяжения, определяемая по линии сплавления сварного шва (точка 2 на рисунке 2), отличается от скорости перемещения захватов (точка 3 на рисунке 2).

а) Сопоставление перемещений для скорости растяжения 1 мм/мин



б) Сопоставление перемещений для скорости растяжения 11 мм/мин

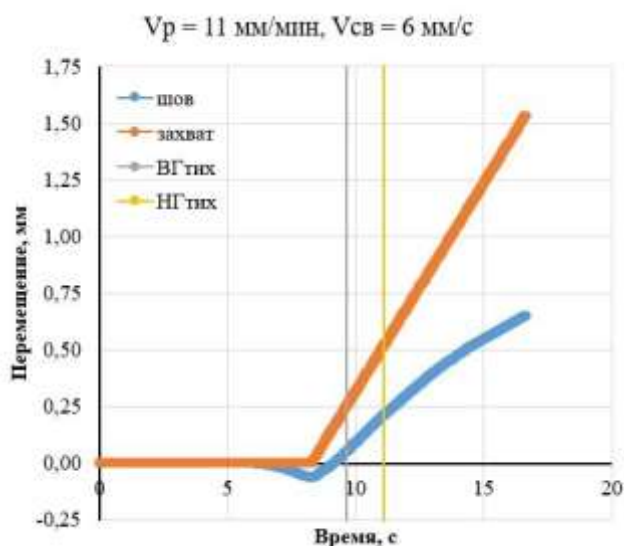


Рис. 3 – Сопоставление перемещений, задаваемых испытательной установкой в процессе растяжения образцов с разными скоростями (оранжевый) с реальными перемещениями (синий) на линии сплавления (ВГ_{тих} и НГ_{тих} – верхняя и нижняя границы температурного интервала хрупкости соответственно).

Это может быть объяснено характерными особенностями алюминиевых сплавов: высокая теплопроводность и высокий коэффициент линейного расширения. Данные особенности приводят к тому, что нагреваемая в результате сварки область стремится расширяться в сторону сварного шва, так как там в данный момент имеет место более низкий предел текучести. Это расширение направлено в направлении, противоположном прикладываемому растяжению. Таким образом, действительная скорость растяжения сварного шва становится меньше скорости растяжения захвата.

Для исследуемого режима было установлено, что отношение реальной скорости растяжения сварного шва к скорости перемещения захватов зависит от этой скорости и изменяется от отрицательных значений до 0,6 (рисунок 4).

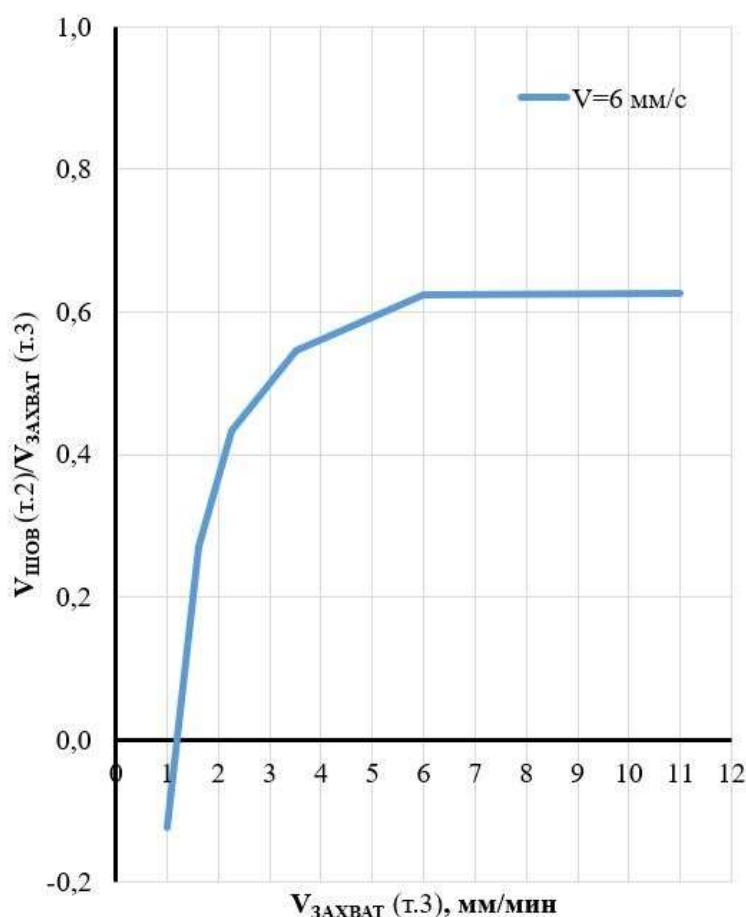


Рис. 4 – Сопоставление скоростей перемещений, задаваемых испытательной установкой в процессе растяжения образцов и реальных скоростей перемещений на линии сплавления (т.2 – точка на линии сплавления сварного шва; т.3 – точка на подвижном захвате испытательной машины).

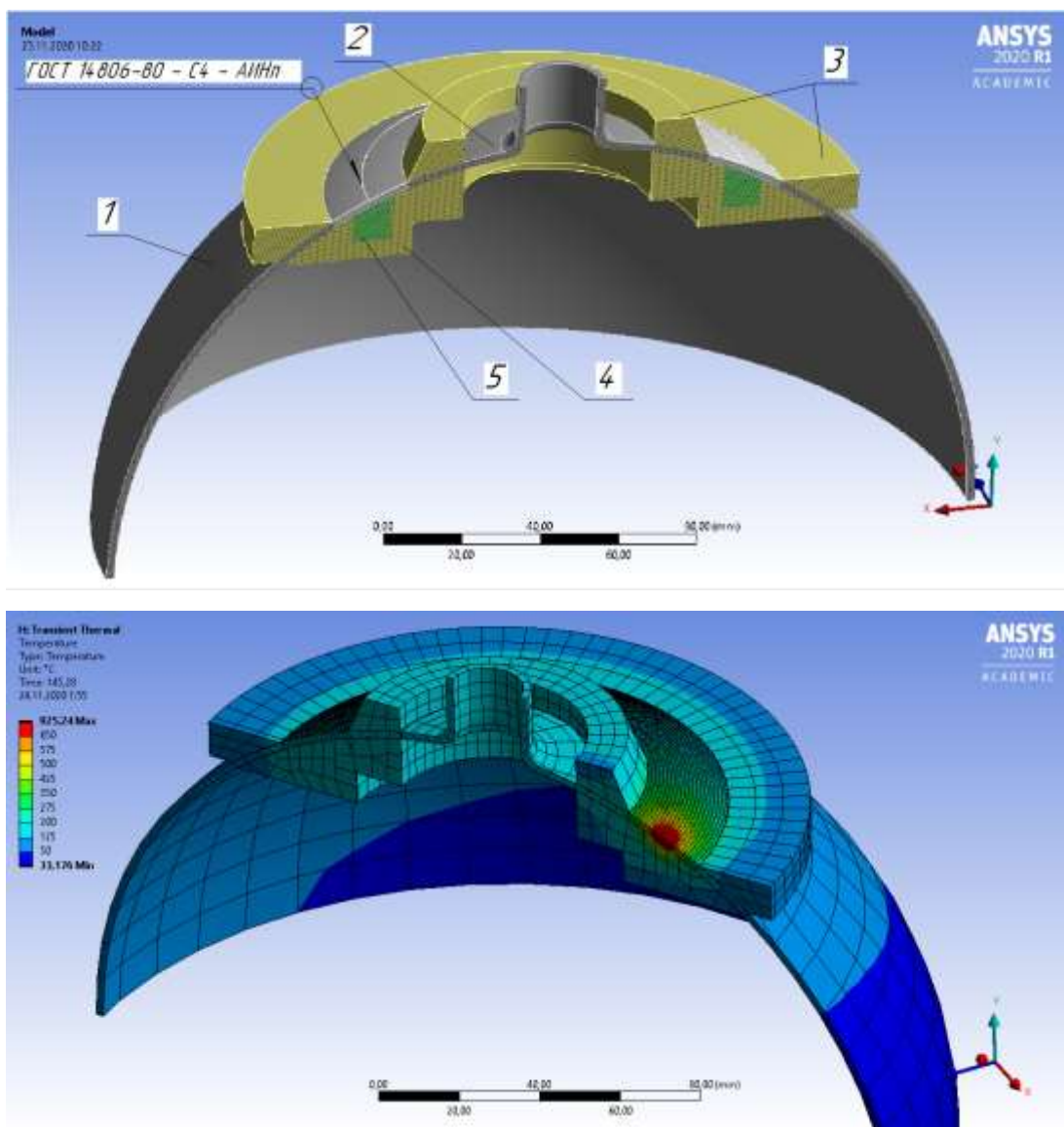


Рис. 5 – Пример реальной сварной конструкции (1 – полусфера, 2 – горловина, 3 и 4 – сборочно-сварочная оснастка из аустенитной стали, 5 – сменный элемент сборочно-сварочной оснастки из аустенитной стали).

Применение разработанной модели позволяет получать критерий для расчетной оценки стойкости реальных конструкций (например, приведенной на рисунке 5), так как в них образование ГТ происходит под действием критических деформаций именно на базе сварного шва. Эти деформации могут быть определены только на основе вычислительной обработки проводимых экспериментов.

Заключение

Разработана конечно-элементная модель для определения напряженно-деформированного состояния в образцах в процессе стандартных машинных испытаний на сопротивляемость образованию ГТ. Использование данной модели позволяет получать критерии для оценки свариваемости реальных сварных конструкций.

Список литературы

1. Теория свариваемости сталей и сплавов / Э.Л. Макаров, Б.Ф. Якушин; под ред. Э.Л. Макарова. – 2-е изд., испр. и доп. – Москва: Издательство МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2018. – 549, [3] с.: ил.
2. URL: <http://www.ansys.com> (дата обращения: 01.03.2022).

УДК 004.942, 519.633, 53.043

Моделирование твердотельного спекания компакта из металлических наночастиц методом фазового поля

Р.С. Рубля; И.В. Цивильский, к.т.н.

ratmir.rublya@yandex.ru
ivtsivilskiy@kai.ru

*Казанский национальный исследовательский технический университет им.
А.Н. Туполева-КАИ*

Аннотация

В данной работе проведено двумерное моделирование твердотельного спекания компакта из наночастиц серебра методом фазового поля. Модель основана на численном решении системы уравнений Аллена-Кана и Кана-Хиллиарда с учётом различных механизмов диффузии (объёмной, поверхностной и зернограничной). Управляющие уравнения приведены к безразмерному виду, дискретизированы методом конечных разностей и решены в вычислительной среде MATLAB. Результаты расчётов проанализированы, предложены пути дальнейшего улучшения модели.

Ключевые слова:

твердотельное спекание, диффузия интерфейса, неравновесная термодинамика, физическая кинетика, метод фазового поля, метод конечных разностей, моделирование

Введение

Технология твердотельного спекания металлических и керамических порошковых материалов не теряет свою актуальность ввиду широкого применения при изготовлении тепловых интерфейсов для электроники [1], а также при производстве деталей аддитивным методом Binder Jetting [2].

Однако изделия, изготовленные по данной технологии, зачастую подвержены накоплению механических напряжений, короблению и высокой пористости, что обусловлено практической сложностью подбора температурного режима и времени выдержки в печи под конкретный материал [1, 2].

Экспериментальная настройка режимов спекания, позволяющая частично или полностью решить данную проблему, является сложной и дорогостоящей процедурой, ввиду необходимости учёта поведения конкретного материала под действием тепловых нагрузок, высокой трудоёмкости проведения эксперимента, а также высокой стоимости исходного сырья – металлического порошка. Исходя из этого, предсказательное моделирование процесса твердотельного спекания представляется наиболее эффективным способом решения данной проблемы.

При этом полная задача оптимизации процесса не может быть решена на одном масштабном уровне, так как такой расчёт потребовал бы колоссальных вычислительных ресурсов, ввиду огромного числа частиц в системе (см. временные затраты на моделирование спекания компакта из 25 000 частиц методом фазового поля в [3]). Поэтому исследователями принято делить её на два взаимосвязанных этапа [4, 5]:

∞ моделирование консолидации представительного мезо-объёма порошкового компакта (преимущественно методами фазового поля [3, 6, 7] и Монте-Карло [4, 8, 9]);

∞ моделирование коробления спекаемого макро-изделия под действием термических напряжений (метод конечных элементов).

Разрабатываемая мезо-модель будет являться первой стадией многомасштабного подхода моделирования твердотельного спекания на основе теории вычислительной гомогенизации.

Основная часть

1.1 Теоретическое описание мезомасштабного метода фазового поля для моделирования процессов твердотельного спекания

В формализме метода фазового поля эволюцию морфологии частиц в процессе спекания удобно описывать полем плотности массы $\rho(\vec{r}, t)$ в сочетании с многокомпонентным полем структурного параметра порядка $\eta(\vec{r}, t; \alpha = 1, 2, \dots, p)$, где количество параметров порядка p равно количеству частиц в компакте [6].

Поле плотности массы $\rho(\vec{r}, t)$ описывает распределение твёрдого материала, а поле структурных параметров порядка $\eta(\vec{r}, t; \alpha)$ определяет геометрию отдельных частиц компакта [7]:

- ☞ частица там, где $\eta(\alpha) = 1$, $\eta(\alpha') = 0$ для всех $\alpha' \neq \alpha$ и $\rho = 1$;
- ☞ пора там, где $\eta(\alpha) = 0$ и $\rho = 0$;
- ☞ межзёрненная граница там, где $0 < \eta(\alpha) < 1$, $0 < \eta(\alpha') < 1$ для некоторых $\alpha' \neq \alpha$ и $\rho = 1$;
- ☞ поверхность частицы там, где $0 < \eta(\alpha) < 1$ для всех $\alpha' \neq \alpha$ и $0 < \rho < 1$.

Примем, что масса порошкового компакта сохраняется в процессе спекания. Тогда закон сохранения массы в нём запишется через функцию плотности $\rho(\vec{r}, t)$ следующим образом [6]:

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} + \vec{\nabla} \cdot \vec{j} = 0, \#(1)$$

где $\vec{\nabla}$ – оператор Гамильтона, а \vec{j} – плотность массового потока, которую можно представить как сумму вкладов от двух физических процессов – конвекции и адвекции:

$$\vec{j} = \rho \vec{v} = \vec{j}_{dif} + \vec{j}_{adv}, \#(2)$$

где $\vec{v}(\vec{r}, t)$ – поле скоростей, описывающее мгновенное движение массовой точки, находящейся в \vec{r} в момент времени t , \vec{J}_{dif} – плотность диффузионного потока, \vec{J}_{adv} – плотность адвективного потока.

Согласно уравнению нелинейной диффузии Кана–Хиллиарда, плотность диффузионного потока пропорциональна градиенту химического потенциала [6, 10]:

$$\vec{J}_{dif} = -M\vec{\nabla} \frac{\delta F_{tot}}{\delta \rho}, \#(3)$$

где F_{tot} – полная свободная энергия системы, а $M(\vec{r}, t)$ – коэффициент подвижности Кана–Хиллиарда, который определяется с помощью второго закона Фика [1, 11]:

$$M = D / \left. \frac{\delta^2 F_{tot}}{\delta \rho^2} \right|_{\rho=1} = \frac{D}{2(A + B)}, \#(4)$$

где D – коэффициент диффузии, A и B – объемные коэффициенты свободной энергии.

Движущей силой эволюции морфологии частиц является уменьшение полной свободной энергии системы F_{tot} , которая представляет собой комбинацию объемной свободной химической энергии F_{chem} , межфазной энергии F_{grad} , энергии упругих деформаций F_{el} , а также вкладов от внешних источников F_{ext} [12, 13]:

$$F_{tot} = F_{chem} + F_{grad} + F_{el} + F_{ext}. \#(5)$$

В данной работе используется подход Вана [6], в котором полная свободная энергия элемента объёма порошкового компакта F_{tot} представлена функционалом полей массовой плотности и структурного параметра порядка без учёта вкладов от упругой энергии и внешних источников:

$$F_{tot} = F_{chem} + F_{grad} = \int_V \left[f_{chem}(\rho, \{\eta(\alpha)\}) + \frac{1}{2} k_\rho |\vec{\nabla} \rho|^2 + \sum_{\alpha=1}^p \frac{1}{2} k_\eta |\vec{\nabla} \eta(\alpha)|^2 \right] dV, \#(6)$$

где k_ρ и k_η – коэффициенты градиента полей массовой плотности и структурного параметра порядка, $f_{chem}(\rho, \{\eta(\alpha)\})$ – неравновесная объемная плотность свободной химической энергии, которая определяет однородные сосуществующие фазы (твердые и пористые) и множественные твёрдые области (частицы / зерна различной кристаллографической ориентации).

Локальная объемная химическая функция свободной энергии при этом аппроксимируется полиномиальным потенциалом типа Ландау [6]:

$$f_{chem}(\rho, \{\eta(\alpha)\}) = A\rho^2(1-\rho)^2 + B \left[\rho^2 + 6(1-\rho) \sum_{\alpha=1}^p \eta^2(\alpha) - 4(2-\rho) \sum_{\alpha=1}^p \eta^3(\alpha) + 3 \left(\sum_{\alpha=1}^p \eta^2(\alpha) \right)^2 \right]. \#(7)$$

Параметры свободной энергии связаны со свойствами материала следующим образом [14]:

$$A = \frac{(12\gamma_{Sf} - 7\gamma_{GB_{\alpha\alpha'}})}{\delta}, \#(8)$$

$$B = \frac{\gamma_{GB_{\alpha\alpha'}}}{\delta}, \#(9)$$

$$k_\rho = \frac{3}{4} \delta (2\gamma_{Sf} - \gamma_{GB_{\alpha\alpha'}}), \#(10)$$

$$k_\eta = \frac{3}{4} \delta \gamma_{GB_{\alpha\alpha'}}, \#(11)$$

где γ_S и $\gamma_{GB_{\alpha\alpha'}}$ – поверхностная энергия и энергия границы между зёрнами α и α' , соответственно, δ – ширина диффузной границы раздела, которая считается такой же, как толщина межзёренной границы δ_{GB} [15].

Различные пути диффузии, активирующиеся при спекании, характеризуются многокомпонентным коэффициентом диффузии D , который является функцией фазовых полей $\rho(\vec{r}, t)$ и $\eta(\vec{r}, t, \alpha)$ [6, 16]:

$$D = D_{vol}\phi_V + D_{surf}\phi_S + D_{GB}\phi_G, \#(12)$$

где $\phi_V = \rho^3(10 - 15\rho + 6\rho^2)$, $\phi_S = \rho(1 - \rho)$ и $\phi_G = \sum_{\alpha} \sum_{\alpha' \neq \alpha} \eta(\alpha)\eta(\alpha')$ представляют собой интерполяционные функции, используемые для того, чтобы каждый механизм диффузии был активен только в соответствующей области, а D_{vol} , D_{surf} и D_{GB} являются коэффициентами диффузии в твердом теле, вдоль поверхности и на межзеренной границе, соответственно. Использование выражения (12) в (4) автоматически учитывает различные механизмы диффузии без явного отслеживания поверхностей или границ зерен.

Коэффициенты диффузии в (12) могут быть получены с помощью стандартного уравнения Аррениуса [1, 15]:

$$D_i = D_i^0 e^{\left(\frac{-Q_i}{k_B T}\right)}, \#(13)$$

где i – индекс, соответствующий различным механизмам диффузии, D_i^0 – префактор диффузии, Q_i – энергия активации, k_B – константа Больцмана, а T – абсолютная температура.

Помимо изменения формы частицы за счет диффузии, каждая частица также ведёт себя как твердое тело, движение которого состоит из поступательного и вращательного движения. Адвективный поток описывает перенос массы при движении элемента локального объема как твердого тела [6]:

$$\vec{J}_{adv} = \rho \vec{v}_{adv}, \#(14)$$

где ρ – поле массовой плотности, \vec{v}_{adv} – поле скорости адвекции

$$\vec{v}_{adv} = \sum_{\alpha} v_{adv}(\alpha) = \sum_{\alpha} [\vec{v}_t(\alpha) + \vec{v}_r(\alpha)], \#(15)$$

в котором $\vec{v}_t(\vec{r}, t; \alpha)$ и $\vec{v}_r(\vec{r}, t; \alpha)$ – поля скоростей, связанные с поступательным и вращательным движением частицы α соответственно.

В данной работе влияние адвективного массового потока на эволюцию морфологии частиц не учитывается, в результате чего $\vec{j} = \vec{j}_{dif}$ и (1) принимает вид уравнения Кана-Хиллиарда [16]:

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} = \vec{\nabla} \cdot \left(M \vec{\nabla} \left(\frac{\delta F_{tot}}{\delta \rho} - k_\rho \vec{\nabla}^2 \rho \right) \right). \#(16)$$

Миграция границ зерен характеризуется нестационарным уравнением структурной релаксации Аллена–Кана [16] для многокомпонентного структурного параметра порядка $\eta(\vec{r}, t; \alpha)$:

$$\frac{\partial \eta(\alpha)}{\partial t} = -L \left(\frac{\delta F_{tot}}{\delta \eta(\alpha)} - k_\eta \vec{\nabla}^2 \eta(\alpha) \right), \#(17)$$

где L – постоянная, характеризующая подвижность миграции границ зерен (коэффициент подвижности Аллена–Кана) вычисляемая по формуле:

$$L = \frac{M_{GB} \gamma_{GB \alpha \alpha'}}{k_\eta}, \#(18)$$

где M_{GB} – подвижность межзёренной границы:

$$M_{GB} = M_{GB_0} e^{\left(-\frac{Q_m}{RT} \right)}, \#(19)$$

в которой M_{GB_0} – префактор подвижности межзёренной границы, Q_m – энергия активации подвижности, R – универсальная газовая постоянная, а T – абсолютная температура.

Решения $\rho(\vec{r}, t)$ и $\eta(\vec{r}, t; \alpha)$ кинетических уравнений (16) и (17) определяют временную и пространственную эволюцию функций поля, которые описывают эволюцию морфологии частиц в порошковых компактах во время спекания.

Исходная микроструктура компакта, которая может быть произвольным неравновесным или заранее заданным интересующим состояниями, определяется начальными условиями $\rho(\vec{r}, t_0)$ и $\eta(\vec{r}, t_0; \alpha)$.

1.2 Корреляция безразмерных и размерных параметров модели

Для удобной численной реализации и повышения производительности модели были получены безразмерные кинетические уравнения (16) и (17) с использованием опорных значений плотности энергии $\varepsilon = A$, длины $l^* = \delta_{GB}$ по [14] (или $0.2\delta_{GB}$ по [17]) и времени $t^* = 1/L\varepsilon$:

$$\frac{\partial \rho}{\partial \tau} = l^* \vec{\nabla} \cdot \left[\frac{M}{Ll^{*2}} l^* \vec{\nabla} \left(\frac{1}{\varepsilon} \frac{\delta F_{tot}}{\delta \rho} \right) \right] = \tilde{\nabla} \cdot \left[\tilde{M} \left(\frac{\delta \tilde{F}_{tot}}{\delta \rho} \right) \right], \#(20)$$

$$\frac{\partial \eta(\alpha)}{\partial t} = - \left[\frac{1}{\varepsilon} \left(\frac{\delta F_{tot}}{\delta \eta(\alpha)} \right) \right] = - \left(\frac{\delta \tilde{F}_{tot}}{\delta \eta(\alpha)} \right), \#(21)$$

где $\tau = \frac{t}{t^*}$ – безразмерное время, $\tilde{\nabla} = l^* \vec{\nabla}$ – безразмерный градиент и $\tilde{M} = \frac{M}{Ll^{*2}}$ – безразмерный коэффициент подвижности Кана–Хиллиарда.

1.3 Дискретизация управляющих уравнений

Пространственная дискретизация уравнений (20) и (21) выполнена методом конечных разностей на регулярной декартовой сетке по трёхслойной центральной схеме, временная – по явной схеме Эйлера:

$$\frac{\rho_{i,j}^{k+1} - \rho_{i,j}^k}{\tau} = \frac{l^{*2} M}{Ll^{*2}} \vec{\nabla}^2 \frac{1}{\varepsilon} \frac{\Psi_{i+1,j}^k + \Psi_{i-1,j}^k + \Psi_{i,j+1}^k + \Psi_{i,j-1}^k - 4\Psi_{i,j}^k}{h^2}, \#(22)$$

$$\frac{\eta_{i,j}^{k+1} - \eta_{i,j}^k}{\tau} = - \frac{1}{\varepsilon} \Phi_{i,j}^k, \#(23)$$

где τ – шаг по времени, k – индекс временного слоя, h – шаг декартовой сетки, i – индекс ячеек в направлении оси « x », j – индекс ячеек в направлении оси « y », Ψ и Φ – вариации функционалов свободной энергии по полям ρ и $\eta(\vec{r}, t_0; \alpha)$:

$$\Psi_{i,j} = 2B \left(\rho_{i,j} + 2 \sum_{\alpha=1}^p \eta_i^3(\alpha) - 3 \sum_{\alpha=1}^p \eta_{i,j}^2(\alpha) \right) - 2A\rho_{i,j}(1 - \rho_{i,j})^2 + 2A\rho_{i,j}(1 - \rho_{i,j}) - k_\rho \frac{\rho_{i+1,j} + \rho_{i-1,j} + \rho_{i,j+1} + \rho_{i,j-1} - 4\rho_{i,j}}{h^2}, \#(24)$$

$$\Phi_{i,j} = 12B\eta_{i,j} \left((1 - \rho_{i,j}) - (2 - \rho_{i,j})\eta_{i,j}(\alpha) + \sum_{\alpha=1}^p \eta_{i,j}^2(\alpha) \right) - k_\eta \frac{\eta_{i+1,j} + \eta_{i-1,j} + \eta_{i,j+1} + \eta_{i,j-1} - 4\eta_{i,j}}{h^2}. \#(25)$$

Результаты моделирования

Вычислительный эксперимент был проведён на квадратной расчётной области с линейным размером 100 нм с параметрами, представленными в таблице 1.

Таблица 1

Параметры математической модели

№	Параметр	Обозначение	Значение	Единица измерения
1	разрешение сетки	-	120 × 120	-
2	пространственный шаг	h	1.2×10^{-9}	м
3	шаг по времени	τ	1.0×10^{-3}	с
4	время окончания расчёта	t_{max}	5.0	с

Рассматривалось твердотельное спекание компакта, состоящего из двух нано-частиц серебра диаметром 40 нм, расположенных в центре расчётной области (рисунок 1) при температуре 600 К.

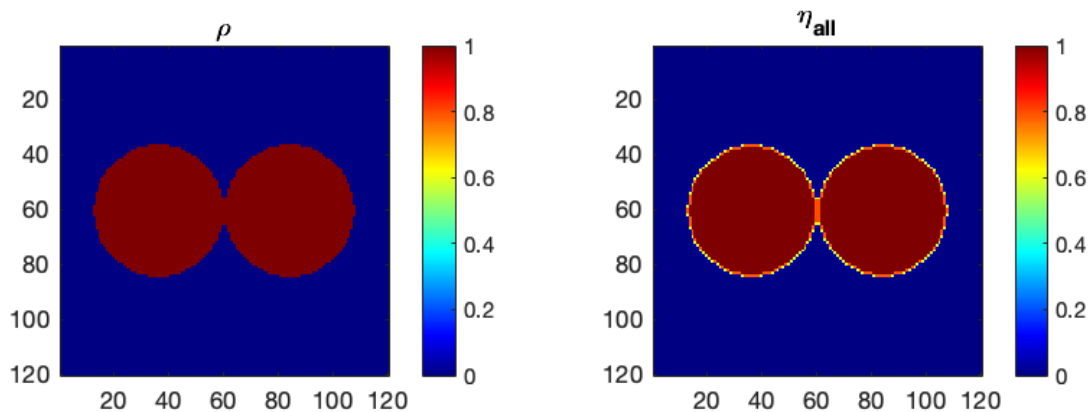


Рис. 1 – Распределение поля плотности (слева) и суммы квадратов структурных параметров порядка (справа) в начальный момент времени

Все необходимые для расчёта физические свойства nano-частиц серебра из [1] представлены в таблице 2.

Таблица 2

Физические свойства материала

№	Свойство	Обозначение	Значение	Единица измерения
1	поверхностная энергия	γ_{sf}	1.14	Дж/м ²
2	энергия межзеренной границы	$\gamma_{GB\alpha\alpha'}$	0.79	Дж/м ²
3	толщина межзеренной границы	δ_{GB}	2.0×10^{-9}	м
4	подвижность межзеренной границы	M_{GB}	1.0×10^{-16}	м ⁴ /Дж × с
5	префактор объемной диффузии	D_{vol0}	0.67×10^{-4}	м ² /с
6	энергия активации объемной диффузии	Q_v	3.15×10^{-19}	Дж/моль
7	префактор поверхностной диффузии	D_{surf0}	1.0×10^4	м ² /с
8	энергия активации поверхностной диффузии	Q_{surf}	3.84×10^{-19}	Дж/моль
9	коэффициент диффузии межзеренной границы	D_{GB}	$D_{surf} \times 0.1$	м ² /с

Результаты тестового расчёта представлены на рисунке 2.

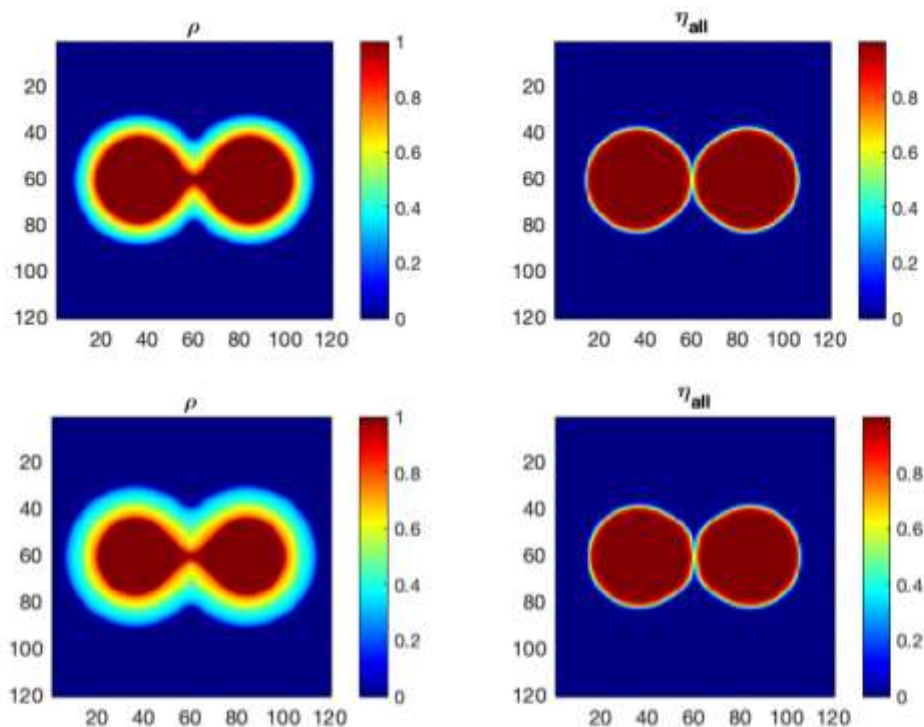


Рис. 2 – Распределение поля плотности (слева) и суммы квадратов структурных параметров порядка (справа) в моменты времени 2.5 с (сверху) и 5 с (снизу)

Вычислительный эксперимент был проведён в среде MATLAB с использованием одного ядра центрального процессора.

Выводы и рекомендации

Результат тестового расчёта (рисунок 2) показал существенное размытие поля плотности и, как следствие, плохую динамику спекания частиц. Данный результат может быть обусловлен следующими факторами:

1. использованием скалярного значения коэффициента диффузии D в уравнении Кана–Хиллиарда;
2. пренебрежение поступательным и вращательным движением частиц при спекании (см. уравнения (14) и (15));
3. недостаточно детальной дискретизацией пространства и относительно большим шагом по времени (см. таблицу 1);
4. использование непериодических граничных условий.

Диффузия по поверхности и по границам частиц в случае использования скалярного коэффициента D преимущественно происходит нормально к поверхности и границе частиц, что отличается от модели резкой границы раздела [18], где диффузия происходит по касательной к ней. Чтобы избежать данного эффекта, в [16] было предложено ввести тензоры проекции \hat{T}_S и \hat{T}_{GB} , определяющие требуемое направление поверхностной и межзёренной диффузий, что позволяет минимизировать рассасывание интерфейса в пространстве.

Согласно [6], сближение центров частиц за счет поступательного и вращательного движений играет ключевую роль в уплотнении спекаемых порошковых компактов, так как, если бы движение частиц как твердых тел отсутствовало, перенасыщение вакансий привело бы к падению плотности массы на границах зерен, что отчётливо заметно на рисунке 2.

При решении безразмерных уравнений (20) и (21) в [14] рекомендуется использование периодических граничных условий, а в [17] – использование пространственного шага $dx = dy = h = 0.2\delta_{GB}$. В текущей версии модели на всех границах расчётной области заданы условия нулевого потока, а пространственный шаг $h \approx \delta_{GB}$ для достижения оптимального времени расчёта в условиях однопоточного вычисления (очевидным решением данной проблемы представляется использование методов векторизации и параллелизация расчётов).

Все вышеописанные корректировки и улучшения будут введены в модель в процессе её дальнейшей модификации.

Научные исследования проведены в рамках договора о выполнении работ для стипендии АО «ОДК» по теме «Многомасштабное моделирование твердотельного спекания на основе вычислительной гомогенизации», а также при финансовой поддержке Минобрнауки России (рег. номер НИОКТР АААА-А20-120122490071-1).

Список литературы

1. Chockalingam, K., Kouznetsova, V.G., Sluis, O., Geers, M.G.D., 2D Phase field modeling of sintering of silver nanoparticles, *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, Volume 312, 2016, Pages 492-508, ISSN 0045-7825, <https://doi.org/10.1016/j.cma.2016.07.002>.
2. Mostafaei, A., Elliott, A.M., Barnes, J.E., Li, F., Tan, W., Cramer, C.L., Nandwana, P., Chmielus, M., Binder jet 3D printing – Process parameters, materials, properties, modeling, and challenges, *Progress in Materials Science*, Volume 119, 2021, ISSN 0079-6425, <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2020.100707>.
3. Hötzer, J., Seiz, M., Kellner, M., Rheinheimer, W., Nestler, B., Phase-field simulation of solid-state sintering, *Acta Materialia*, Volume 164, 2019, Pages 184-195, ISSN 1359-6454, <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2018.10.021>.
4. Molla, T.T., Bjørk, R., Olevsky, E., Pryds, N., Frandsen, H.L. Multi-scale modeling of shape distortions during sintering of bi-layers, *Computational Materials Science*, Volume 88, 2014, Pages 28-36, ISSN 0927-0256, <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2014.02.041>.
5. Olevsky, E.A., Tikare, V., Garino, T., Multi-scale study of sintering: A review, *Journal of the American Ceramic Society*, Volume 89 (6), 2006, Pages 1914-1922, <https://doi.org/10.1111/j.1551-2916.2006.01054.x>.
6. Wang, Y.U., Computer modeling and simulation of solid-state sintering: A phase field approach, *Acta Materialia*, Volume 54 (4), 2006, Pages 953-961, ISSN 1359-6454, <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2005.10.032>.
7. Greenquist, I., Tonks, M.R., Aagesen, L.K., Zhang, Y., Development of a microstructural grand potential-based sintering model, *Computational Materials Science*, Volume 172, 2020, ISSN 0927-0256, <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2019.109288>.
8. Zhang, Y., Xiao, X., Zhang, J., Kinetic Monte Carlo simulation of sintering behavior of additively manufactured stainless steel powder particles using

reconstructed microstructures from synchrotron X-ray microtomography, *Results in Physics*, Volume 13, 2019, ISSN 2211-3797, <https://doi.org/10.1016/j.rinp.2019.102336>.

9. Tikare, V., Braginsky, M., Bouvard, D., Vagnon, A., Numerical simulation of microstructural evolution during sintering at the mesoscale in a 3D powder compact, *Computational Materials Science*, Volume 48 (2), 2010, Pages 317-325, ISSN 0927-0256, <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2010.01.013>.

10. Cahn, J.W., Hilliard, J.E., Free Energy of a Nonuniform System. I. Interfacial Free Energy, *The Journal of Chemical Physics*, Volume 28 (258), 1958, <https://doi.org/10.1063/1.1744102>.

11. Millett, P.C., Tonks, M.R., Biner, S.B., Zhang, L., Chockalingam, K., Zhang, Y. Phase-field simulation of intergranular bubble growth and percolation in bicrystals, *Journal of Nuclear Materials*, Volume 425 (1-3), 2012, Pages 130-135, ISSN 0022-3115, <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2011.07.034>.

12. Cahn, J.W. On spinodal decomposition in cubic crystals, *Acta Metallurgica*, Volume 10 (3), 1962, Pages 179-183, ISSN 0001-6160, [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(62\)90114-1](https://doi.org/10.1016/0001-6160(62)90114-1).

13. Chen, L.Q. Phase-field models for microstructure evolution, *Annual Review of Materials Science*, Volume 16 (32), 2002, Pages 113-140, <https://doi.org/10.1146/annurev.matsci.32.112001.132041>.

14. Ahmed, K., Yablinsky, C.A., Schulte, A., Allen, T., El-Azab A., Phase field modeling of the effect of porosity on grain growth kinetics in polycrystalline ceramics, *Modelling Simul. Mater. Sci. Eng*, Volume 23 (6), 2013, <https://doi.org/10.1088/0965-0393/21/6/065005>.

15. Biswas, S., Schwen, D., Tomar, V., Implementation of a phase field model for simulating evolution of two powder particles representing microstructural changes during sintering, *J Mater Sci*, Volume 53, 2017, Pages 5799–5825, <https://doi.org/10.1007/s10853-017-1846-3>.

16. Deng, J., A Phase Field Model of Sintering with Direction-Dependent Diffusion, *Materials Transactions*, Volume 53 (2), 2012, Pages 385-389, <https://doi.org/10.2320/matertrans.M2011317>.

17. Ahmed, K., Pakarinen, J., Allen, T., El-Azab A., Phase field simulation of grain growth in porous uranium dioxide, *Journal of Nuclear Materials*, Volume 446, Issues 1–3, 2014, Pages 90-99, ISSN 0022-3115, <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2013.11.036>.

18. Moelans, N., Blanpain, B., Wollants, P., An introduction to phase-field modeling of microstructure evolution, *Calphad*, Volume 32 (2), 2008, Pages 268-294, ISSN 0364-5916, <https://doi.org/10.1016/j.calphad.2007.11.003>.

УДК 620.174:539.421

Определение критических температур хрупкости стали на базе численного моделирования испытаний образцов шарпи

В.Ю. Филин, д.т.н.; А.В. Мизецкий; Е.Д. Назарова

npk3@crism.ru

НИЦ "Курчатовский Институт" - ЦНИИ КМ «Прометей». 49, Шпалерная ул., Санкт-Петербург, 191015, Россия

Аннотация

Надежная эксплуатация конструкций Арктики обеспечивается системой аттестации материалов. Разработаны корреляции доли волокнистой составляющей в изломах образцов с температурой торможения трещины на основании равенства критических коэффициентов интенсивности напряжений.

Ключевые слова:

хладостойкая низколегированная сталь, критерии вязкого и хрупкого разрушения, корреляция температур вязко-хрупкого перехода

Введение

Требуемые эксплуатационные параметры и габариты арктических конструкций из низколегированной стали ОЦК постоянно растут, места их установки не позволяют быстро осуществлять помощь и ремонт в случае аварий. Поэтому ключевую роль в обеспечении безопасной эксплуатации конструкций играет принятая система контроля качества материалов с использованием количественно обоснованных требований.

Возможность торможения трещины в основном металле конструкции зависит от его свойств и может быть описана температурой торможения трещины (T_a , CAT – crack arrest temperature) или критическим значением коэффициента интенсивности напряжений (КИН) K_{1a} , соответствующим данной температуре. K_{1a} и T_a не являются независимыми параметрами, процедура их прямого определения при полномасштабных испытаниях на торможение трещины по методике ESSO включена в стандарт ISO 20064. Требование проведения таких испытаний впервые появилось в нормативной документации DNV для стали категории прочности 470 МПа [1], предназначенной для ширстрексов судов-контейнеровозов, в дальнейшем оно было распространено на все судостроительные стали с пределом текучести не менее 420 МПа с гарантированным сопротивлением распространению трещины (BCA – brittle crack arrest) [2].

Проблемы организации проведения и корректности результатов полномасштабных испытаний ESSO описаны авторами ранее в статье [3]. Одной из проблем является невозможность получения корректной величины критического значения коэффициента интенсивности напряжений (КИН) K_{1a} , соответствующего торможению хрупкой трещины даже для больших толщин материала, можно найти лишь зависящий от толщины параметр K_{ca} . Такая невозможность очевидно вытекает из требований к величине $K_{ca} = 190...240 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{0.5}$ для стали с пределом текучести 470 МПа [1], в то время как соблюдение условий маломасштабной текучести требует

выполнения неравенства

$$\frac{1}{S} \left(\frac{K_1}{\sigma_T} \right)^2 \leq 0.4, \quad (1)$$

где S – полная толщина стали, м, K_1 – КИН при плоской деформации, МПа·м^{0.5}, σ_T – предел текучести, МПа,

откуда при толщинах порядка 100 мм следует $K_1 \leq 0.2\sqrt{m} \cdot \sigma_T$, то есть для стали с пределом текучести 430 МПа $K_1 \leq 86$ МПа·м^{0.5}.

В монографиях по основам механики разрушения представлены различные зависимости $K_c(K_{1c}, t)$, например, у Броека [4]

$$\frac{K_c}{K_{1c}} = 1 + B_k \exp \left[- \left(A_k \frac{S}{S_0} \right)^2 \right], \quad (2)$$

где B_k , A_k – коэффициенты, S_0 – минимальная толщина, соответствующая выполнению условия (1).

Из этих зависимостей следует, что величина K_c , как и K_{ca} , не являясь характеристикой материала, принципиально может быть спрогнозирована для конкретной толщины.

Косвенное определение T_a выполняется по температурам вязко-хрупкого перехода, определяемым различными методами на образцах приемлемых размеров. При нахождении этих температур также возникает нежелательная неопределенность. Например, ударный изгиб образцов Шарпи дает результаты для локальной области металла, не представляющей полную толщину. При испытаниях трехточечным изгибом образцов с надрезом, а именно ТКБ (статический изгиб в полной толщине), ИПГ-DWTT (изгиб падающим грузом), $T_{кдс}$ (статический изгиб образцов Шарпи) измеряемым параметром является доля волокнистой составляющей в изломах, которая определяется субъективно. Тем не менее, разработка корреляций их результатов представляет большой практический интерес хотя бы потому,

что проведение полномасштабных испытаний обычно невозможно, особенно при контроле массового производства.

За рубежом предложены корреляции результатов, полученных по методике ESSO, с результатами испытаний специальных образцов с прессованным надрезом на статический трехточечный изгиб [5]. Однако более продуктивными представляются соотношения с результатами испытаний по перечисленным выше известным методикам.

В предыдущей статье [3] описана процедура конечноэлементного моделирования испытания образцов Шарпи для стали повышенной прочности. В настоящей работе эта модель дополнена условием разрушения срезом, что позволило выполнить расчеты для материалов различного уровня прочности.

Описание модели

Анализ распространения и торможения трещины требует учета трехмерности напряженно-деформированного состояния, в том числе перед фронтом трещины. Это подтверждается известными фактами значительного увеличения T_a с ростом толщины образца и появления зависимости T_a от приложенных напряжений при больших толщинах металла. Определение корреляции величины волокнистой составляющей в изломе полнотолщинных образцов с K_{Ia} также невозможно без учёта смешанного типа деформации при разрушении и влияния толщины.

А.В. Ильин и др. [6] представили результаты моделирования МКЭ разрушения широких пластин при номинально упругом нагружении в присутствии начальной трещины. Численное моделирование было выполнено для низколегированной судостроительной стали с простым степенным представлением диаграммы нагружения (уравнение Холломона)

$$\sigma = \sigma_{\text{пц}} \left(\frac{\varepsilon}{\varepsilon_{\text{пц}}} \right)^{\eta}, \quad (3)$$

где $\sigma_{\text{пц}}$ – предел пропорциональности, МПа, $\varepsilon_{\text{пц}}$ – соответствующая ему

деформация, η – коэффициент деформационного упрочнения.

Ключевой момент для моделирования разрушения – выбор его критериев. Точное воспроизведение известных локальных критериев разрушения потребовало бы значительного измельчения сетки для воспроизведения физической и геометрической нелинейности задачи. Именно поэтому большинство известных результатов исследований ограничены анализом старта трещины, но не её распространения. Интересная, но сложная модель на основе локального подхода распространения трещины в образцах ESO предложена Шибанума и др. [7].

В настоящей работе моделировали испытание по определению температуры вязко-хрупкого перехода $T_{\text{КДС}}$ на образцах Шарпи при квазистатическом нагружении. Задача в трехмерной постановке представляла образец с V-образным надрезом при трехточечном изгибе, равномерная сетка КЭ в области трещины имела размеры $0.1 \times 0.1 \times 0.2$ мм, где последнее число относится к направлению вдоль фронта трещины. Допущение о развитии разрушения в плоскости симметрии позволило уменьшить время счёта, моделируя одну четверть образца.

Температура $T_{\text{КДС}}$ определяется по одновременному выполнению двух критериев: не менее 70 % волокнистой составляющей в изломе и падение нагрузки при проскоке трещины по хрупкому механизму не более $1/3$ ее максимума. При моделировании определяли обе эти величины. Как показали механические испытания, выполненные авторами [3], критерий по величине проскока трещины обычно выполняется при более высокой температуре испытания, то есть соответствует большей трещиностойкости материала.

Расчеты проводили для двух материалов (прокат низколегированной стали): «материал 1» имел характеристики $\sigma_{\text{пл}} = 400$ МПа, $\sigma_{\text{T}} = 430$ МПа, $\eta = 0.108$; «материал 2» – $\sigma_{\text{пл}} = 876$ МПа, $\sigma_{\text{T}} = 900$ МПа, $\eta = 0.070$.

Использование равномерной сетки КЭ позволило выполнить калибровку задачи по величине КИН в плоскодеформационной постановке

(ПД). Решали задачу нагружения широкой пластины в условиях ПД и маломасштабной текучести при том же размере сетки КЭ в плоскости, нормальной к плоскости надреза. Нагружение калибровочной модели осуществляли до первого достижения критерия хрупкого разрушения, за который принимали критическое напряжение, равное $\chi\sigma_i$, где $\chi = \sigma_1/\sigma_i$ – заданная жесткость напряженного состояния, сеточно зависимое отношение первых главных напряжений к их интенсивности. Величину КИН K_1 для этой пластины, известную из справочной литературы, принимали за критическое значение, соответствующее торможению трещины, K_{1a} . Результаты калибровки представлены в табл. 1.

При моделировании образца рассматривали три конкурирующих условия: достижение критического напряжения $\chi\sigma_i$ как условие хрупкого разрушения; критической деформации ε_{cr} как условия вязкого разрушения отрывом, и критической сдвиговой деформации γ_c , соответствующей некоторой доле теоретической прочности на срез – условие вязкого разрушения срезом.

Таблица 1

Калибровочные значения K_{1a}

Коэффициент χ	K_{1a} , МПа·м ^{0.5} , при размерах сетки 0.1x0.1 мм	
	Материал 1	Материал 2
2.4	21.4	50.2
2.5	25.4	56.1
2.6	30.4	63.6
2.7	36.3	71.9
2.8	45.3	84.3

Нагружение модели осуществляли путём постепенного увеличения перемещения по линии нагружения при трехточечном изгибе. Все узлы сетки КЭ в плоскости надреза впереди вершины трещины проверяли на достижение любого из условий разрушения. Учет других узлов, находящихся в плоскостях, параллельных плоскости симметрии, не проводили, так как это привело бы к изменению идеологии решения задачи. Трещина

распространялась за счет снятия условия ограничения перемещения узлов сетки, находящихся в плоскости надреза, для которых выполнен по крайней мере один критерий разрушения. Увеличение перемещения (дальнейшее нагружение) выполняли в случае, когда ни одно из условий разрушения не выполнялось после последовательного расцепления узлов.

Точка впереди вершины трещины, где достигается максимальное напряжение, может не совпадать с ближайшим узлом сетки (ожидаемое расстояние от вершины трещины находится в пределах $3 \times \text{CTOD}$, то есть трёх раскрытий вершины трещины). Когда одно из условий разрушения достигалось в некотором узле, то узлы, находящиеся ближе от него к вершине трещины, также расцепляли. Если не расцепить эти узлы, материал в их окрестности будет разгружен на следующих шагах нагружения, так что эти точки никогда не «разрушатся».

Величину критерия вязкого разрушения ε_{cr} определяли на основе классических работ по вязкому разрушению Макклитока [8], Райса и Трейси [9], Хэнкока и Маккензи [10] согласно процедуре, описанной в справочнике под ред. И.В. Горынина [11]. Критическую интенсивность деформации ε_{cr} представляли в виде

$$\varepsilon_{cr} = \varepsilon_0 + \alpha \exp\left(-\frac{3 \sigma_m}{2 \sigma_i}\right), \quad (4)$$

где $\varepsilon_0 = 0.06$ – интенсивность деформации, необходимая для появления начальных пор, $\alpha = (1.3 \dots 2.0)$ – константа материала, пропорциональная логарифму отношения критического размера поры к её начальному размеру, влияющая на работу разрушения образца, но не на количество волокнистой составляющей в изломе [3], σ_m – гидростатическое напряжение, МПа.

Критерий достижения некоторой части теоретической прочности материала фигурирует в анализе процесса инициирования разрушения кристаллической решетки сдвигом на микроуровне. По К.А. Букреевой и др. [12], проверивших различными методами предложения Огата (Ogata) и др. по

модификации модели Френкеля, для ОЦК металлов в достаточно широком температурном диапазоне соблюдается условие

$$G \frac{\gamma_c}{\tau_c} = \pi/2, \quad (5)$$

где τ_c – теоретическая прочность, γ_c – критическая сдвиговая деформация, по [12] принимаемая равной 0.166 для бездефектных кристаллов α -Fe, G – модуль сдвига.

Таким образом, третьим условием разрушения в модели принимается достижение в каком-либо узле критического значения γ_c , вычисляемого как

$$\gamma_c = (\varepsilon_{1p} - \varepsilon_{3p})/2, \quad (6)$$

где ε_{1p} , ε_{3p} – первые и третьи главные пластические деформации.

Обсуждение результатов численного моделирования образца $T_{кдс}$

Результаты моделирования представлены в табл. 2. Интерполяция полученных данных позволяет найти КИН, соответствующий критической температуре $T_{кдс}$: 32.0 МПа·м^{0.5} для материала 1 и 65.3 МПа·м^{0.5} для материала 2. Примеры модельных изломов представлены на рисунке 1.

Таблица 2

Результаты моделирования МКЭ образцов $T_{кдс}$

χ	α	Доля волокнистой составляющей, %	Отношение падения нагрузки при проскоке трещины к максимуму нагрузки, %
Материал 1			
2.6	1.3	75	37
2.7	1.3	79	22
2.7	2.0	83	22
Материал 2			
2.5	1.3	66	50
2.5	2.0	66	49
2.6	1.3	80	35
2.8	1.3	97	10

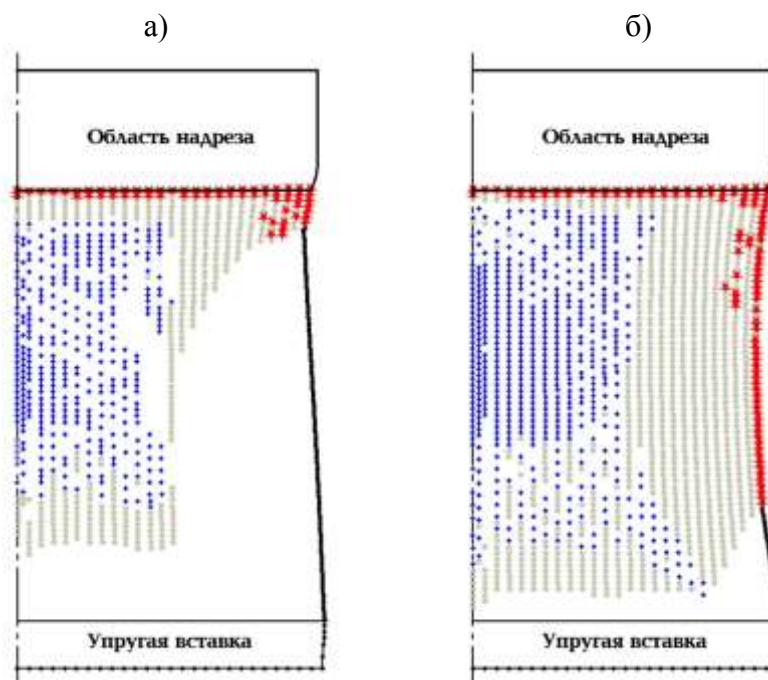


Рис. 1 – Примеры модельных изломов при значениях параметров $\chi = 2.6$, $\alpha = 1.3$: *а* – материал 1, *б* – материал 2. Условия разрушения: крестики – хрупкое разрушение по величине $\chi\sigma_i$, кружки – вязкий отрыв по ϵ_{cr} , звездочки – срез по γ_c

На рисунках 2 и 3 приведены модельные кривые нагружения образцов $T_{кдс}$ при различных условиях разрушения. Очевидно, что величина падения нагрузки при проскоке трещины по хрупкому механизму, практически пропорциональная площади кристаллического пятна, одинакова для различных α , но одинаковых χ (рис. 2, *а*, рис. 3, *а*). Повышение χ приводит к уменьшению величины проскока трещины (рис. 2, *б*, рис. 3, *б*). Третье условие по величине γ_c реализуется по фронту трещины при её начальном притуплении и на губах среза, продвигая края трещины (рис. 1). Работу разрушения образца определяет совокупность всех принятых условий разрушения.

Выполненные расчеты позволяют предложить обобщенную корреляцию температур $T_{кдс}$ и T_a с учётом ранее предложенных зависимостей K_{1a} от температуры и полной толщины стали S [13].

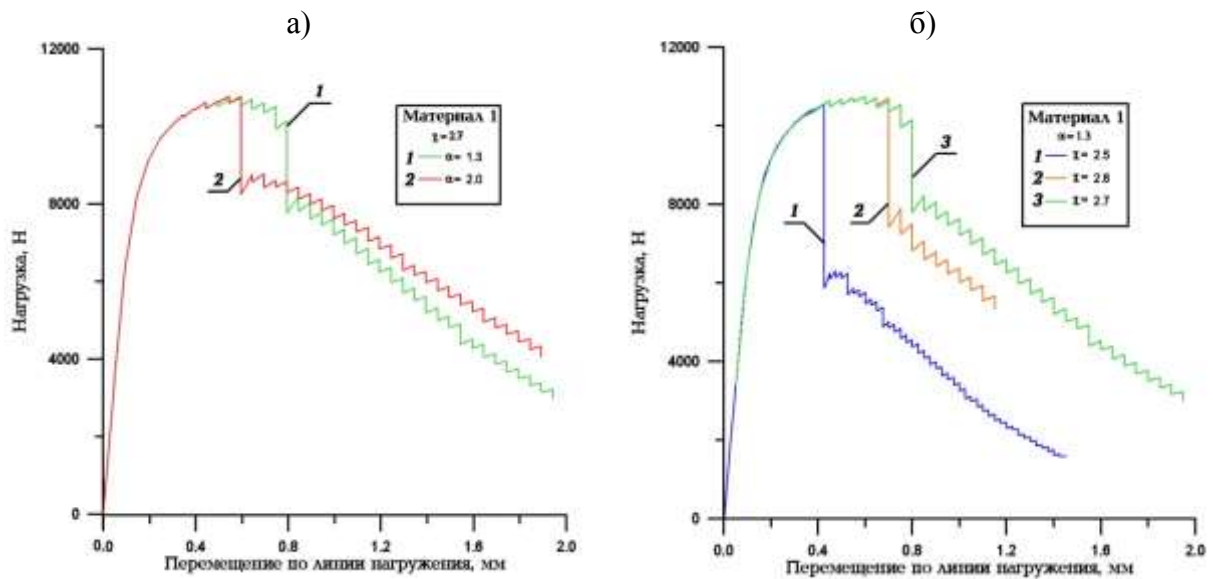


Рис. 2 – Модельные кривые нагружения «материала 1»:
а – при одинаковом значении критерия хрупкого разрушения $\chi = 2.7$,
б – при одинаковом значении коэффициента $\alpha = 1.3$

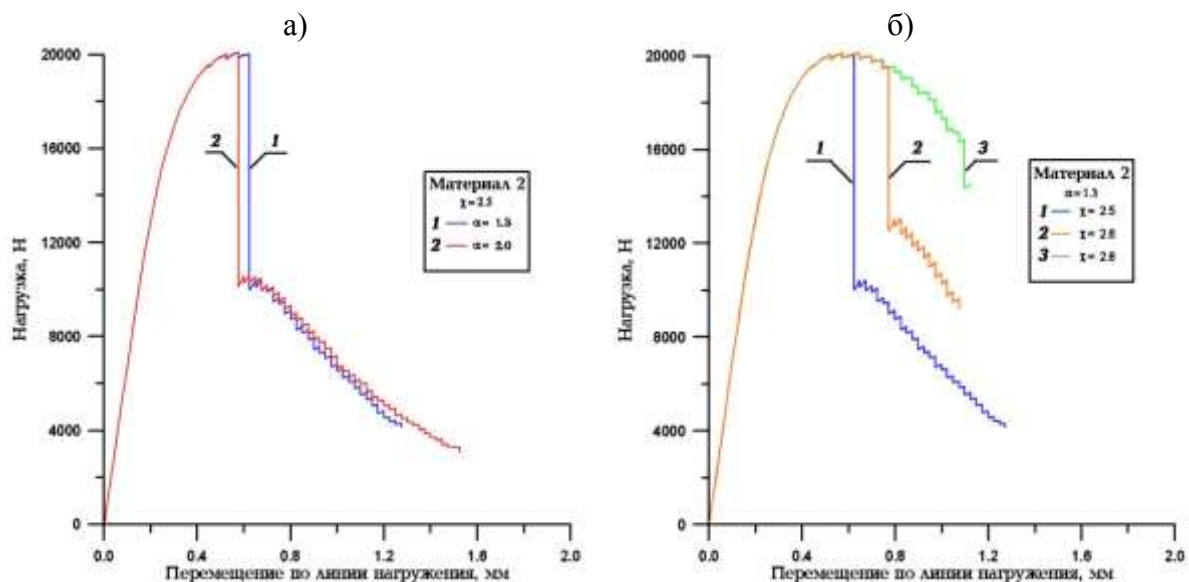


Рис. 3 – Модельные кривые нагружения «материала 2»: (а) при одинаковом значении критерия хрупкого разрушения $\chi = 2.5$, (б) при одинаковом значении коэффициента $\alpha = 1.3$

Такая корреляция, с одной стороны, основывается на аппроксимации ожидаемой величины K_{Ia} материала при температуре торможения трещины T_a для низколегированной судостроительной стали широкого диапазона прочности, основанной на исследованиях В.Ю.Филина, которые приводят к формуле для критического значения безразмерного параметра относительной трещиностойкости ω [13]

$$\omega = \frac{1}{S} \left(\frac{K_{Ia}}{\sigma_T} \right)^2 \geq 0.00078 \cdot \sigma_T + 0.27.$$

Данная аппроксимация уточнена в последующих исследованиях авторов при моделировании МКЭ с использованием указанных выше критериев разрушения,

$$\omega \geq 0.053 \cdot \sigma_T^{0.4}. \quad (6)$$

Тогда

$$K_{Ia}|_{T=T_a} = \sqrt{0.053 \sigma_T^{2.4} S}. \quad (7)$$

С другой стороны, используется известная температурная зависимость КИН

$$K_{Ia}|_T = K_{Ia}|_{T=T_a} \exp(0.019(T - T_a)). \quad (8)$$

Дополнительно может быть принято во внимание увеличение предела текучести низколегированной стали при понижении температуры от комнатной вплоть до температуры нулевой пластичности (NDT)

$$\sigma_{T(NDT)} - \sigma_T \approx 60 \text{ МПа}.$$

Интересно, что для стали с пределом текучести 470 МПа в толщине 80...100 мм формула (6) дает требуемые значения $K_{Ia} = 120...135 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{0.5}$, таким образом, согласно формуле (8), требования документа [1] к стали для контейнеровозов соответствуют температурному запасу около 30 °С.

Выводы и рекомендации

По результатам моделирования, представленным в табл. 2, с учетом масштабного эффекта, формула (7), температурный запас $T_{\text{КДС}}$ относительно T_a в °С практически не зависит от уровня прочности материала и составляет

$$T_{\text{КДС}} = T_a - 26 \ln[S / 0.01] - 12. \quad (9)$$

Например, для стали в толщине 50 мм температурный запас по $T_{\text{КДС}}$ должен составлять около 54°С.

Аналогичный подход к моделированию МКЭ используется и для других типов образцов, испытываемых в целях определения критических

температур вязко-хрупкого перехода с определением процента волокна в изломах.

Благодарности

Научно-исследовательская работа выполнена в рамках проекта ENI CBC Энергетически эффективные системы, основанные на возобновляемой энергии для арктических условий “EFREA” финансируемого Европейским союзом, РФ, и Республикой Финляндия, проект ID KS1054. Авторы благодарят д.т.н. А.В. Ильина за ценные замечания.

Список литературы

1. DNVGL-CP-0348 Class Programme. Approval of manufacturers. Rolled steel products specially designed for container ships properties. DNV GL AS, 2016. – 13 p.
2. DNV GL Rules for classification. Ships. Part 2. Materials and welding. Chapter 2. Metallic materials. DNV GL AS, 2018. 217 p.
3. Filin V.Yu., Ilyin A.V., Mizetsky A.V. Crack arrest simulation in steel in account of competing ductile and cleavage fracture //Procedia Structural Integrity 28 (2020) 3–10, DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.prostr.2020.10.002>
4. Брок Д. Основы механики разрушения. Пер. с англ. М: Высшая школа, 1980.- 368с. (Broek D. Elementary engineering fracture mechanics, Leiden, 1974).
5. Shirahata, H., Okawa, T., Inoue, T., and Ushioda, K. Simplified Evaluation Method for Brittle Crack Arrest Toughness of Steel Plates Exploiting Charpy Impact Test. Tetsu-to-Hagané Vol. 104 (2018) No. 3, p. 155–165.
6. Ильин А.В., Артемьев Д.М., Филин В.Ю. Моделирование МКЭ распространения и торможения хрупкого разрушения в пластинах с исходной трещиной //Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2018. Том 84. № 1(1). С. 56–65.

7. Shibamura, K., Yanagimoto, F., Namegawa, T., Suzuki, K., Aihara, S., Brittle crack propagation/arrest behavior in steel plate - Part I: Model formulation, *Engineering Fracture Mechanics* (2016), DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.engfracmech.2016.02.054>
8. McClintock, F.A., *J. appl. Mech.* 1968, Vol. 35, 363.
9. Rice, J.R., Tracey, D.M. *J. Mech. Phys. Solids*, 1969, Vol. 17, 201.
10. Hancock, J.W., Mackenzie, A.C. On the mechanisms of ductile failure in high-strength steels subjected to multi-axial stress-states. *J. Mech. Phys. Solids*, 1976, Vol. 24, pp. 147–169.
11. Материалы для судостроения и морской техники: Справочник в 2х т. СПб. Под общей ред. И.В.Горынина: НПО «Профессионал», 2009. Т. 2.
12. Букреева К.А., Искандаров А.М., Дмитриев С.В., Уmeno U., Мулюков Р.Р. Теоретическая прочность на сдвиг ОЦК- и ГПУ-металлов//*Физика твердого тела*, 2014, том 56, вып. 3. Стр. 417–422.
13. Filin, V.Yu. Quality Control of Steels for Large-Sized Welded Structures of the Arctic Shelf: Application of Russian and Foreign Requirements. *Inorganic Materials: Applied Research*, 2019, Vol. 10, No. 6, pp. 1492–1503, doi: <https://doi.org/10.1134/S207511331906008X>.

УДК 620.17: 658.5

Особенности проведения межлабораторных сличительных физико-механических испытаний

П.В. Шершак, к.т.н.; Н.О. Яковлев, к.т.н.; И.В. Гулина, А.С. Демченко

admin@viam.ru

Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт» (НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ)

Аннотация

Требования, предъявляемые к испытательным лабораториям действующими международными стандартами и органами аккредитации устанавливают необходимость участия лаборатории в межлабораторных сличительных испытаниях. Однако у лабораторий, осуществляющих физико-механические испытания материалов и продукции возникает ряд проблем в виду отсутствия провайдеров межлабораторных сличительных испытаний по оценке большей части показателей механических свойств и трудностей при организации таких испытаний, в случае, когда лаборатория пытается это сделать самостоятельно. Приводятся особенности организации и проведения межлабораторных сличительных испытаний в части определения физико-механических показателей металлических и неметаллических материалов. Описан уникальный опыт создания провайдера межлабораторных сличительных испытаний, в том числе подготовки образцов, оценки однородности и стабильности, обращения с образцами, обработки результатов сличительных испытаний, оценки характеристик функционирования лабораторий, представления итоговых результатов.

Ключевые слова:

межлабораторные сличительные испытания, межлабораторные сравнительные испытания, провайдер проверки квалификации, физико-механические свойства, металлические материалы, неметаллические материалы, оценка характеристик функционирования

Введение

На сегодняшний день лаборатории и центры, проводящие испытания образцов материалов и продукции при организации своей деятельности опираются на требования стандарта ГОСТ ISO/IEC 17025-2019 «Общие требования к компетентности испытательных и калибровочных лабораторий», а для лабораторий, которые подтверждают свою компетентность в органах аккредитации требования данного стандарта являются обязательными. Очевидно, что лаборатории, проводящие квалификационные испытания материалов и оценку прочности материалов [1–3] также должны выполнять требования данного стандарта.

Одним из важных требований стандарта ГОСТ ISO/IEC 17025-2019 является обеспечение достоверности результатов, получаемых лабораторией. В пункте 7.7.2 стандарта указывается, что лаборатория должна осуществлять мониторинг своей деятельности путем сравнения с результатами других лабораторий [4, 5].

Данное требование необходимо, поскольку результаты испытаний зависят от большого числа разных факторов и если проверить каждый фактор или элемент отдельно (оборудование, персонал, методика, окружающая среда и т.п.) и убедиться, что они удовлетворяют всем необходимым требованиям, это не даст гарантии что весь процесс проведения испытания является адекватным и корректным

Сравнивать свои результаты с другими лабораториями в п. 7.7.2 ГОСТ ISO/IEC 17025-2019 предлагается следующими способами (или одним из них):

- а) участвовать в проверках квалификации
- б) участвовать в межлабораторных сличениях, отличных от проверок квалификации.

В случае с участием в проверках квалификации в стандарте разъясняется, что под этим подразумеваются Провайдеры проверки

квалификации – организации, которые несут ответственность за разработку и выполнение программ квалификации, чьей основной деятельностью является организация межлабораторных сличительных испытаний (МСИ) для испытательных лабораторий центров. То есть в случае п. 7.7.2 а) лабораториям предлагается обратиться к таким провайдерам.

К провайдерам проверки квалификации также предъявляются определенные требования, такие провайдеры должны быть аккредитованы (зачастую даже теми же органами, которые аккредитуют испытательные лаборатории) на соответствие требованиям ГОСТ ISO/IEC 17043-2013 «Оценка соответствия. Основные требования к проведению проверки квалификации» [6].

Во втором случае («участие в межлабораторных сличениях, отличных от проверок квалификации») опыт взаимодействия с предприятиями разных отраслей промышленности показывает, что трактовка данного положения вызывает определенные затруднения. Если такие сличения не организовываются провайдером, следовательно лаборатория должна организовать их сама или найти такую же лабораторию, которая будет организовывать эти сличения, но приведут ли эти сличения к той цели, которая за ними стоит и смогут ли эти мероприятия удовлетворить аккредитующие органы?

Представим, что лаборатория не смогла найти провайдера проверки квалификации, который реализует программы по необходимым для лаборатории испытаниям и организует МСИ самостоятельно. Для этого необходимо найти еще одну или несколько лабораторий, которые согласятся участвовать в таких сличениях. Возникает вопрос: кто должен провести анализ полученных результатов. Кажется очевидным, что лаборатория, которая организовала эти испытания, но как тогда доказать аккредитующим органам непредвзятость и независимость на всех этапах проведения этих сличений: при выборе материала, подготовке образцов, взаимодействии с

другой лабораторией, анализе результатов испытаний. Тогда требуется еще одна независимая сторона для оценки результатов организованных МСИ, а такой стороной является Провайдер проверки квалификации. Получается замкнутый круг. Есть еще ряд проблем, с которыми сталкивается лаборатория при организации сличительных физико-механических испытаний, о чем будет сказано ниже.

Что же касается лабораторий, которые по каким-то причинам не аккредитованы и не планируют подтверждать свою компетентность проходя аккредитацию, они также оказываются заинтересованы в МСИ. Трудно найти руководителя, который не заинтересован в контроле деятельности своей лаборатории, в частности в контроле квалификации персонала. Неаккредитованной лаборатории не требуется отчитываться перед сторонними органами контроля и заинтересованность в участии в МСИ у этой лаборатории возникает, поскольку (как бы это не было этично) полученные результаты она может оставить при себе не отчитываясь и не демонстрируя их никому.

Межлабораторные физико-механические испытания

Потребности в участии в МСИ по определению физико-механических свойств, как показывают результаты опроса, проведенные Федеральной службой по аккредитации (Росаккредитация) среди 593 респондентов достаточно высоки. Почти 17% опрошенных отметили потребность в участии в межлабораторных сличениях по физико-механическим показателям, это второе по величине место после объектов окружающей среды (Рисунок 1 [7]).

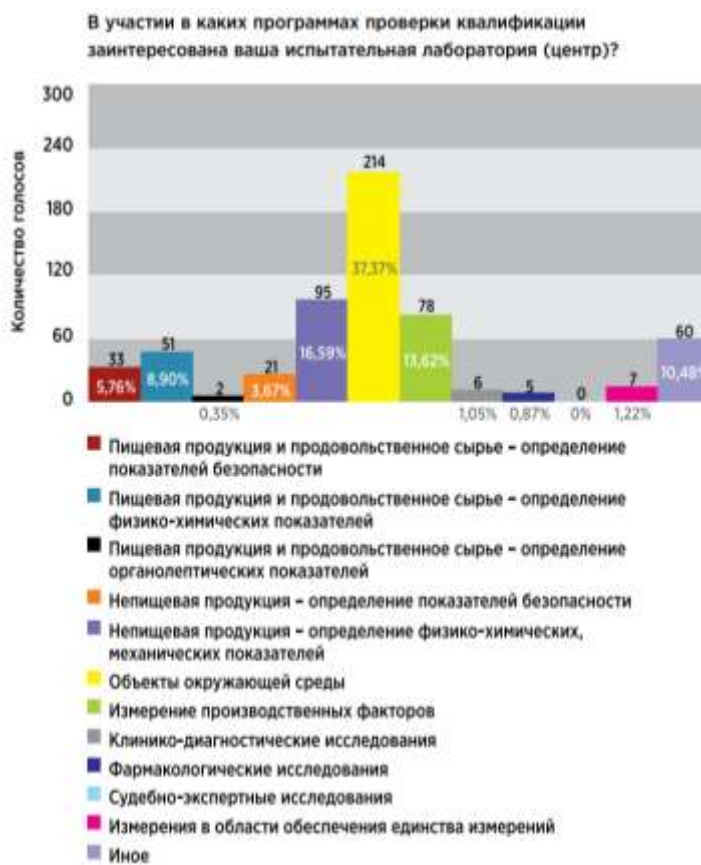


Рис. 1 – Результаты опроса, проведенного Росаккредитацией [7]

Несмотря на имеющуюся потребность в таких испытаниях, первое с чем сталкиваются испытательные лаборатории, это отсутствие у провайдеров проверки квалификации программ по большинству физико-механических показателей. Если для металлических материалов еще возможно найти провайдеров реализующих программы по испытаниям на растяжение, твердость и ударный изгиб, то по другим видам испытаниям таких программ нет, более того по испытаниям полимерных композиционных материалов до сегодняшнего дня не было ни одного Российского провайдера проверки квалификации.

Как было сказано выше, испытательная лаборатория может провести МСИ без провайдера по договоренности с другими лабораториями. Рассмотрим основные технические проблемы, с которыми сталкивается лаборатория при организации МСИ без участия провайдера:

1. Отсутствие стандартных образцов для определения физико-механических свойств.

2. Однократность и косвенность измерений. Очевидно, что стандартизовать образец с заранее установленными физико-механическими свойствами прямыми измерениями невозможно, поскольку физико-механические измерения являются разрушающими испытаниями. Установить характеристики образца возможно, но в силу того, что он при этом уничтожается как образец, повторить эти измерения на нем уже нельзя. Отсюда следует, что установить свойства образца можно косвенно по результатам испытаний образцов из той же группы (того же полуфабриката с учетом локального отбора). Другой подход – не устанавливать свойства образца заранее, а подготовить образцы с одинаковыми свойствами, которые будут направлены в разные лаборатории (с оговоркой, если эти лаборатории не покажут одинакового неправильный результат), но в этом случае возникает требование к использованию однородных и стабильных полуфабрикатов.

3. Необходимость использования однородных по свойствам полуфабрикатов для изготовления образцов. Для того, чтобы гарантировать что у образцов одинаковые физико-механические показатели, необходимо использовать однородные и стабильные полуфабрикаты. Здесь не только важно иметь заводской полуфабрикат с соответствующими на него документами (сертификат или паспорт качества), лаборатория-организатор МСИ должна провести работы по оценке полуфабрикатов на однородность и стабильность, чтобы исключить возможное влияние разбросов свойств на результаты МСИ.

Опыт НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ по организации МСИ

Ниже приводятся особенности организации МСИ по определению физико-механических показателей в рамках опыта организации

межлабораторных сличительных испытания в лаборатории «Прочность и надёжность материалов воздушного судна» им. Профессора С.И. Кишкиной НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ [8].

МСИ были организованы для трех видов материалов по следующим видам испытаний:

- металлы (растяжение, твердость)
- пластмассы (растяжение)
- полимерные композиционные материалы (межслоевой сдвиг).

Наиболее приемлемой схемой проведения МСИ в данном случае является параллельная схема, в соответствии с которой подготовленные для проверки квалификации образцы рассылаются одновременно всем участникам МСИ, а участники в свою очередь в отведенное время должны предоставить результаты испытаний данных образцов.

Подготовка образцов для испытаний

Для изготовления образцов использовались однородные по свойствам полуфабрикаты. Однородность подтверждалась по тем показателям, по которым проводились МСИ. Для этого от соответствующего полуфабриката отбирались случайным образом образцы для испытаний. Из полуфабриката механическим способом изготавливались образцы. Было разработано программное обеспечение для случайного отбора образцов, которое также используется в дальнейшем для случайного распределения образцов среди участников МСИ. Проводились испытания отобранных образцов. Причем лаборатория, проводящая испытания строго соответствовала требованиям, установленным организатором испытаний. К таким требованиям, например, относится наличие аттестата аккредитации с соответствующей областью аккредитации и обязательное наличие опыта проведения требуемых испытаний. Затем на основании результатов испытаний статистическими методами оценивалась однородность полуфабриката.

Данные мероприятия также проводились и для определения стабильности полуфабрикатов. Конечно, очевидность стабильности некоторых материалов не требует отдельных исследований, однако при отсутствии в нормативных документах на материал установленных сроков годности или указания на сохранение свойств в течение определенного времени требуется иметь доказательную базу о стабильности свойств материала во времени. Напомним, что речь идет не только о металлических, но о неметаллических материалах (пластмассах, полимерных композиционных материалах).

Важным аспектом является механическая обработка образцов, она проводилась в строгом соответствии с требованиями соответствующих стандартов на проведение испытаний [9], а также в соответствии с требованиями нормалей с целью уменьшения возможных отклонений размеров в рамках заданных стандартами допусков.

Каждому образцу присваивалась уникальная маркировка (шифр), которая наносилась на образец различными методами для разных материалов для исключения ее влияния на качество поверхности образца.

Образцы упаковывались так, чтобы исключить их повреждение при транспортировке.

Проведение испытаний

Для обеспечения одинаковых условий проведения испытаний была разработана инструкция, которая направлялась вместе с образцами.

В инструкции устанавливаются требования по условиям хранения образцов. Наиболее важно соблюдать требования по температуре и влажности для неметаллических материалов и учитывать обязательные требования по кондиционированию образцов перед испытанием.

Также в инструкции приводятся режимы испытаний, которые дополняют требования стандарта на проведение испытаний, там где это необходимо. Необходимо учитывать, что при определении одного и того же

показателя, но по разным стандартам – может привести к различным результатам [10]. Описываются условия обработки результатов и точность округления полученных значений.

Для удобства подбора необходимого оборудования и средств измерений в инструкции даны диапазоны ориентировочных значений определяемых показателей. Очевидно, что эти диапазоны не должны быть слишком узки, поскольку оценка правильности определения значений является одним из основных критериев проверки квалификации участника. Диапазоны приводятся исключительно для указания уровня (порядка) значений, с которым должна работать лаборатория.

Отдельно необходимо отметить, что в инструкции, как и в требованиях ГОСТ ISO/IEC 17043 указывается необходимость, чтобы лаборатория-участник МСИ обращалась с образцами ровно так, как она это делает в своей повседневной работе. Это необходимо для того, чтобы выявить возможные проблемы и ошибки лаборатории в обращении с образцами.

После проведения испытаний лаборатория-участник МСИ оформляет протокол испытаний, который должен содержать следующую информацию:

- Наименование и адрес участника МСИ;
- Телефон, факс, e-mail;
- Номер и дату оформления протокола;
- Наименование испытаний;
- Наименование (шифр) НД на методы испытаний, используемые методики испытаний с указанием при необходимости отклонений от регламентированных процедур испытаний;
- Наименование, марка оборудования и средств измерений с указанием данных об аттестации/поверке;
- Наименование и индекс образцов;
- Геометрические размеры образцов;
- Условия подготовки/кондиционирования образцов (в случае если

установлены требования в НД на испытание);

- Наименование контролируемых показателей;
- Условия проведения испытаний;
- Режимы испытаний;
- Результаты испытаний;
- Сведения о неопределенности;
- Дату проведения испытаний.

Такой объем данных необходим, поскольку для оценки квалификации лаборатории не всегда бывает достаточно только результирующего значения определяемого показателя, требуется наиболее полная картина работы лаборатории, в том числе полное представление данных об испытании в протоколе.

Обработка результатов испытаний

После того, как результаты всех участников были получены, проводился анализ результатов с использованием специальных статистических методов и специально разработанного программного обеспечения.

Отметим важность наличия определенного числа участников. Для установления приписанного значения (иными словами опорного значение) определяемой величины в случае, когда в МСИ участвует достаточное количество участников, используют статистические методы в соответствии с требованиями стандарта ГОСТ Р 50779.60-2017 «Статистические методы. Применение при проверке квалификации посредством межлабораторных испытаний». Такой подход имеет ряд преимуществ, по сравнению со случаем, когда участников небольшое число. Во втором случае возможна ситуация, когда все участники могут допустить серьезные ошибки при определении значений и для исключения такой ситуации требуется привлекать экспертную лабораторию с целью определения приписанного значения. Тогда возникает необходимость особенно тщательно подбирать

экспертную лабораторию, поскольку результаты участников будут сравниваться с результатами этой экспертной лаборатории.

По результатам расчета статистических показателей оценивается характеристика функционирования лаборатории. Наиболее часто встречающейся и подходящей в данном случае мерой оценки характеристики функционирования является z-индекс [11], который рассчитывается по формуле согласно ГОСТ Р 50779.60:

$$z = \frac{x_i - x_{pt}}{\sigma_{pt}};$$

где x_i – результат i-ого участника; x_{pt} – приписанное значение определяемой характеристики; σ_{pt} – стандартное отклонение приписанного значения.

Оценка характеристики функционирования лаборатории участника в данном случае устанавливалась по следующим критериям (в соответствии с требованиями ГОСТ ISO/IEC 17025-2013 и ГОСТ Р 50799.60):

$|z| \leq 2,0$ – результат признается удовлетворительным;

$2,0 < |z| < 3,0$ – результат признается сомнительным;

$|z| \geq 3,0$ – результат признается неудовлетворительным.

Если результат признается сомнительным, то лаборатория должна осуществить предупреждающие действия, если результат признается неудовлетворительным – лаборатория должна провести корректирующие действия.

Результаты участия в МСИ представляются в табличной форме с указанием для каждого участника среднего значения и стандартного отклонения определяемого показателя и соответствующий z-индекс по каждому оперяемому показателю.

Для наглядности, также приводятся графические представления результатов участия в МСИ.

Также на графических представлениях приведены границы, в рамках которых оценивается характеристика функционирования (нанесены границы z-индекса). На графическом представлении рисунок 3 дополнительно (по оси ординат) даны границы повторяемости стандартного отклонения, чтобы участники могли оценить меру разброса получаемых ими значений.

Отчетные документы

По результатам участия в МСИ, каждому участнику выдается свидетельство об участии в программах проверки квалификации и отчет, в котором подробно описываются все условия проведения каждой программы, представляются результаты статистического анализа и результаты каждого участника в табличной форме и в двух графических представлениях для каждого определяемого показателя.

Требования конфиденциальности

Пожалуй, наиболее важным при организации МСИ является строгое соблюдение конфиденциальности. Данные, получаемые от участников, являются закрытыми. Участники не знают о том, кто принимает участие вместе с ними в одной программе МСИ, для исключения возможного сговора. Результаты, полученные участниками, также являются строго конфиденциальными. Организатор МСИ не разглашает полученных результатов, за исключением случаев, когда участник сам дает разрешение на открытое распространение именно его данных.

Основные ошибки участников МСИ

Подводя итог по результатам проведенных испытаний участниками МСИ, а также основываясь на многолетнем опыте организации подобных испытаний [12] можно обобщить основные ошибки, которые возникают у участников МСИ:

1. Нарушение нормативных процедур измерений и испытаний. Несмотря на конкретные указания и разъяснения по методике проведения

испытаний (прямая ссылка на стандарт или подробные указания в сопроводительной инструкции) участники МСИ по каким-то причинам отклоняются от требований умышленно или случайно. Практика показывает, что в случае необходимости отклонения от установленных процедур участник МСИ может решить данный вопрос прямым обращением к организатору МСИ с целью нахождения компромиссного решения. В основном это происходит до официальной заявки на участие от лаборатории на этапе анализа требований к проведению испытаний. В другом случае, когда участник в процессе проведения программы сталкивается с отклонениями от инструкции и если он о них умалчивает, это может привести к тому, что будут предоставлены некорректные результаты или как в одном из случаев участник физически не смог провести испытания и не предоставил результаты.

2. Применение неисправных средств измерений. Выявление неисправности оборудования и средств измерений по результатам участия в МСИ показывает на необходимость улучшения процессов мониторинга за оборудованием и средствами измерений в лаборатории, если существующие процедуры не смогли выявить это до участия в МСИ.

3. Неэффективность внутрилабораторного контроля (ВЛК). Процедуры ВЛК в некоторых случаях бывают схожи с МСИ, за тем исключением, что при МСИ оценка участника проводится независимо и непредвзято, что является одним из основных преимуществ участия в проверках квалификации, организовываемых Провайдерами.

4. Ошибки при вычислении и записи результатов измерений и испытаний. Довольно часто встречаются ошибки округления значений, указание не того количества значащих цифр, ошибки при переводе величин в другие размерности и т.д. Такие ошибки связаны, как правило, с человеческим фактором.

5. Низкая квалификация персонала. Проверка квалификации лабораторий посредством МСИ это, по сути, и есть проверка квалификации персонала и не только специалистов непосредственно проводящих испытания, но и всей СМК лаборатории в целом.

Выводы

В завершении стоит отметить, что межлабораторные сличительные испытания – эффективный инструмент подтверждения компетентности и мониторинга квалификации лабораторий. Результаты МСИ показывают способность лабораторий компетентно выполнять испытания и измерения. Помимо этого МСИ также являются инструментом для валидации методик испытаний и измерений, в том числе при разработке стандартов организации, национальных и межгосударственных стандартов.

Организация Провайдера МСИ

По результатам проведенных испытаний, а также благодаря многолетнему опыту проведения подобных работ в НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ был создан Провайдер МСИ ВИАМ. Подготовлена вся необходимая организационная, правовая и нормативно-техническая документация.

Провайдер МСИ ВИАМ успешно прошел аккредитацию Федеральной службы по аккредитации и внесен в реестр аккредитованных лиц под уникальным номером записи **RA.RU.430289**

Провайдер МСИ ВИАМ строго соблюдает условия конфиденциальности и неразглашения информации полученной в ходе проведения программ проверки квалификации.

На 2022 год Провайдером МСИ ВИАМ запланировано проведение 28-ми Программ МСИ по испытаниям следующих материалов:

- Алюминиевые сплавы
- Титановые сплавы
- Стали

- Жаропрочные сплавы
- Пластмассы
- Полимерные композиционные материалы

По следующим видам испытаний:

- Растяжение
- МЦУ
- Трещиностойкость
- Твердость
- Сжатие
- Сдвиг

Также в план включены следующие виды исследований:

- Химический анализ
- Величина зерна
- Неметаллические включения
- Магнитные свойства

Создан сайт Провайдера МСИ ВИАМ, на котором есть подробная информация о всех проводимых программах и условиях участия: ptp.viam.ru

Список литературы

1. Ерасов В.С., Яковлев Н.О., Нужный Г.А. Квалификационные испытания и исследования прочности авиационных материалов // Авиационные материалы и технологии. 2012. № 5. С. 440–448.
2. Орешко Е.И., Ерасов В.С., Гриневич Д.В., Шершак П.В. Обзор критериев прочности материалов // Труды ВИАМ. 2019. № 9 (81). С. 108–126.
3. Афанасьев А.В., Рабинский Л.Н., Шершак П.В., Экспериментальное определение деформационных и прочностных характеристик полимерных композиционных материалов // Механика композиционных материалов и конструкций. 2010. Т. 16. № 2. С. 214–222.

4. Карташова А.В., Прокошина Н.Ю. Халиков М.Р. Межлабораторные сравнительные испытания – внешний контроль качества работы лаборатории // Контроль качества продукции. 2018. № 9. С. 36–39.
5. Чепкова И.Ф., Крейнин С.В., Пономарева О.И. Межлабораторные сравнительные (сличительные) испытания как доказательная база компетентности лабораторий // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2018. № 2. С. 70–72. DOI: 10.26896/1028-6861-2018-84-2-70-72.
6. Мигин С.В. Провайдеры проверки квалификации – курс на импортозамещением услуг // Контроль качества продукции. 2015. № 10. С. 23–25.
7. Никитина О.В. Профессиональное сообщество об МСИ // Контроль качества продукции 2015. № 10. С. 26–27.
8. Ерасов В.С., Яковлев Н.О., Автаев В.В. Современное состояние лаборатории им. профессора С.И. Кишкиной // Авиационные материалы и технологии. 2014. № S4. С. 136–139.
9. Шершак П.В. Особенности национальной стандартизации методов испытаний полимерных композиционных материалов // Труды ВИАМ. 2019. № 2 (74). С. 77–88.
10. Шершак П.В., Славин А.В., Яковлев Н.О., Луценко А.Н., Лашов О.А. Особенности испытаний ПКМ на сдвиг в плоскости армирования методом растяжения под углом +-45гр. // Все материалы. Энциклопедический справочник. №1. 2020. С.14–21. DOI: 10.31044/1994-6260-2020-0-1-14-21.
11. Карташова А.В., Халиков М.Р. МСИ как критерий аккредитации // Контроль качества продукции. 2015. № 1. С. 27–30.
12. Карташова А.В. Тропынина Л.В. МСИ. Работа над ошибками // Контроль качества продукции. 2015. № 10. С. 28–32.

УДК 539.5

Способ определения констант конструкционных материалов

Т.Б. Дуйшеналиев, д.ф.-м.н.; Т.Н. Комиссарова, к.т.н.;

А.Р. Позднякова; В.Е. Хроматов, к.т.н.

DuyshenaliyevT@mpei.ru;

KomissarovaTatN@mpei.ru;

PozdniakovaAR@mpei.ru;

KhromatovVY@mpei.ru

Национальный исследовательский университет «МЭИ», Москва, Россия

Аннотация

Приведены результаты обсуждения опытных данных с помощью компьютерной программы в системе MathCad, составленной на основе уравнения опытной диаграммы [3, 4]. Определяются константы Ламе, модуль Юнга, коэффициент Пуассона а также радиальная деформация и компоненты напряжения в точке, где проводятся экспериментальные измерения. Вычисляются отклонения между расчетными и опытными величинами осевой деформации.

Ключевые слова:

радиальная деформация, осевое и кольцевое напряжения, уравнение диаграммы нагрузка-деформация, константы Ламе, модуль упругости Юнга, коэффициент Пуассона

Введение

Механика деформируемого тела пользуется многочисленными соотношениями, связывающими ε_{ij} и σ_{ij} . Среди этого обилия обобщенный закон Гука имеет строгое физическое обоснование.

В прямоугольной декартовой системе координат для изотропных тел, находящихся в изотермическом состоянии, обобщенный закон Гука имеет вид [1, 2]

$$\sigma_{ij} = \lambda \delta_{ij} \varepsilon_{kk} + 2\mu \varepsilon_{ij}, \quad (1)$$

где δ_{ij} – символ Кронекера, λ, μ – константы Ламе. Выражение (1) представим и в виде:

$$\varepsilon_{ij} = -\frac{\nu}{E} \delta_{ij} \sigma_{kk} + \frac{1+\nu}{E} \sigma_{ij}, \quad (2)$$

где E – модуль Юнга, ν – коэффициент Пуассона. Соотношения (1) и (2) взаимно обратимы: разрешая (1) относительно ε_{ij} , приходим к (2). При этом:

$$\nu = \frac{\lambda}{2(\lambda + \mu)}, \quad E = \frac{\mu(3\lambda + 2\mu)}{\lambda + \mu}, \quad (3)$$

Разрешая же соотношения (2) относительно σ_{ij} приходим к соотношениям (1). В этом случае:

$$\lambda = \frac{E\nu}{(1+\nu)(1-2\nu)}, \quad \mu = \frac{E}{2(1+\nu)}, \quad (4)$$

Однако, обобщенный закон Гука недоступен для прямой экспериментальной проверки, ибо инструментальное измерение ε_{ij} и σ_{ij} во внутренних точках тела невозможно. Они полностью не измеряемы и в точках тела, расположенных на его поверхности. В виду этого, определение констант с использованием выражений (1) невозможно.

Исторически так сложилось, что состоятельность обобщенного закона Гука проверяется по соотношениям [1, 2]:

$$\varepsilon_r(r, z) = -\frac{\nu}{E} \frac{P}{\pi R^2}, \quad \varepsilon_\varphi(r, z) = -\frac{\nu}{E} \frac{P}{\pi R^2}, \quad \varepsilon_z(r, z) = \frac{1}{E} \frac{P}{\pi R^2}, \quad (5)$$

где r, z – цилиндрические координаты, P – осевая нагрузка, $\varepsilon_r(r, z), \varepsilon_\varphi(r, z), \varepsilon_z(r, z)$ – радиальная, кольцевая, осевая деформации, R – радиус цилиндра, E, ν – модуль Юнга, коэффициент Пуассона.

Эти соотношения получены из решения краевой задачи о равновесии цилиндра, граничные условия на основаниях которого упрощены на основе суженого и общего принципов Сен-Венана [3]. Равенства (1) не обобщенный закон Гука, а тот его вид, в котором незримо присутствуют эти принципы. Суженый принцип Сен-Венана имеет теоретическое доказательство. А общий принцип такого доказательства не имеет. Неоднократные попытки его доказательства, как известно, не увенчались успехом.

Из соотношений (5) модуль Юнга и коэффициент Пуассона определяются как:

$$E = \frac{\sigma_z(r, z)}{\varepsilon_z(r, z)}, \quad \nu = -\frac{\varepsilon_\varphi(r, z)}{\varepsilon_z(r, z)}. \quad (6)$$

1. Определение констант на основе нового критерия

Основными видами испытаний конструкционных материалов являются осевое растяжение и сжатие цилиндрических образцов. В этих опытах обычно измеряются величины

$$P(t_i), \varepsilon_\varphi(R, 0, t_i), \varepsilon_z(R, 0, t_i), \quad i = 1, 2, \dots, n, \quad (7)$$

где R – радиус цилиндра, n – количество измерений, а $P(t_i)$ – вся осевая нагрузка, $\varepsilon_\varphi(R, 0, t_i)$, $\varepsilon_z(R, 0, t_i)$ – соответственно, кольцевая и осевая деформации контура центрального поперечного сечения, измеренные в момент времени t_i .

Для составления программы в системе MathCAD опытные данные напишем в виде трех векторов:

$$\begin{aligned}
 p &= \left(\frac{P(t_1)}{\pi R^2} \quad \frac{P(t_2)}{\pi R^2} \quad \dots \quad \frac{P(t_n)}{\pi R^2} \right) \\
 \varepsilon\varphi &= (\varepsilon_\varphi(t_1) \quad \varepsilon_\varphi(t_2) \quad \dots \quad \varepsilon_\varphi(t_n)), \\
 \varepsilon z &= (\varepsilon_z(t_1) \quad \varepsilon_z(t_2) \quad \dots \quad \varepsilon_z(t_n))
 \end{aligned} \tag{8}$$

В работах [3,4] получено следующее уравнение диаграмм нагрузка-деформация (критерий):

$$\varepsilon_z(R, 0, t) = \frac{1}{\lambda + 2\mu} \left(\frac{P(t)}{\pi R^2} - 2\lambda \varepsilon_\varphi(R, 0, t) \right). \tag{9}$$

В этом уравнении λ, μ – константы Ламе. Уравнение (9), связывает нагрузку $P(t)$ с осевой $\varepsilon_z(R, 0, t)$ и кольцевой $\varepsilon_\varphi(R, 0, t)$ деформациями. Напишем уравнение (9) в обозначениях системы MathCAD в виде:

$$p_i = 2 \cdot \lambda \cdot \varepsilon\varphi_i + (\lambda + 2 \cdot \mu) \cdot \varepsilon z_i, \tag{10}$$

где индекс $i = 1, 2, \dots, n$, (n - число элементов вектора p).

Константы определим методом наименьших квадратов. Отклонение опытных данных от уравнения (10) представим в виде:

$$\delta_i = 2 \cdot \lambda \cdot \varepsilon\varphi_i + (\lambda + 2 \cdot \mu) \cdot \varepsilon z_i - p_i.$$

Сумма квадратов отклонений:

$$\delta_i \cdot \delta_i = (2 \cdot \lambda \cdot \varepsilon\varphi_i + (\lambda + 2 \cdot \mu) \cdot \varepsilon z_i - p_i) \cdot (2 \cdot \lambda \cdot \varepsilon\varphi_i + (\lambda + 2 \cdot \mu) \cdot \varepsilon z_i - p_i).$$

В этом выражении и далее, необходимо проводить обычное суммирование по неммым индексам. Константы должны иметь такие величины, при которых сумма квадратов будет минимальной. Это имеет место тогда, когда частные производные по константам равны нулю:

$$\frac{\partial(\delta_i \cdot \delta_i)}{\partial(2 \cdot \lambda)} = (2 \cdot \lambda \cdot \varepsilon\varphi_i + (\lambda + 2 \cdot \mu) \cdot \varepsilon z_i - p_i) \cdot \varepsilon\varphi_i = 0,$$

$$\frac{\partial(\delta_i \cdot \delta_i)}{\partial(\lambda + 2 \cdot \mu)} = (2 \cdot \lambda \cdot \varepsilon\varphi_i + (\lambda + 2 \cdot \mu) \cdot \varepsilon z_i - p_i) \cdot \varepsilon z_i = 0.$$

Напишем эти уравнения в виде:

$$\begin{aligned}\varepsilon_{\varphi_i} \cdot \varepsilon_{\varphi_i} \cdot 2 \cdot \lambda + \varepsilon_{z_i} \cdot \varepsilon_{\varphi_i} \cdot (\lambda + 2 \cdot \mu) &= p_i \cdot \varepsilon_{\varphi_i} \\ \varepsilon_{\varphi_i} \cdot \varepsilon_{z_i} \cdot 2 \cdot \lambda + \varepsilon_{z_i} \cdot \varepsilon_{z_i} \cdot (\lambda + 2 \cdot \mu) &= p_i \cdot \varepsilon_{z_i}\end{aligned}$$

Здесь для определения двух констант имеются два уравнения. Эти уравнения в матричной форме имеют вид:

$$\begin{pmatrix} \varepsilon_{\varphi_i} \cdot \varepsilon_{z_i} & \varepsilon_{z_i} \cdot \varepsilon_{\varphi_i} \\ \varepsilon_{\varphi_i} \cdot \varepsilon_{z_i} & \varepsilon_{z_i} \cdot \varepsilon_{z_i} \end{pmatrix} \cdot \begin{pmatrix} 2 \cdot \lambda \\ \lambda + 2 \cdot \mu \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} p_i \cdot \varepsilon_{\varphi_i} \\ p_i \cdot \varepsilon_{z_i} \end{pmatrix}.$$

Умножение обеих частей этого уравнения на обратную матрицу, определяет искомые константы. В системе MathCad такое определение можно проводить следующими операторами:

$$\begin{aligned}\varepsilon &= \text{stack}(\varepsilon_{\varphi}, \varepsilon_z), \quad c = (\varepsilon \cdot \varepsilon^T)^{-1} \cdot \varepsilon \cdot p^T, \\ \lambda &= \frac{c_0}{2}, \quad \mu = \frac{c_1 - \lambda}{2}, \quad E = \frac{\mu \cdot (3 \cdot \lambda + 2 \cdot \mu)}{\lambda + \mu}, \quad \nu = \frac{\lambda}{2 \cdot (\lambda + \mu)}\end{aligned} \quad (11)$$

2. Определение радиальной деформации, осевого и кольцевого напряжений

Радиальная деформация не замеряется при осевом растяжении и сжатии цилиндрических образцов, ибо, как уже подчеркивалось выше, это невозможно осуществить. Однако величину этой деформации на боковой поверхности цилиндра можно определить. Радиальное напряжение на боковой поверхности образца определяется как:

$$\sigma_r(R, 0, t) = (\lambda + 2\mu)\varepsilon_r(R, 0, t) + \lambda(\varepsilon_{\varphi}(R, 0, t) + \varepsilon_z(R, 0, t)).$$

Из этого уравнения следует:

$$\varepsilon_r(R, 0, t) = \frac{1}{\lambda + 2\mu} (\sigma_r(R, 0, t) - \lambda(\varepsilon_{\varphi}(R, 0, t) + \varepsilon_z(R, 0, t))). \quad (12)$$

Величины кольцевой и осевой деформации поддаются измерению на всех стадиях деформирования. Соответствующие им радиальные деформации можно установить, используя равенство (12). Тут величина

$\sigma_r(R,0,t)$ равна нулю в осевом сжатии и растяжении, и величине бокового давления в трехосном сжатии.

Далее, зная величины трех компонентов деформации, нетрудно определить величины осевого и кольцевого напряжения в точках боковой поверхности цилиндра. В разработанной компьютерной программе наряду с определением констант материала производится и вычисление величин радиальной деформации $\varepsilon_r(R,0,t)$, осевого $\sigma_z(R,0,t)$ и кольцевого $\sigma_\varphi(R,0,t)$ напряжений:

$$\begin{aligned}\sigma_\varphi(R,0,t) &= \lambda \varepsilon_r(R,0,t) + (\lambda + 2\mu)\varepsilon_\varphi(R,0,t) + \lambda \varepsilon_z(R,0,t) \\ \sigma_z(R,0,t) &= \lambda(\varepsilon_r(R,0,t) + \varepsilon_\varphi(R,0,t)) + (\lambda + 2\mu)\varepsilon_z(R,0,t)\end{aligned}\quad (13)$$

3. Программа в системе Mathcad для обсуждения опытных данных

Накоплено огромное количество результатов экспериментальных исследований тел на осевое растяжение и сжатие, а также на трехосное сжатие. В этих опытах в различные моменты времени t_i в процессе испытания замеряются величины:

$$P(t_i), \varepsilon_\varphi(R,0,t_i), \varepsilon_z(R,0,t_i), \quad i=1,2,\dots,n, \quad (14)$$

где $P(t_i)$ – величина осевой нагрузки (замеряется датчиками давления), $\varepsilon_\varphi(R,0,t_i)$, $\varepsilon_z(R,0,t_i)$ – соответственно, кольцевая и осевая деформации в точках контура центрального поперечного сечения (замеряются тензометрическими датчиками), n – количество опытных измерений величин:

$$P(t_i), \varepsilon_\varphi(R,0,t_i), \varepsilon_z(R,0,t_i).$$

Напишем уравнение диаграммы нагрузка-деформация (9) для таких опытных данных:

$$\varepsilon_z(R, 0, t_i) = \frac{1}{\lambda + 2\mu} \left(\frac{P(t_i)}{\pi R^2} - 2\lambda \frac{u(R, 0, t_i)}{R} \right). \quad (15)$$

Если подставим в это уравнение опытные данные (14), то получим n уравнений. Удовлетворяются ли все эти уравнения при одних и тех же величинах констант Ламе λ, μ ? Ниже приведена программа в системе MathCad для определения констант, деформаций, напряжений по уравнениям (13).

4. Алгоритм и программа в системе Mathcad

4.1. Введение опытных данных

$$p := (10 \ 15 \ 20 \ 25 \ 30 \ 32 \ 33.6 \ 35.6 \ 38.4 \ 41.6)$$

$$\sigma r := (0 \ 0 \ 0 \ 0 \ 0 \ 0 \ 0 \ 0 \ 0 \ 0)$$

$$\varepsilon \phi := -.001 \cdot (.136 \ .203 \ .273 \ .38 \ .42 \ .464 \ 2.6 \ 3.6 \ 5.12 \ 7.52)$$

$$\varepsilon z := .001 \cdot (.47 \ .7 \ .94 \ 1.31 \ 1.41 \ 1.6 \ 5.6 \ 7.52 \ 10.4 \ 15.1)$$

4.2. Транспонирование $p := p^T$ $\sigma r := \sigma r^T$ $\varepsilon \phi := \varepsilon \phi^T$ $\varepsilon z := \varepsilon z^T$

4.3. Дополнение опытных данных начальными нулевыми величинами деформаций и нагрузки

$$d_0 := 0 \quad p := \text{stack}(d, p) \quad \sigma r := \text{stack}(d, \sigma r)$$

$$\varepsilon \phi := \text{stack}(d, \varepsilon \phi) \quad \varepsilon z := \text{stack}(d, \varepsilon z) \quad \varepsilon := \text{augment}(\varepsilon \phi, \varepsilon z)$$

4.4. Определение констант по формулам:

$$b := (\varepsilon^T \cdot \varepsilon)^{-1} \cdot \varepsilon^T \cdot p \quad \lambda := \frac{b_0}{2} \quad \mu := \frac{b_1 - \lambda}{2} \quad E := \frac{\mu \cdot (3 \cdot \lambda + 2 \cdot \mu)}{2}$$

$$v := \frac{\lambda}{2 \cdot (\lambda + \mu)}$$

4.5. Определение радиальной деформации и кольцевого, осевого напряжений в точке

$$\varepsilon r := \frac{1}{\lambda + 2 \cdot \mu} \cdot (p - 2 \cdot \lambda \cdot \varepsilon \phi) \quad n := \text{last}(p) \quad i := 0..n$$

$$c_i := \text{floor} \left(\left(\frac{\varepsilon z_i - \varepsilon z c_i}{\varepsilon z_i} \cdot 100 \right) \right)$$

- 4.6. Вычисление расчетной величины осевой деформации уравнением диаграммы и ее отклонения в % от опытной величины этой деформации:

$$\gamma := \frac{1}{3} \cdot \sqrt{(\varepsilon r - \varepsilon \phi)^2 + (\varepsilon \phi - \varepsilon z)^2 + (\varepsilon z - \varepsilon r)^2}$$

$$\tau := \frac{1}{3} \cdot \sqrt{(\sigma r - \sigma \phi)^2 + (\sigma \phi - \sigma z)^2 + (\sigma z - \sigma r)^2}$$

- 4.7. Определение октаэдрического сдвига и октаэдрического касательного напряжения по обычным уравнениям:

$$\gamma 0_i := \frac{\sqrt{2}}{3} \cdot |\varepsilon \phi_i - \varepsilon z_i| \quad \tau 0_i := \frac{\sqrt{2}}{3} \cdot |p_i - \sigma r_i|$$

- 4.8. Определение деформаций и напряжений в точке одноосности напряженного состояния и определение модуля Юнга и коэффициента Пуассона по уравнениям критерия Гука-Сен Венана

$$\begin{array}{l}
 \text{for } i \in 0..last(p) - 1 \\
 \left| \begin{array}{l}
 d \leftarrow \sigma\phi_i \\
 f \leftarrow \sigma\phi_{i+1} \\
 \text{break if } \frac{d}{f} < 0
 \end{array} \right. \\
 h \leftarrow \text{if} \left(\frac{d}{f} < 0, i, \text{"нет одноосности"} \right) \\
 m := \begin{pmatrix} p_{k+1} - p_k & \varepsilon z_k - \varepsilon z_{k+1} \\ \sigma z_{k+1} - \sigma z_k & \varepsilon z_k - \varepsilon z_{k+1} \end{pmatrix} \\
 h := \begin{bmatrix} \varepsilon z_k \cdot (p_{k+1} - p_k) - p_k \cdot (\varepsilon z_{k+1} - \varepsilon z_k) \\ \varepsilon z_k \cdot (\sigma z_{k+1} - \sigma z_k) - \sigma z_k \cdot (\varepsilon z_{k+1} - \varepsilon z_k) \end{bmatrix} \\
 \begin{pmatrix} \varepsilon z_0 \\ \sigma z_0 \end{pmatrix} := m^{-1} \cdot h \quad \varepsilon\phi_0 := \frac{\varepsilon\sigma_0 - (\lambda + 2\mu) \cdot \varepsilon z_0}{2\lambda} \quad E_0 := \frac{\sigma z_0}{\varepsilon z_0} \quad \nu_0 := \frac{-\varepsilon\phi_0}{\varepsilon z_0}
 \end{array}$$

В этой программе опытные данные вводятся в виде векторов p , $\varepsilon\phi$, εz , σr , элементы которых равны:

$$\begin{aligned}
 p_i &= \frac{P(t_i)}{\pi R^2}, \\
 \varepsilon\phi_i &= \varepsilon_\phi(R, 0, t_i), \quad \varepsilon z_i = \varepsilon_z(R, 0, t_i), \\
 \sigma r_i &= \sigma_r(R, 0, t_i)
 \end{aligned} \tag{16}$$

В осевом растяжении и сжатии цилиндрических образцов вектор σr имеет нулевые элементы (боковая поверхность свободна от нагрузки), а в трехосном сжатии элементы этого вектора равны величинам бокового гидростатического давления.

$$\begin{aligned}
 \varepsilon r_i &= \frac{1}{\lambda + 2\mu} (\sigma_r(R, 0, t_i) - \lambda(\varepsilon_\varphi(R, 0, t_i) + \varepsilon_z(R, 0, t_i))), \\
 \sigma\varphi_i &= \lambda(\varepsilon_r(R, 0, t_i) + \varepsilon_z(R, 0, t_i)) + (\lambda + 2\mu)\varepsilon_\varphi(R, 0, t_i), \\
 \sigma z_i &= \lambda(\varepsilon_r(R, 0, t_i) + \varepsilon_\varphi(R, 0, t_i)) + (\lambda + 2\mu)\varepsilon_z(R, 0, t_i), \\
 \varepsilon z c_i &= \frac{1}{\lambda + 2\mu} \left(\frac{P(t_i)}{\pi R^2} - 2\lambda \varepsilon_\varphi(R, 0, t_i) \right),
 \end{aligned} \tag{17}$$

5. Осевое растяжение и сжатие цилиндрических образцов

Ниже приведена проверка уравнения диаграммы нагрузка-деформация (9) [3,4] и определены константы для ряда материалов. Опыты над сталью 30 (табл. 1, рис. 1), алюминием (табл. 2, рис. 2), дюралюминием (табл. 3, рис. 3) и сталью 45 (табл. 4, рис. 4) принадлежат Жукову А.М. [6].

Таблица 1

Сталь 30, размерность – кгс/мм² (опыты А.М.Жукова)
 $\lambda = 4.309 \cdot 10^4$ $\mu = 1.38 \cdot 10^3$ $E = 4.096 \cdot 10^3$ $\nu = 0.484$

$p_i \cdot 10^{-3}$	$\varepsilon r_i \cdot 10^3$	$\varepsilon\varphi_i \cdot 10^3$	$\varepsilon z_i \cdot 10^3$	$\varepsilon z c_i \cdot 10^3$	c_i	σr_i	$\sigma\varphi_i$	σz_i
0	0	0	0	0	0	0	0	0
0.01	-0.314	-0.136	0.47	0.474	-1	0	0.491	2.163
0.015	-0.467	-0.203	0.7	0.709	-2	0	0.729	3.22
0.02	-0.627	-0.273	0.94	0.949	-1	0	0.976	4.323
0.025	-0.874	-0.38	1.31	1.26	3	0	1.363	6.026
0.03	-0.93	-0.42	1.41	1.444	-3	0	1.408	6.458
0.032	-1.068	-0.464	1.6	1.57	1	0	1.666	7.361
0.034	-2.819	-2.6	5.6	5.62	-1	0	0.606	23.231
0.036	-3.684	-3.6	7.52	7.543	-1	0	0.232	30.915
0.038	-4.962	-5.12	10.4	10.461	-1	0	-0.435	42.388
0.042	-7.124	-7.52	15.1	15.042	0	0	-1.093	61.321

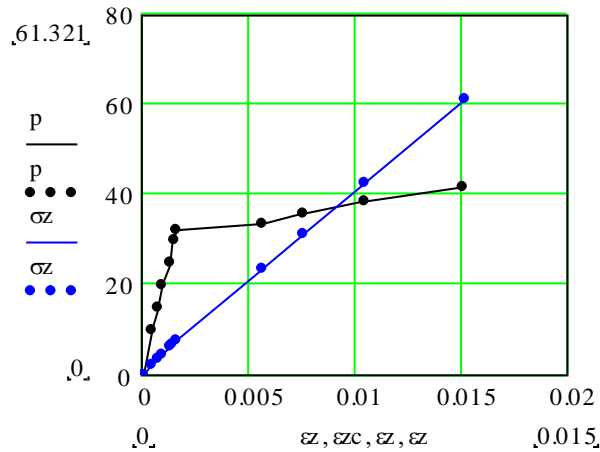


Рис. 1 – Диаграммы нагрузка-деформация (кривая) и напряжение-деформация (прямая) стали 30. Сплошные линии проведены по опытным данным, точки соответствуют расчетным величинам

Таблица 2

Алюминий, размерность – кгс/мм² (опыты А.М. Жукова)

$$\lambda = 1.232 \cdot 10^4 \quad \mu = 487.256 \quad E = 1.443 \cdot 10^3 \quad \nu = 0.481$$

$p_i \cdot 10^{-3}$	$\varepsilon r_i \cdot 10^3$	$\varepsilon \phi_i \cdot 10^3$	$\varepsilon z_i \cdot 10^3$	$\varepsilon z c_i \cdot 10^3$	c_i	σr_i	$\sigma \phi_i$	σz_i
0	0	0	0	0	0	0	0	0
0.003	-0.269	-0.13	0.42	0.467	-12	0	0.135	0.671
0.005	-0.403	-0.195	0.63	0.7	-12	0	0.203	1.007
0.006	-0.537	-0.26	0.84	0.933	-12	0	0.27	1.342
0.008	-0.964	-0.46	1.5	1.417	5	0	0.491	2.401
0.008	-1.019	-0.5	1.6	1.528	4	0	0.506	2.553
0.009	-1.909	-1.7	3.76	3.828	-2	0	0.204	5.525
0.011	-4.819	-5.2	10.4	10.427	-1	0	-0.371	14.831
0.012	-9.082	-10.4	20.2	20.178	0	0	-1.285	28.536

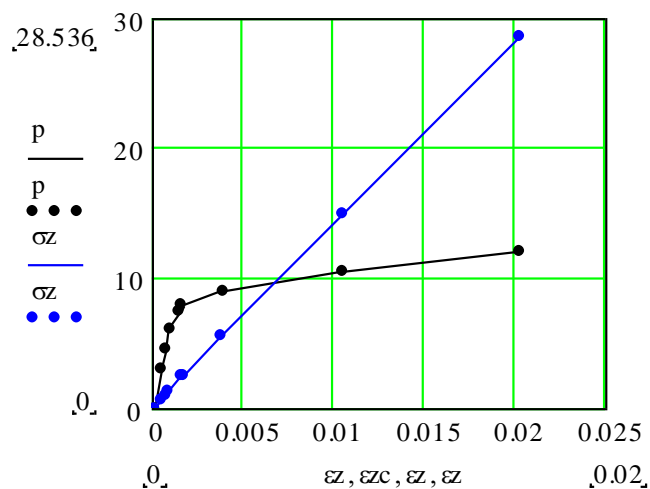


Рис. 2 – Диаграммы нагрузка-деформация (кривая) и напряжение-деформация (прямая) алюминия. Сплошные линии проведены по опытным данным, точки соответствуют расчетным величинам

Таблица 3

Дюралюминий, размерность – кгс/мм (опыты А.М. Жукова)

$$\lambda = 1.354 \cdot 10^4 \quad \mu = 431.473 \quad E = 1.281 \cdot 10^3 \quad \nu = 0.485$$

$p_i \cdot 10^{-3}$	$\varepsilon r_i \cdot 10^3$	$\varepsilon \phi_i \cdot 10^3$	$\varepsilon z_i \cdot 10^3$	$\varepsilon z c_i \cdot 10^3$	c_i	σr_i	$\sigma \phi_i$	σz_i
0	0	0	0	0	0	0	0	0
0.003	-0.259	-0.135	0.41	0.462	-13	0	0.107	0.577
0.006	-0.517	-0.27	0.82	0.924	-13	0	0.213	1.154
0.009	-0.78	-0.4	1.23	1.377	-12	0	0.328	1.735
0.012	-1.241	-0.6	1.92	1.961	-3	0	0.553	2.728
0.015	-3.008	-2.4	5.6	5.554	0	0	0.525	7.429
0.018	-6.863	-6.7	14	13.847	1	0	0.14	18.003
0.02	-10.153	-10.8	21.6	21.694	-1	0	-0.558	27.401

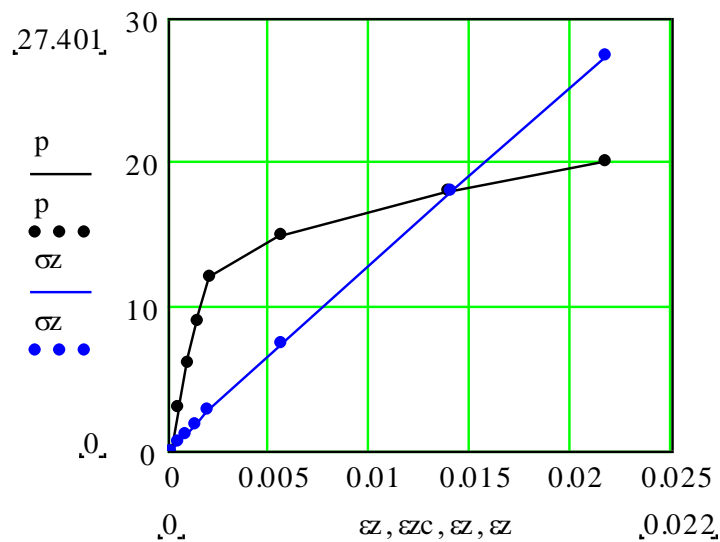


Рис. 3 – Диаграммы нагрузка-деформация (кривая) и напряжение-деформация (прямая) дюралюминия. Сплошные линии проведены по опытным данным, точки соответствуют расчетным величинам

Таблица 4

Сталь 45, размерность – кгс/мм² (опыты А.М. Жукова)

$$\lambda = 5.199 \cdot 10^4 \quad \mu = 1.028 \cdot 10^3 \quad E = 3.065 \cdot 10^3 \quad \nu = 0.49$$

$p_i \cdot 10^{-3}$	$\varepsilon r_i \cdot 10^3$	$\varepsilon \phi_i \cdot 10^3$	$\varepsilon z_i \cdot 10^3$	$\varepsilon z c_i \cdot 10^3$	c_i	σr_i	$\sigma \phi_i$	σz_i
0	0	0	0	0	0	0	0	0
0.012	-0.361	-0.185	0.56	0.578	-4	0	0.361	1.894
0.018	-0.516	-0.264	0.8	0.841	-6	0	0.518	2.706
0.022	-0.645	-0.33	1	1.042	-5	0	0.647	3.383
0.032	-1.016	-0.544	1.6	1.639	-3	0	0.97	5.38
0.034	-6.859	-7.27	14.4	14.608	-2	0	-0.846	43.727
0.036	-7.311	-7.4	15	14.903	0	0	-0.184	45.891
0.042	-10.774	-11.2	22.4	22.325	0	0	-0.877	68.236

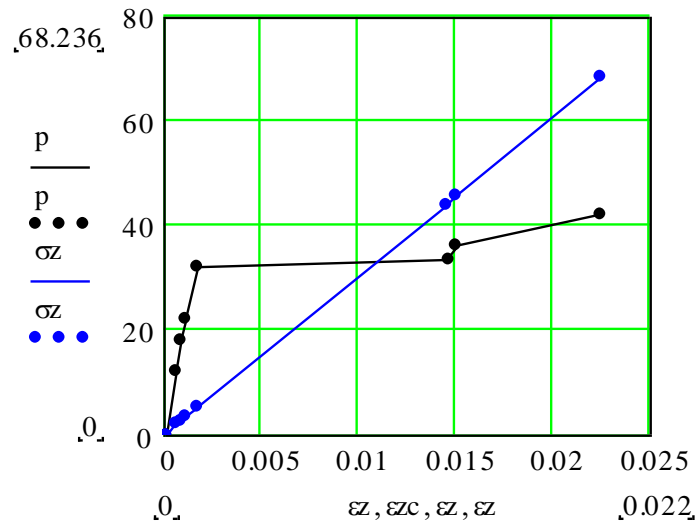


Рис. 4 – Диаграммы нагрузка-деформация (кривая) и напряжение-деформация (прямая) стали 45. Сплошные линии проведены по опытным данным, точки соответствуют расчетным величинам

Заклучение

Диаграмма $\epsilon_z(R,0,t), \frac{P(t)}{\pi R^2}$ имеет простое уравнение [3,4]:

$$\epsilon_z(R,0,t) = \frac{1}{\lambda + 2\mu} \left(\frac{P(t)}{\pi R^2} - 2\lambda \epsilon_\varphi(R,0,t) \right), \quad (9)$$

в котором присутствуют только измеряемые в опытах величины.

На основе этого уравнения предложен способ определения констант конструкционных материалов, определены радиальная деформация, осевое и кольцевое напряжения. Приведена проверка уравнения диаграммы нагрузка-деформация (9) на опытных данных А.М. Жукова [6], определены константы Ламе, модуль Юнга и коэффициент Пуассона для ряда материалов (сталь 30, сталь 45, алюминий, дюралюминий).

Изотропное тело характеризуется двумя константами, которые имеют одни и те же величины в области как малых, так и больших деформаций.

Финансовая поддержка

Работа выполнена в рамках проекта «Количественное выражение теории прочности Мора» при поддержке гранта НИУ «МЭИ» на реализацию программ научных исследований «Энергетика», «Электроника, радиотехника

и IT» и «Технологии индустрии 4.0 для промышленности и робототехника» в 2020-2022 гг.»

Список литературы

1. Новацкий В. Теория упругости. – М.: Мир, 1975. – 872 с.
2. Работнов Ю.Н. Механика деформируемого твердого тела. – М.: Наука, 1979. – 744 с.
3. Жакыпбеков А.Б. Уравнение диаграммы нагрузка-деформация / А.Б. Жакыпбеков, Т.Б. Дуйшеналиев // Математический журнал, 2004. – т. 4. - №3(13). – С. 27–41.
4. Дуйшеналиев Т.Б. Неклассические решения механики деформируемого тела. – М.: Изд-во МЭИ, 2017. – 400 с.
5. Дуйшеналиев Т.Б., Мекенбаев Б.Т., Щугорев В.Н., Цой В.Э. Неклассическое толкование опытных диаграмм осевого растяжения (сжатия) цилиндрических образцов.//Материалы 12 Всероссийского съезда по фундаментальным проблемам теоретической и прикладной механики. Т. 3. – Уфа, 2019. – С. 1178–1180.
6. Жуков А.М. О коэффициенте Пуассона в пластической области// Известия АН СССР, ОТН.1954, №12. – С. 86–91.
7. Д.В. Суетин. Структурные, упругие, электронные свойства и межатомные взаимодействия серии металлических тетраборидов MB₄ (M = Ru, Rh, Pd, Os, Ir, Pt), полученные из FLAPW–GGA-расчетов. //Физика твердого тела, 2019, том 61, вып. 1. – С. 22–40.

УДК 620.179

Исследование распределения внутренних напряжений в соединении с натягом

А.Д. Монахов¹, В.В. Автаев¹, В.И. Бухалов², В.М. Козинцев²,
А.Л. Попов², Д.А. Челюбеев², Н.О. Яковлев¹

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт» (НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ)

²ФГБУ ИПМех РАН

Аннотация:

Проведена оценка остаточных напряжений. Для исследований был предоставлен образец с экстремально высокими значениями и градиентом остаточных напряжений. В нём, ещё до сверления содержалась обширная область материала с напряжениями, близкими к пределу текучести. В этой области считается некорректным использование линейных моделей расчета напряжений по зарегистрированным деформациям и перемещениям в окрестности зондирующего отверстия. Тем не менее, проведенная оценка распределения напряжений с помощью тензометрических датчиков позволила правильно определить знак остаточных напряжений. Подобное несовершенство механико-математической модели отмечено и при спекл-интерферометрической регистрации перемещений в окрестности отверстия в пластической зоне. В зоне же с изначально упругим состоянием материала, как показали измерения, оба метода дают адекватные результаты по величинам и знакам напряжений.

Ключевые слова:

внутренние напряжения

Внедрение новых материалов и технологий в авиационную промышленность предъявляет особые требования к контролю качества производственных процессов [1–3]. В результате большинства технологических операций, связанных с пластической деформацией, неравномерным нагревом (охлаждением), фазовыми или структурными превращениями, в изделиях происходит образование макронапряжений [4–7], наличие которых может оказывать существенное влияние на эксплуатационные свойства материала [6–9]. Эти макронапряжения называют остаточными напряжениями I рода [9]. Знание уровней остаточных напряжений в полуфабрикатах и конечных деталях необходимо для конструирования авиационной техники и других сложных технических изделий [10].

Условно все методы определения напряжений можно разделить по типу воздействия на материал – на разрушающие и неразрушающие методы [9, 11]. Разрушающие методы основаны на измерении деформационного отклика, возникающего в результате перераспределения напряжений, вызванного локальным удалением (разрезанием или другим способом) материала. Полученные деформации являются упругими и могут быть пересчитаны в упругие напряжения [12], как правило, I рода (остаточные напряжения уравновешены в объемах, сопоставимых с размером исследуемого тела). В свою очередь, большинство неразрушающих методов определения остаточных напряжений либо основаны на определении напряжений II (уравновешены в объемах, сопоставимых с размером зерен) и III рода (уравновешены в объемах, сопоставимых с размером элементарной ячейки кристаллической решетки), либо наличие микронапряжений искажает результаты измерения макронапряжений [12]. Также существуют метод оценки остаточных напряжений методом индентирования, основанные на выявлении корреляционных зависимостей величины остаточных напряжений от твердости [13, 14].

Метод сверления отверстий наиболее распространенный метод оценки остаточных напряжений I рода. Он основан на измерении локальных деформаций в области сверления, по уровню которых на каждом шаге приращения глубины сверления определяют полный профиль остаточных напряжений (Рис. 1).

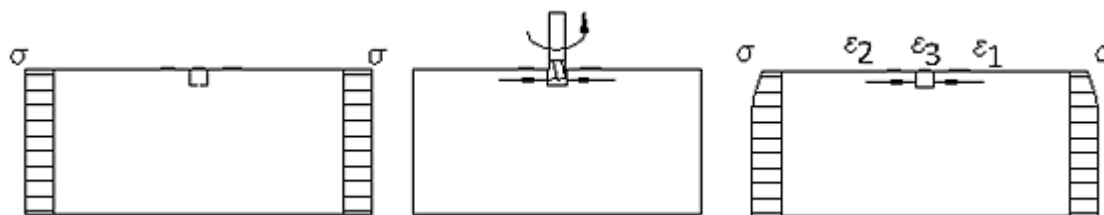


Рис. 1 – Схема проведения измерения остаточных напряжений методом сверления зондирующего отверстия

Регистрацию деформации в результате сверления проводят с помощью тензометрических датчиков, объединенные в тензометрические розетки, которые обеспечивают высокую точность измерения, просты в эксплуатации. Для определения нормальных составляющих напряжений два датчика устанавливают во взаимно перпендикулярных направлениях. Для определения главных напряжений и их ориентации деформацию измеряют в трех направлениях. Стандартизированы тензометрические розетки, в которых под определенными углами расположены три (Рис. 2) или шесть тензорезисторных датчиков [18]. Оценку остаточных напряжений проводят путем решения линейного матричного уравнения [17]:

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A + B & 0 & A - B \\ A & -2B & A \\ A - B & 0 & A + B \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \sigma_x \\ \tau_{xy} \\ \sigma_y \end{bmatrix} \quad (1)$$

где A, B – поправочные коэффициенты для каждой ступени сверления;

$\varepsilon_1, \varepsilon_2, \varepsilon_3$ – деформации на соответствующих датчиках.

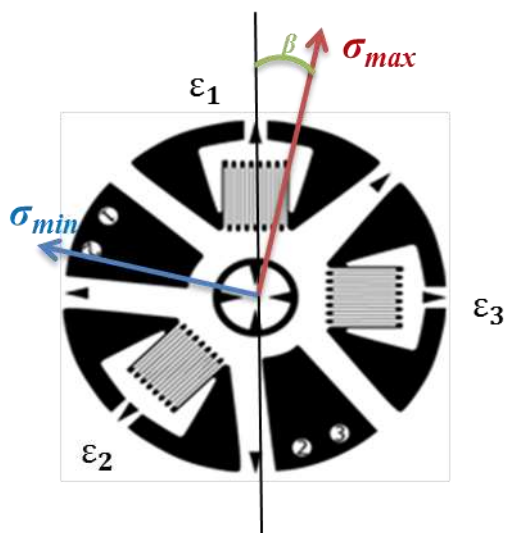


Рис. 2 – Тензометрическая розетка

Применение *бесконтактных способов* измерения перемещений и деформаций, таких как оптическая спекл-интерферометрия или корреляция цифровых изображений, предоставляют возможность исследования на поверхности всех компонент тензора деформаций, в том числе и у зон удаления материала, на основе которых могут проводиться более сложные методы оценки распределения остаточных напряжений [19–21].

Оптическая спекл-интерферометрия основана на интерференции когерентного излучения, отраженного от поверхности исследуемого неоднородного объекта [22–24], в результате чего формируются интерференционные полосы и случайная спекл-структура Деформации, которые возникают в процессе перераспределения напряжений, смещают отдельные участки спекл-структуры (Рис. 3, а). Сравнивая полученное изображение с исходным, определяют поля перемещений. Схема используемой установки приведена на Рис. 3б (1 – лазер, 2 – делительные стёкла, 3 – видеокамера, 4 – исследуемый образец).

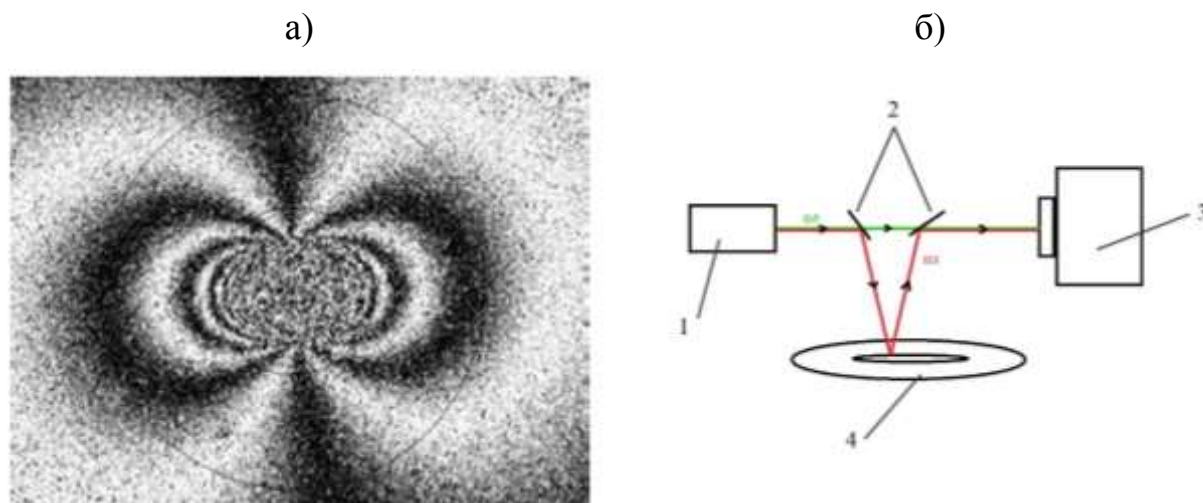


Рис. 3 – Случайная спекл-структура с интерференционными полосами (а) и схема оптической установки (б)

Метод позволяет получать полное поле перемещений на поверхности исследуемого образца, характеризуется высокой точностью, а оценку остаточных напряжений проводят путем расчета через поле смещений и поправочные коэффициенты [17]:

$$\begin{bmatrix} u_r \\ u_\theta \\ u_z \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A + B\cos 2\theta & A - B\cos 2\theta & 2B\sin 2\theta \\ C\sin 2\theta & -C\sin 2\theta & -2C\cos 2\theta \\ F + G\cos 2\theta & F + G\cos 2\theta & 2G\sin 2\theta \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{bmatrix} \quad (2)$$

где A, B, C, F, G – поправочные коэффициенты для каждой ступени сверления;

u_r, u_θ, u_z – перемещения вдоль соответствующих осей в полярных координатах.

Метод сверления отверстий позволяет проводить оценку равномерных и неравномерных остаточных напряжений с относительной погрешностью до 15 %, отличается низкой трудоемкостью, а допускаемый уровень максимальных определяемых напряжений соответствует 80 % от предела текучести материала [18]. Метод считается «полуразрушающим» [12], так как уровень повреждений значительно меньше, чем у других разрушающих

методов, и для некоторых исследуемых объектов может быть незначительным или ремонтпригодным.

Поправочные коэффициенты стандартизированы для расчета остаточных напряжений на плоских поверхностях, изотропных материалах и небольших градиентах напряжений в плоскости измерения деформации [18]. Для остальных случаев проводят расчет поправочных коэффициентов методом конечных элементов.

В настоящей работе рассмотрено применение метода сверления отверстия в сочетании с регистрацией деформаций с помощью тензометрических розеток и регистрацией нормальной компоненты перемещения тела в окрестности отверстия методом оптической спекл-интерферометрии для оценки величины контактного давления и распределения окружной и радиальной компоненты тензора напряжений. В качестве исследуемого образца использован составной стальной диск, собранный из втулки и вала (их эскизы представлены на Рис. 4). Вал был изготовлен из стали 20, а втулка – из закалённой стали 45. Предел текучести (σ_T) материала вала составлял 250 МПа [26], у втулки – не менее 900 МПа [27].

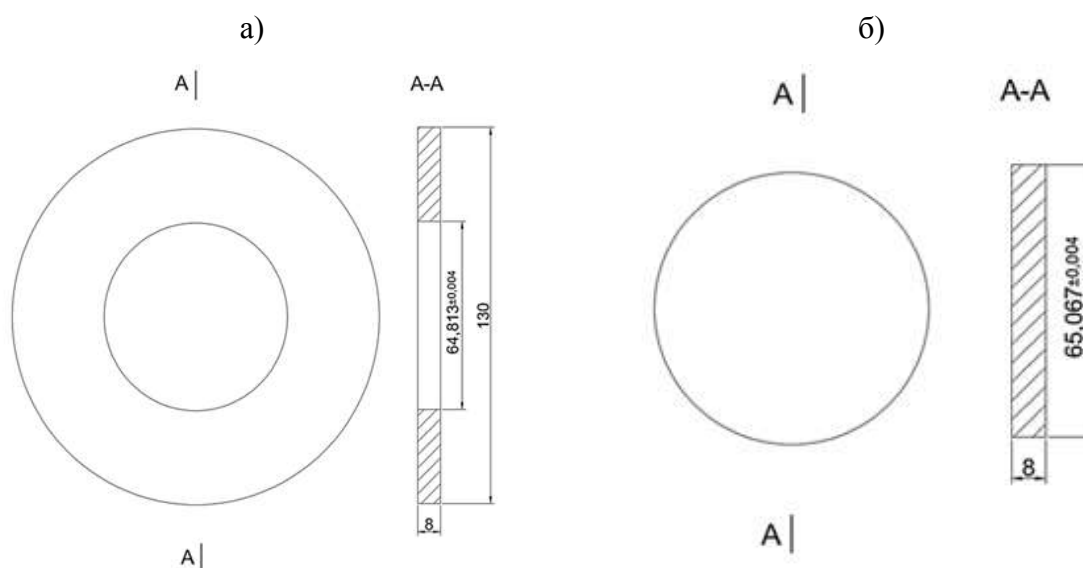


Рис. 4 – Эскиз составного образца, а – втулки, б – вала

Сборка образца осуществлялась свободной установкой вала во втулку при одновременном нагреве втулки до температуры около 230 °С и охлаждении вала жидким азотом до температуры -196 °С. После охлаждения собранного образца распределение радиального (σ_r) и окружного (σ_θ) напряжений в нём по условиям упругого расчёта определялось формулами [28]:

при $0 \leq r \leq b$:

$$\sigma_r = \sigma_\theta = -q_0, \quad (3)$$

при $b \leq r \leq R$

$$\sigma_r, \sigma_\theta = \frac{q_0 b^2}{R^2 - b^2} \left(1 \mp \frac{R^2}{r^2} \right), \quad (4)$$

где

$$q_0 = \frac{\delta E}{4b} \left(1 - \frac{b^2}{R^2} \right) \quad (5)$$

– величина контактного давления [29], δ – диаметральный натяг, т. е. суммарное уменьшение диаметра диска и увеличение внутреннего диаметра втулки на контуре сопряжения радиуса b , необходимое для обеспечения заданного контактного давления, E – модуль упругости материала деталей образца, r – радиальная координата, отсчитываемая от центра диска, R – наружный радиус втулки.

Для данного образца $\delta = 0,254 \pm 0,008$ мм. Такой натяг обеспечивает контактное давление $q_0 = 300 \pm 10$ МПа. Однако, предел текучести материала вала - (как уже отмечалось) был меньше этого значения. Поэтому внутри вала было создано осесимметричное пластическое напряженное состояние (материал вала считаем идеально упругопластическим):

$$\sigma_r = \sigma_\theta = -\sigma_T \quad (6)$$

Эти напряжения сохраняются постоянными вплоть до границы контакта со втулкой. Соответственно, для напряжений во втулке будут справедливы формулы (4), в которых $q_0 = \sigma_T$. На Рис. 5 штриховой линией

приведены распределения окружных и радиальных напряжений по радиусу втулки для упругого решения, где $q_0 = 300 \pm 10$ МПа и сплошной линией – для упруго-пластического решения, где $q_0 = \sigma_T = 250$ МПа.

Исследование напряженного состояния составного образца с помощью тензометрических розеток типа А (Рис. 2) проводили на вале и втулке в точках, удаленных на 7 мм от границы контакта (**Ошибка! Источник ссылки не найден.**), система координат ориентирована под 45° к диаметру образца, проходящему через точку измерения. Сверление проводили твердосплавной фрезой профиль – «обратный конус», номинальный диаметр – 1,8 мм, с помощью воздушной турбины, обеспечивающей скорость вращения фрезы не менее 20 000 об/мин. Скорость подачи фрезы составляла 0,05 мм/мин, глубина сверления – 0,5 мм.

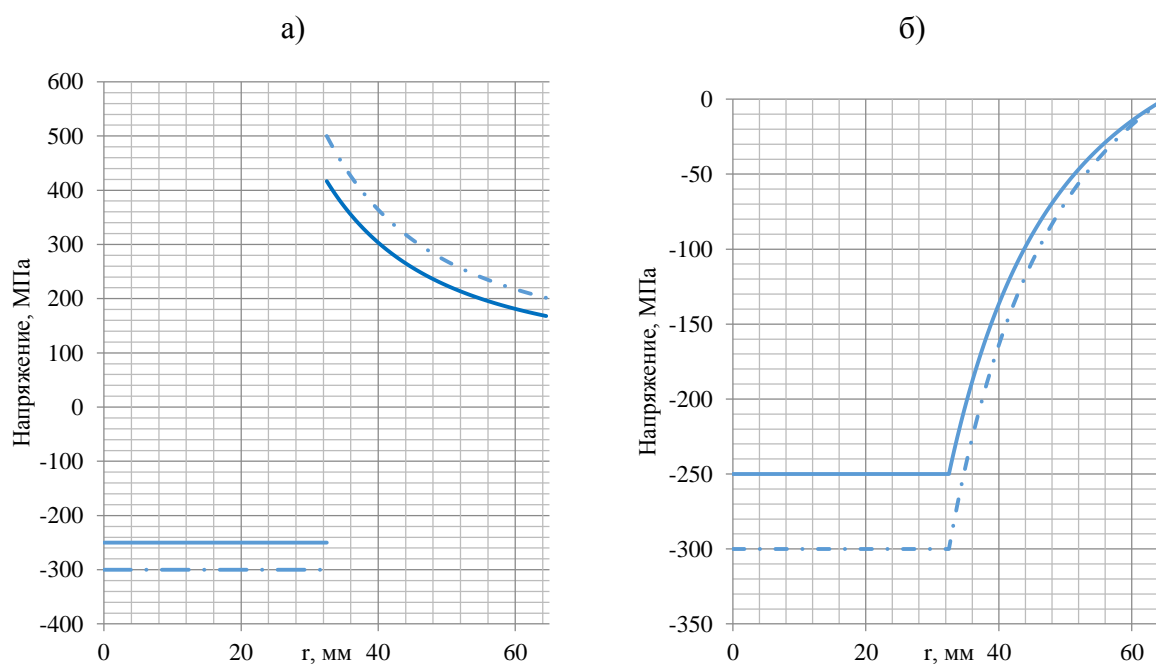


Рис. 5 – Распределение окружных (а) и радиальных (б) напряжений по радиальной координате составного образца

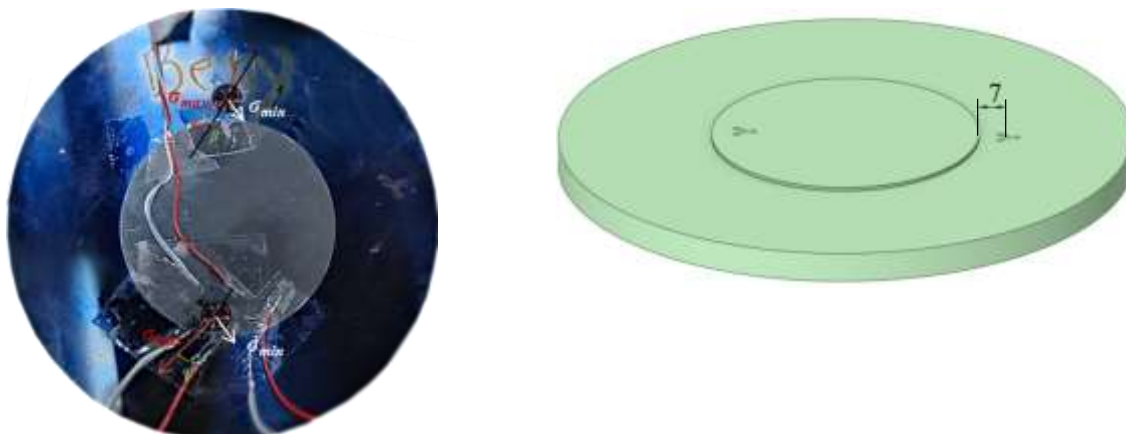


Рис. 6 – Области измерения деформаций с помощью тензометрических розеток

По соотношению (2) и стандартизированным поправочным коэффициентам [377] определялось распределение напряжений по глубине вала составного образца (Рис. 7). Так как в материале вала было создано осесимметричное пластическое напряженное состояние, а зондирующее отверстие создает концентрацию напряжений, то деформации, вызванные локальной разгрузкой образца, носят упруго-пластичный характер и применение линейной связи между деформацией и напряжениями некорректно. Таким образом, результаты измерений могут использоваться только для качественной оценки. Для повышения достоверности результатов измерения необходимо провести корректировку с учетом данных о пластическом упрочнении материала.

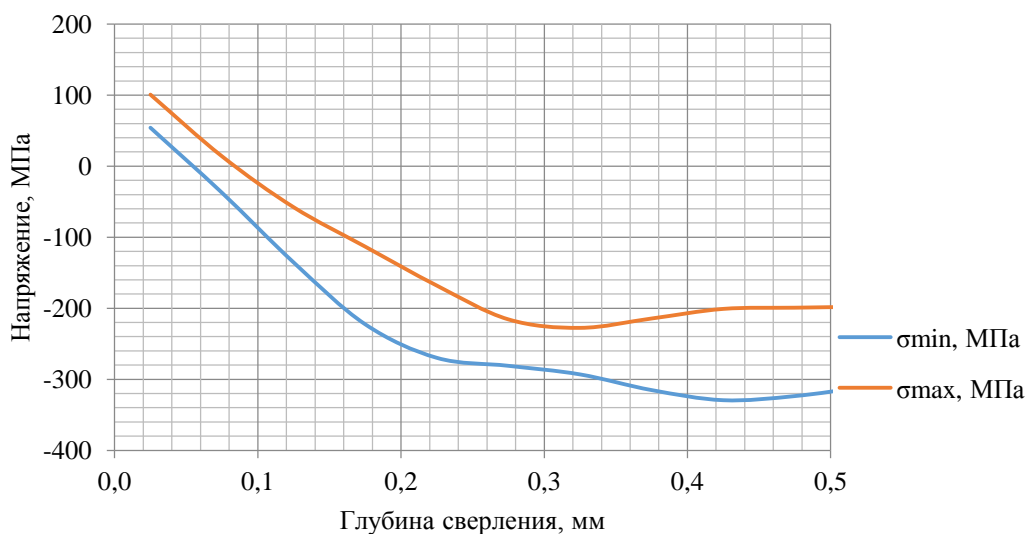


Рис. 7 – Распределение главных компонент напряжений по глубине сверления вала

Для пересчета полученных на втулке деформаций в напряжения, в связи с высоким градиентом напряжений на поверхности исследуемой области (перепады напряжений по подложки тензометрической розетки превышают 20 %) необходимо провести расчет поправочных коэффициентов с учетом градиента напряжений методом конечных элементов.

Был проведен расчет математической модели втулки методом конечных элементов [30] по линейно-упругому закону для 10 глубин сверления с шагом 0,05 мм. Математическая модель состояла из 97695 конечных элементов. Элементы с минимальным размером 0,05 мм были расположены в области измерения деформаций. Нагружение модели осуществлялось по внутренней стороне втулки давлением 300 МПа. Компоненты тензора напряжений для математической модели в области сверления составили: $\sigma_x = 85$ МПа, $\tau_{xy} = 266$ МПа, $\sigma_y = 85$ МПа, система координат соответствовала выбранной ориентации тензорозетки. Связь между смоделированными напряжениями и деформациям определялась соотношениями:

$$\bar{a}(\sigma_x + \sigma_y) = \left(\frac{E}{1 + \nu} \right) (\varepsilon_1 + \varepsilon_3) \quad (7)$$

$$\bar{b}\tau_{xy} = E \frac{\varepsilon_1 + \varepsilon_3 - 2\varepsilon_3}{2} \quad (8)$$

По смоделированным коэффициентам были определены среднеарифметические значения окружных и радиальных напряжений по глубине втулки, которые соответствуют $\bar{\sigma}_\theta = 297$ МПа, $\bar{\sigma}_r = -130$ МПа.

В аналогичных точках по радиусу составного образца были проведены измерения напряженного состояния образца с помощью регистрации возмущений поверхности методом оптической спекл-интерферометрии. По спекл-интерферограммам, представляющим линии уровня перемещений поверхности образца в окрестности зондирующего отверстия, в соответствии с алгоритмом [6] определялись напряжения, исходя из цены полосы в

напряжениях при выбранных диаметре и глубине отверстия, материале образца и числа полос. Для упругой зоны образца (Рис. 8) получено значение окружного напряжения 300 МПа, радиального напряжения – 170 МПа. В зоне пластичности значение сжимающих напряжений, рассчитанных по числу полос, оказались равными – 300 МПа, что выше расчётных на 20 %. Это указывает на несовершенство существующего алгоритма определения напряжений и в спекл-интерферометрической методике применительно к пластической зоне.

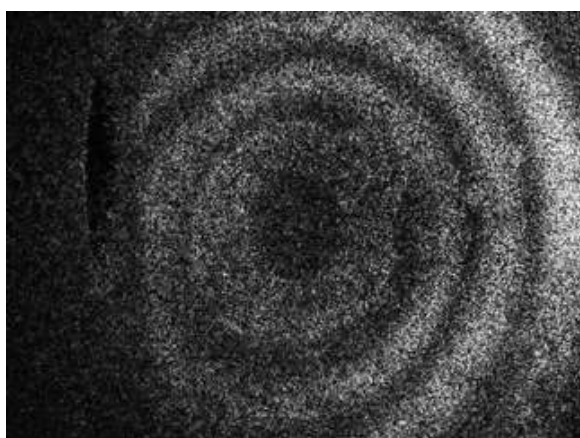


Рис. 8 – Спекл-интерферограмма для втулки составного образца

Экспериментальные результаты исследований втулки составного образца нанесли на распределение окружных и радиальных напряжений по ширине стенки, полученное для упруго-пластической модели (Рис. 9). Оранжевым маркером отмечены нанесены напряжения, рассчитанные по перемещениям, полученным с помощью оптической спекл-интерферометрии, зеленым – рассчитанные по скорректированным коэффициентам и деформациям, полученным с помощью тензометрических розеток.

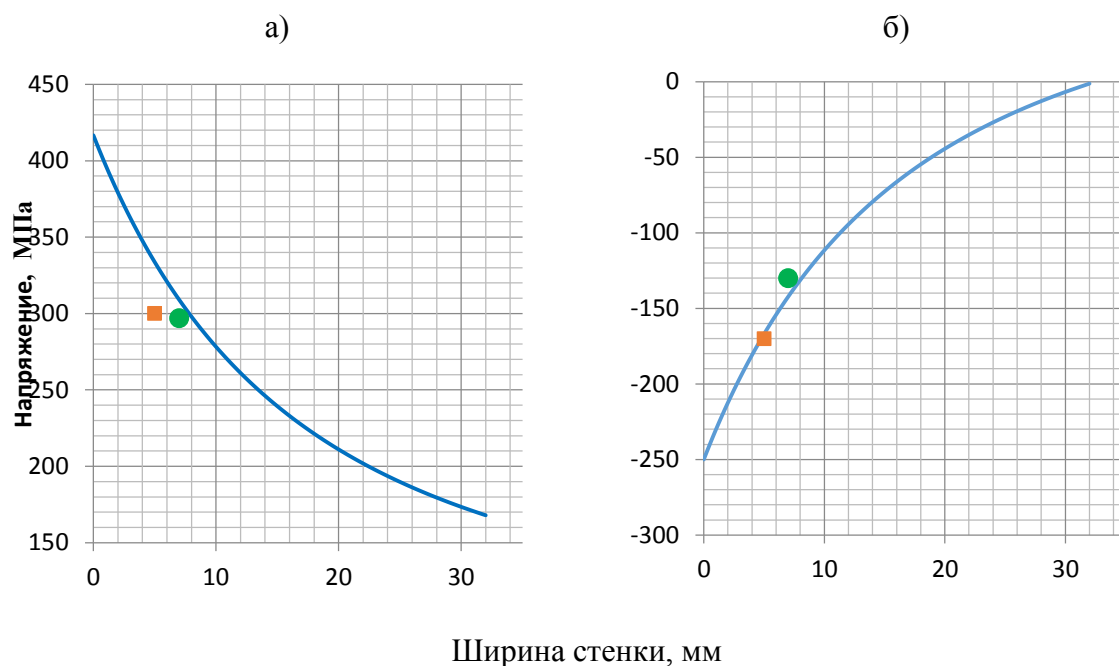


Рис. 9 – Распределение окружных (а) и радиальных (б) напряжений по ширине стенки втулки для упруго-пластического решения

Подстановка полученных значений напряжений для координат, удаленных на 5 и 7 мм от края втулки в соотношение (4), позволила получить фактические значения контактного давления: $q_0 = 240$ МПа и $q_0 = 235$ МПа соответственно. Относительная ошибка результатов экспериментального измерения контактного давления методом сверления отверстий от значения, ограниченного пределом текучести материала вала, при исследовании методом оптической спекл-интерферометрии составил 5,1 %, при исследовании с помощью тензометрических датчиков и корректировки калибровочных коэффициентов – 6,7 %. В обоих случаях экспериментальные результаты оказались меньше исходных, что предположительно связано с релаксацией напряжений от момента изготовления образца.

Заключение

Для исследований был предоставлен образец с экстремально высокими значениями и градиентом остаточных напряжений. В нём, ещё до сверления содержалась обширная область материала с напряжениями, близкими к пределу текучести. В этой области считается некорректным использование

линейных моделей расчета напряжений по зарегистрированным деформациям и перемещениям в окрестности зондирующего отверстия. Тем не менее, проведенная оценка распределения напряжений с помощью тензометрических датчиков позволила правильно определить знак остаточных напряжений. Подобное несовершенство механико-математической модели отмечено и при спекл-интерферометрической регистрации перемещений в окрестности отверстия в пластической зоне. В зоне же с изначально упругим состоянием материала, как показали измерения, оба метода дают адекватные результаты по величинам и знакам напряжений.

Список литературы

1. Каблов Е.Н., Бакрадзе М.М., Громов В.И., Вознесенская Н.М., Якушева Н.А. Новые высокопрочные конструкционные и коррозионностойкие стали для аэрокосмической техники разработки ФГУП «ВИАМ» (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 1 (58). С. 3–11. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-3-11.
2. Ерасов В.С., Яковлев Н.О., Нужный Г.А. Квалификационные испытания и исследования прочности авиационных материалов // Авиационные материалы и технологии. 2012. № 5. С. 440–448.
3. Каблов Е.Н. Из чего сделать будущее? Материалы нового поколения, технологии их создания и переработки – основа инноваций // Крылья Родины. 2016. № 5. С. 8–18.
4. Буркин С.П., Шимов Г.В. Остаточные напряжения в металлопродукции. Екатеринбург: Уральский федеральный университет, 2015. 247 с.
5. Яковлев Н.О., Селиванов А.А., Гулина И.В., Гриневич А.В. К вопросу о долговечности шарнирно-болтовых соединений // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 4 (61). С. 79–85.

6. Чернышев Г.Н., Попов А.Л., Козинцев В.М., Пономарёв И.И. Остаточные напряжения в деформируемых твёрдых телах. М.: Физматлит, 1996. 240 с.
7. Попов А.Л., Козинцев В.М., Челюбеев Д.А., Левитин А.Л. Метод отверстия в диагностике остаточных напряжений. ПММ, 2021, т. 85, № 1, с. 107–135. doi: 10.31857/S0032823521010069
8. Чернышев Г.Н., Попов А.Л., Козинцев В.М. Полезные и опасные остаточные напряжения // Природа. 2002. № 10. С. 17–24.
9. Биргер И.А. Остаточные напряжения. М.: Машгиз, 1963. 233 с.
10. Гриневич А.В., Лаптев А.Б., Скрипачев С.Ю., Нужный Г.А. Матрица прочностных характеристик для оценки предельных состояний конструкционных металлических материалов // Авиационные материалы и технологии. 2018. № 2 (51). С. 67–74. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-2-67-74.
11. Rossini N.S., Dassisti M., Benyounis K.Y., Olabi A.G. Methods of measuring residual stresses in components (Review) // Materials and Design. 2012. No. 35. P. 572–588. DOI: 10.1016/j.matdes.2011.08.022.
12. Schajer G.S. Residual Stresses: Measurement by Destructive Methods // Encyclopedia of Materials: Science and Technology / eds. K.H.J. Buschow et al. Oxford: Elsevier Science, 2001. Section 5a. P. 8152–8158. DOI: 10.1016/B0-08-043152-6/01462-5.
13. Орешко Е.И., Яковлев Н.О., Ерасов В.С., Уткин Д.А. Исследование пластической деформации металла методом индентирования // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2022. Т. 88. № 2. С. 64–70.
14. Орешко Е.И., Ерасов В.С., Яковлев Н.О., Уткин Д.А. Методы определения механических характеристик материалов с помощью индентирования (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 1. С. 10.

15. Ghasemi A.R., Shokrieh M.M. Measuring residual stresses in composite materials using the simulated hole-drilling method // Residual Stresses in Composite Materials. 2014. P. 76–120. DOI: 10.1533/9780857098597.1.76.
16. Mathar J. Determination of Initial Stresses by Measuring the Deformation Around Drilled Holes // Transactions ASME. 1934. No. 56 (4) P. 249–254.
17. Schajer G.S., Philip S.W. Hole-Drilling Method for Measuring Residual Stresses // Synthesis SEM Lectures on Experimental Mechanics. 2018. No. 1. P. 1–186. DOI: 10.2200/S00818ED1V01Y201712SEM001.
18. ASTM E837 – Standard Test Method for Determining Residual Stresses by the Hole-Drilling Strain-Gage Method. 2020.
19. Avtaev V.V., Yakovlev N.O., Erasov V.S., Podzhivotov N.Y. Determination of the crack tip position by digital image correlation during static and cyclic fracture toughness tests of aluminum alloys // Russian metallurgy (Metally). 2019. Т. 2019. № 4. С. 458–465.
20. Автаев В.В., Яковлев Н.О. Исследование статической трещиностойкости и сопротивления разрушению тонколистового алюминиевого сплава методом корреляции цифровых изображений // Деформация и разрушение материалов. 2020. №–2. С. 29–35.
21. Монахов А.Д., Яковлев Н.О., Автаев В.В., Котова Е.А. Разрушающие методы определения остаточных напряжений (обзор) // Труды ВИАМ. 2021. № 9 (103). С. 95–104.
22. Разумовский И.А. Интерференционно-оптические методы механики деформируемого твердого тела. М.: Изд-во МГТУ, 2007. 240 с.
23. Апальков А.А., Одинцев И.Н., Разумовский И.А. Применение электронной спекл-интерферометрии для измерения остаточных напряжений // Заводская лаборатория (Диагностика материалов). 2002. Т. 68. № 4. С. 48–51.

24. Nelson D.V., McCrickerd J.T. Residual-stress Determination Through Combined Use of Holographic Interferometry and Blind-Hole Drilling. // *Experimental Mechanics*. 1986. No. 26 (4). P. 371–378.
25. ГОСТ Р52891 «Контроль остаточных технологических напряжений методом лазерной интерферометрии»/ Стандартинформ, 2009. – 13 с.
26. Физические величины: Справочник / под ред. И.С. Григорьева, Е.З. Мейлихова. – М.: Энергоатомиздат, 1991. – 1232 с.
27. Филинов С.А., Фиргер И.В. Справочник термиста. – М. – Л.: Машиностроение, 1964. – 244 с.
28. Гадолин А. В. Теория орудий, скреплённых обручами // *Артилл. ж.* 1861. №12. С. 1033 – 1071.
29. Lamé G. *Lecons Sur La Theorie Mathematique de L'Elasticite Des Corps Solides*. Paris: Bachelier publ., 1852. – 361 p.
30. Димитриенко Ю.И., Губарева Е.А., Сборщиков С.В., Ерасов В.С., Яковлев Н.О. Численное моделирование и экспериментальное исследование деформирования упругопластических пластин при смятии // *Математическое моделирование и численные методы*. 2015. № 1 (5). С. 67–82.

УДК 620.178.311.4

Применение метода корреляции цифровых изображений для исследования влияния концентрации напряжений на рассеяние усталостной долговечности

А.Р. Дашкин; Автаев В.В.; Н.О. Яковлев, к.т.н.

Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт» (НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ)

Аннотация

В докладе представлено экспериментальное исследование полей перемещений на образце типа «полоса с отверстием» методом КЦИ. Для последующего перевода в поля напряжений и расчета коэффициента концентрации напряжения, а также исследования влияния изгибающих напряжений на усталостную долговечность.

Ключевые слова:

корреляция цифровых изображений, несоосность, напряженно-деформированное состояние, концентратор напряжения, уравнение Мусхелишвили

Введение

В настоящее время алюминиевые сплавы широко применяются в авиации для материалов планера летательного аппарата [1]. Обшивка является основным элементом конструкции фюзеляжа, определяющей его ресурс. Для крепления обшивки применяют заклепки с потайной головкой [2, 3]. При эксплуатации таких соединений имеются зоны резкого изменения величины напряжений и деформации – места концентрации. В процессе эксплуатации конструкции в местах концентраторов происходят необратимые изменения характеристик материала – процесс накопления повреждений под действием переменных нагрузок [4], результатом которого является образование трещин.

Одним из наиболее существенных факторов, влияющих на величину рассеяния характеристик усталости, является различное напряженное состояние во всех зонах концентрации (4 зоны для образцов в форме полосы с отверстием). Указанный эффект наблюдается как для элементарных образцов при несоосности, так и для конструктивно подобных образцов (КПО), конструкция которых зачастую изначально содержит условия несоосного нагружения их элементов [5].

В связи с этим является актуальным исследование типового концентратора напряжений (отверстие диаметром 6 мм) при статических и усталостных нагрузках для разработки подходов, учитывающих появление напряжений от изгиба и их влияния на рассеяние усталостной долговечности металлических материалов [6, 7].

Работа выполнена на базе центра коллективного пользования «Климатический центр коллективного пользования НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ по испытаниям материалов, техники и сложных технических систем в природных средах» 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»).

Объект исследования

В данной работе объектом исследования является образец «типа полоса с отверстием» изготовленный из алюминий-литиевого сплава 1441PT1 толщиной 3 мм, шириной 36,00 мм и длиной 120 мм с диаметром отверстия 6,0 мм.

Целью работы является исследование влияния концентрации напряжения на рассеяние усталостной долговечности металлических материалов методом корреляции цифровых изображений.

Для достижения цели были поставлены следующие задачи:

– исследовать напряжено-деформированное состояние материала вблизи концентратора напряжений при растяжении образца типа «полоса с отверстием».

– разработать и проверить (верифицировать) методики экспериментальной оценки коэффициента концентрации напряжений с помощью конечно-элементного моделирования.

Используемое оборудование для проведения испытаний

Статическое нагружение образцов проводилось на электромеханической испытательной машине с шагом 1кН до достижения нагрузки равной 0,8 от предела прочности.

Циклическое нагружение проводилось на высокочастотной испытательной машине при коэффициенте асимметрии цикла $R = 0,1$.

Исследование полей перемещений проводилось с помощью бесконтактной системы измерения деформации, работающей по методу корреляции цифровых изображений (DIC – Digital Image Correlation).

Определение оптимальных параметров корреляции

Алгоритм построения векторов смещения основывается на установке соответствия между двумя элементарными участками путём вычисления

коэффициента корреляции [8]. Изображения образца разбивается на сектора (подобласти, SubStep) далее указывается параметр шага данной подобласти (Step). После того как данные параметры были указаны, программное обеспечение производит анализ перемещений текстур поверхности для каждой подобласти [3].

В ходе работы изображения экспериментальных образцов с нанесенной спекл структурой были обработаны с различными параметрами корреляции: для размеров подобласти 9, 11 и 17 пикселей, для шагов корреляции 2, 4, и 7 пикселей. При этом выявлено, что для небольших размеров подобласти характерен более высокий уровень шумов, мешающий оценивать действительную картину деформирования [9]. В некоторых зонах возможна потеря информации о перемещениях и деформациях, что может быть связано с меньшей уникальностью текстурных областей такого размера. С другой стороны, обработка изображений при использовании больших размеров подобласти может приводить к снижению детализации полей перемещений и деформаций, что наиболее критично сказывается при исследованиях локальных деформаций и концентрации напряжений [10]. Исходя из полученных результатов были выбраны следующие параметры корреляции: размера площадки – 11 пикселей, шаг подобласти – 4 пикселя.

Верификация методов расчета напряжений

Для проверки методов расчета напряжений проведено конечно-элементное моделирование нагружения образцов с геометрией, соответствующей исследуемому образцу типа «полоса с отверстием». Приняты упругие свойства модельного образца: модуль упругости $E = 76$ ГПа, коэффициент Пуассона $\nu = 0,33$.

Модельное осевое нагружение проводилось до фиксированного нормального напряжения, равного 50 МПа. Полученные в результате расчета поверхностные перемещения в декартовых координатах преобразовывались в полярные. Для определения брутто напряжений, которыми нагружен образец

с отверстием были использованы формулы Н.И. Мусхелишвили, связывающие брутто-напряжение с полярными перемещениями вокруг отверстия:

$$u_r = \frac{\sigma}{4G} \left[\frac{1-\mu}{1+\mu} r + \frac{a^2}{r} + \left(\frac{4}{1+\mu} \cdot \frac{a^2}{r} + r - \frac{a^4}{a^3} \right) \cos 2\theta \right] = \sigma \cdot f_r \quad (1)$$

$$u_\theta = -\frac{\sigma}{4G} \left[2 \frac{1-\mu}{1+\mu} \cdot \frac{a^2}{r} + r - \frac{a^4}{a^3} \right] \cos 2\theta = \sigma \cdot f_\theta \quad (2)$$

Корректность метода подтверждалась при совпадении брутто-напряжений, определенных по формулам, с брутто-напряжениями, заданными при модельном нагружении. Модельное нагружение моментом проводилось до фиксированного момента в 50 Н·мм. Для расчета напряжений от изгиба была применена формула из классической теории изгиба балки:

$$\sigma_{max} = \frac{M_x}{W_x} \quad (3)$$

где M_x – изгибающий момент, Н·мм; W_x – момент сопротивления сечения изгиба, мм³.

Для расчета момента сопротивления сечения применяется следующая формула:

$$W_x = \frac{J_x}{\frac{h}{2}} \quad (4)$$

где J_x – момент инерции сечения, мм⁴.

Для определения момента инерции M_x применяют следующую формулу:

$$M_x = E \cdot J_x \cdot v'' \quad (5)$$

где v'' – вторая производная по перемещениям w вдоль оси нагружения y , мм.

Полученные в результате модельного расчета поверхностные перемещения вдоль оси z , нормальной к плоскости xy , аппроксимировали полиномом:

$$w(x, y) = ax^2 + by^2 + cxy + dx + ey + f \quad (6)$$

Вторая производная по y (вдоль действия нагрузки) равна:

$$w'' = 2b \quad (7)$$

Корректность метода подтверждалась при совпадении момента, определенного по перемещениям, с моментом, заданным при модельном нагружении.

Статические испытания

Нагружение образцов проводилось ступенчато с шагом 1 кН до достижения уровня напряжения 118 МПа (нагрузки равной 9,87 кН). На каждой ступени нагружения проводилась запись поверхности образца в течение 1 секунды и частотой 10 кадр/с.

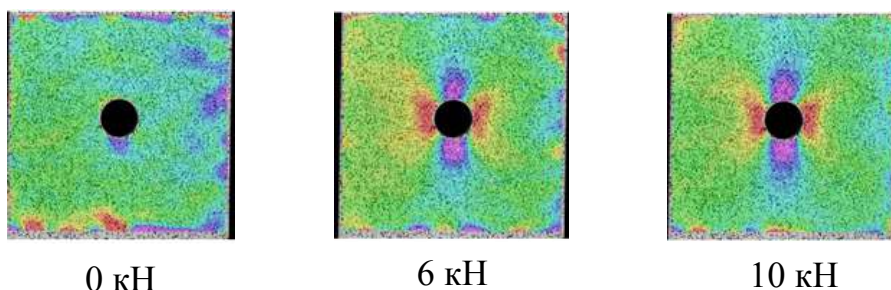


Рис. 1 – Пример полей деформации e_{yy}

Методы расчета концентрации напряжения

Первый метод расчета коэффициента концентрации напряжений основан на решении задачи о плоском напряженном состоянии и заключается в определении с помощью закона Гука компонент тензора напряжений по компонентам тензора деформаций.

Второй метод основан на отношении «брутто-напряжения» в зоне ослабленного сечения к «брутто-напряжениям» в зоне отдаления от ослабления по уравнениям (1) и (2).

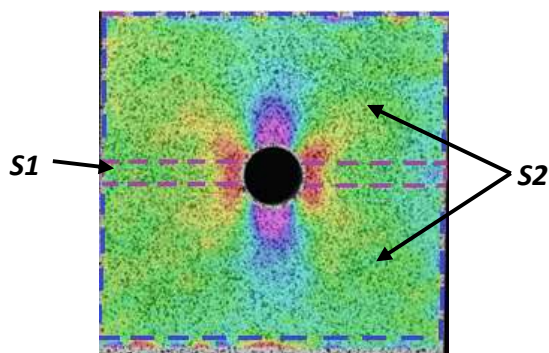


Рис. 2 – Область «брутто-напряжения» в зоне ослабленного сечения (S1) и область «брутто-напряжений» в зоне отдаления от ослабления (S2)

$$\frac{\sigma^{S1}}{\sigma^{S2}} = \frac{K_t}{3} \quad (7)$$

Результаты расчета коэффициента концентрации напряжений по двум методам при возрастании нагрузки представлены на рисунке 3.

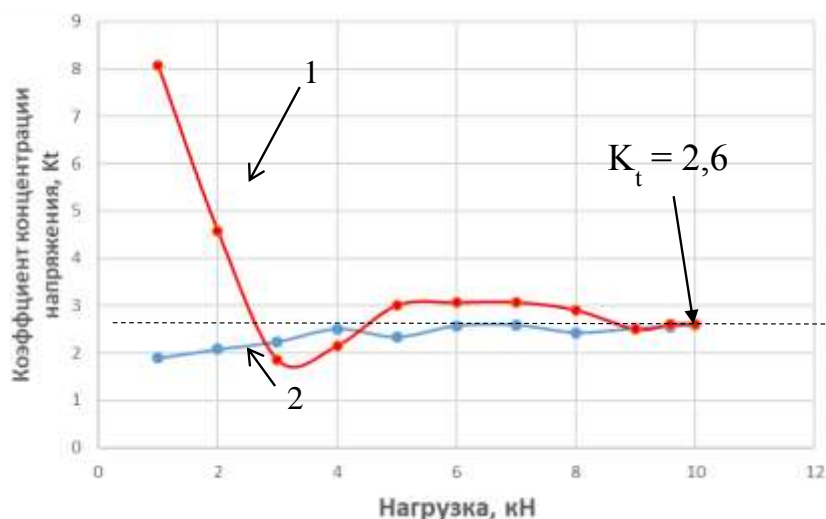


Рис. 3 – График изменения коэффициента концентрации напряжений по эпюре напряжений в ослабленном сечении (1) и по соотношению двух областей (2)

Испытания на усталость

Испытания на усталость образцов из алюминий-литиевого сплава 1441PT1 проводились при максимальных напряжениях цикла равных 100, 157 и 196 МПа (коэффициент асимметрии цикла $R = 0,1$, частота нагружения $f = 40$ Гц). Съемка поверхности образца проводилась каждые 10000 циклов.

Методом КЦИ были рассчитаны значения деформации, данные значения были подставлены в уравнения (1) и (2) для расчета брутто-

напряжения, так же при помощи уравнения (3) были рассчитаны изгибающие напряжения, возникающие при зажатии образцов.

Значения, полученные с учетом влияния изгибающих напряжений, были нанесены на кривую усталости (рисунок 4)

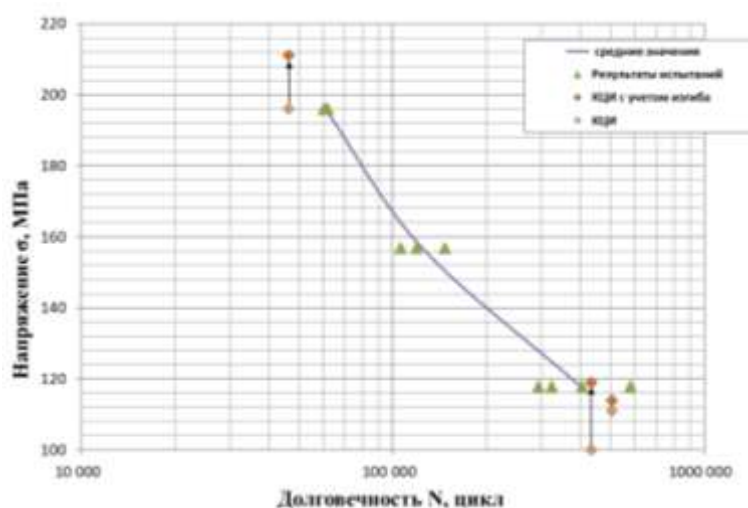


Рис. 4 – Кривая усталости сплава 1441 РТ1 с нанесёнными напряжениями, в которых учитывается влияния изгибающего напряжения

При испытаниях на усталость были определены значения коэффициента концентрации напряжения по двум методам, по первому методу значения коэффициента концентрации напряжения при достижении определённого количества циклов начинает возрастать. Значения, рассчитанные по второму методу, имеют близкие значения на всей базе испытаний.

Значения амплитуды упругопластических деформации при достижении определённого цикла резко возрастает.

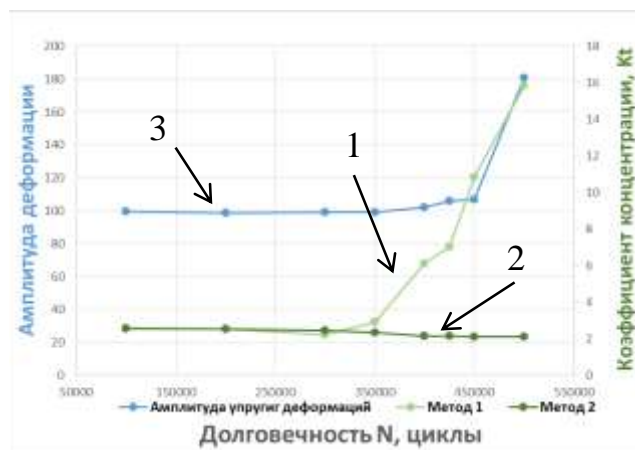


Рис. 5 – Зависимость расчетного значения коэффициента концентрации напряжения по классическому методу (1), по соотношению двух плоскостей (2) и значения амплитуды упругопластических деформаций(3)

Выводы

Проведена экспериментальная оценка коэффициента концентрации напряжений по двум методам. Классический метод (по эпюре напряжений в ослабленном сечении) не обеспечил стабильной оценки концентрации напряжений для известного концентратора при разных параметрах корреляции. Новый метод (основанный на соотношении полей перемещений в двух разных зонах концентратора) показал стабильность оценки при разных корреляционных параметрах обработки спеклов изображения.

Исследованы с использованием КЦИ изменения концентрации напряжений и деформаций при упругом и упругопластическом усталостном нагружении образцов соответственно. Результаты упругого нагружения согласуются с теорией: по мере увеличения нагрузки значение коэффициента концентрации напряжений стремится к значению 2,6.

Зафиксировано изменение амплитуды упругопластических деформаций с возрастанием циклов. Данный показатель говорит о вероятном формировании и последующем развитии трещины в образце.

Изгибающие напряжения в образце суммируются с осевыми (нормальными) напряжениями и влияют на долговечность. При испытаниях

на усталость уровень изгибающих напряжений обратно пропорционален долговечности: чем выше изгиб, тем ниже долговечность.

Список литературы

1. Антипов В.В., Ключкова Ю.Ю., Романенко В.А. Современные алюминиевые и алюминий-литиевые сплавы // Авиационные материалы и технологии. – 2017. – № S. – С. 195-211. – DOI 10.18577/2071-9140-2017-0-S-195-211.
2. Kulak G.L., Fischer J.W., Struik J.H.A. Guide to Design Criteria for Bolted and Riveted Joints, 2001. 352 с.
3. Яковлев Н.О., Селиванов А.А., Гулина И.В., Гриневич А.В. К вопросу о долговечности шарнирно-болтовых соединений // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 4 (61). С. 79-85.
4. Сулимина Я. В., Яковлев Н. О., Ерасов В. С. [и др.]. Современные методики испытаний металлических материалов на смятие // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2019. – Т. 85. – № 7. – С. 41-49. – DOI 10.26896/1028-6861-2019-85-7-41-49.
5. Шершак П.В., Яковлев Н.О., Орешко Е.И. Применение оптических датчиков деформации для оценки деформативности образцов из полимерных композиционных материалов вблизи концентраторов напряжений // Труды ВИАМ. 2022. № 1 (107). С. 111–122.
6. Автаев В.В., Яковлев Н.О. Исследование статической трещиностойкости и сопротивления разрушению тонколистового алюминиевого сплава методом корреляции цифровых изображений // Деформация и разрушение материалов. 2020. № 2. С. 29–35.
7. Ударцев А.А. Использование оптической системы VIC-3D для изучения полей деформации при испытании образцов горных пород. // Стратегия и процессы освоения георесурсов. 2018. Т.16.

8. Ерасов В.С., Яковлев Н.О., Нужный Г.А. Квалификационные испытания и исследования прочности авиационных материалов // Авиационные материалы и технологии. 2012. № 5. С. 440–448.

9. Димитриенко Ю.И., Губарева Е.А., Сборщиков С.В., Ерасов В.С., Яковлев Н.О. Численное моделирование и экспериментальное исследование деформирования упругопластических пластин при смятии // Математическое моделирование и численные методы. 2015. № 1 (5). С. 67–82.

10. Монахов А.Д., Яковлев Н.О., Автаев В.В., Котова Е.А. Разрушающие методы определения остаточных напряжений (обзор) // Труды ВИАМ. 2021. № 9 (103). С. 95–104.

УДК 539.3

Экспериментальное вычисление аналитического решения задачи напряженно-деформированного состояния тонкостенной оболочки летательного аппарата

Р.Р. Бураншина²; Ю.И. Виноградов¹, д.ф.-м.н.;

А.И. Маслов², д.т.н.; А.В. Шишурин², к.т.н.

vpk@vpk.npomash.ru

¹ *Московский государственный технический университет*

имени Н.Э. Баумана, г. Москва

² *АО «ВПК «НПО машиностроения», г. Реутов*

Аннотация

Приведены аналитический расчет математической модели механики деформирования тонкостенных оболочек для исследования напряженно-деформированного состояния с использованием мультипликативного свойства переноса краевых условий при решении задачи, и экспериментальное вычисление для сравнения полученных результатов.

Ключевые слова:

оболочка, шпангоут, математическая модель, прочность, деформация

Введение

Одним из актуальных путей развития техники является все более широкое применение легких и экономичных тонкостенных конструкций. Основными элементами таких конструкций являются цилиндрические оболочки и их сопряжения и пересечения. При различных видах нагружения в оболочках появляются неоднородные напряженные состояния, характеризующиеся высокими уровнями концентрации напряжений. Места концентрации напряжений известны. Они, как правило, находятся у скачков жесткости и изломов геометрии оболочек и обусловлены главным образом локальными воздействиями. Катастрофическое развитие трещин в местах концентрации напряжений приводит к разрушению тонкостенной конструкции. Важнейшими для практики являются задачи определения размеров мест концентрации напряжений и их максимальных значений с априори контролируемой погрешностью [2].

Инженерное мастерство расчета на прочность оболочки определяется выбором простейшей математической модели [1]. Подбор метода расчета математической модели в задачах концентрации напряжения и использования их при вычислениях на ЭВМ является необходимой задачей при проектировании.

Решением проблемы оценки прочности по напряжениям является аналитический метод решения задач, основанный на вычислении системы обыкновенных дифференциальных уравнений механики деформирования оболочек после разделения переменных по полученной формуле. Алгоритм метода с целью повышения эффективности (простоты реализации, сокращения времени счета и требования к объему оперативной памяти электронно-вычислительной машины) построен на приведении краевых задач к начальным с использованием свойства решений дифференциальных уравнений удовлетворять произвольным начальным условиям задач [2].

Таким образом, задачей в данной работе является приведение расчета аналитического решения задач напряженно-деформированного состояния тонкостенных цилиндрических оболочек и шпангоутов, и сравнение с полученным экспериментальным значением.

Для построения эффективной методики исследования при построении алгоритма переноса краевых условий в работе используется мультипликативное свойство решения в виде матрицы функции Коши-Крылова.

В качестве объекта исследования используем транспортно-пусковой контейнер (ТПК) представляющий собой трубчатую конструкцию из слоистого композиционного материала на основе волокнистого армирующего материала и полимерного связующего (СТК-Ф, МТТ-Ф, ППН-100/1), подкрепленный кольцевыми шпангоутами (09Х16Н4Б) для повышения жесткости конструкции, и сферическую титановую оболочку – днище с жестким днищем у полюса. На днище контейнера действуют локально по двум круглым площадкам, центры которых расположены в плоскости его осевого сечения, две направленные вдоль оси контейнера силы и два момента в плоскости осевого сечения [2, 11].

Физико-механические характеристики компонентов слоистого композиционного материала транспортно-пускового контейнера приведены в таблице 1.

Для исследования механики деформирования корпуса ТПК необходимо принять математическую модель механики деформирования оболочки и значения физических параметров материала шпангоута [3].

Физико-механические свойства компонентов слоистого композиционного материала

Наименование	Значения		
	Стеклопластик ППН-100/1	Стеклопластик ППН-100/1 со стеклотканью	Стеклопластик СТК-Ф
Модуль упругости при растяжении в осевом и кольцевом направлении, МПа	не менее $2,84 \cdot 10^4$ и $3,4 \cdot 10^4$	-	не менее $1,76 \cdot 10^4$ и $2,15 \cdot 10^4$
Прочность при растяжении в осевом и кольцевом направлении, МПа	не менее 700 и 725	-	не менее 216 и 490
Изгибающее напряжение при разрушении в осевом и кольцевом направлении, МПа	не менее 700 и 794	-	не менее 294 и 490
Разрушающее напряжение при скалывании, сжатии, смятии в осевом направлении, МПа	не менее 22	-	не менее 29, 180 и 220
Модуль упругости при сдвиге, МПа	-	$2 \cdot 10^3$	$2 \cdot 10^3$
Плотность, кг/м ³	не более 2100	не более 2100	не более 2000

Решение задачи

Математическими моделями механики деформирования оболочек являются дифференциальные уравнения с частными производными от составляющих u , v , w перемещений точек их средних поверхностей, являющиеся разрешающей системой дифференциальных уравнений в перемещениях. Эти уравнения лежат в основе алгоритма метода [4].

Уравнение математической модели механики деформирования замкнутой цилиндрической оболочки, когда внешняя нагрузка симметрична относительно начала окружной координаты, решается разделением переменных частных производных методом Фурье и приведением к обыкновенным [5]. Получаемые таким образом обыкновенные дифференциальные уравнения приводятся к системе уравнений первого порядка и представляются в матричной форме:

$$y'(x) = A(x) \cdot y(x) + f(x), \quad (1)$$

где

$y(x) = \|y_1, y_2, \dots, y_n\|^T$ – транспонированный столбец искомых величин;
 $A(x) = \|a_{i,j}\|_1^n$ – матрица, элементами которой являются коэффициенты системы дифференциальных уравнений; $f(x)$ – столбец параметров внешней нагрузки неоднородного дифференциального уравнения.

Краевая задача, являющаяся методом решения данной задачи, считается поставленной, если дополнительно задаются краевые условия в виде:

$$\begin{aligned} - \text{ на левом краю } p_0 &= \|u_n, v_n, w_n, w_n'\|_0^T, q_0 = \|T_{1n}, S_n^*, Q_{1n}^*, M_{1n}\|_0^T \\ - \text{ на правом краю } p_1 &= \|u_n, v_n, w_n, w_n'\|_1^T, q_1 = \|T_{1n}, S_n^*, Q_{1n}^*, M_{1n}\|_1^T \end{aligned} \quad (2)$$

Здесь u_n, v_n, w_n, w_n' функциональные коэффициенты рядов Фурье разделения переменных для составляющих перемещений и угла поворота для точек средней поверхности оболочки, $T_{1n}, S_n^*, Q_{1n}^*, M_{1n}$ — для нормальной силы T_1 , обобщенных в смысле Кирхгофа сдвигающей S и перерезывающей сил и момента M_1 .

Решить краевую задачу для оболочек и, тем более, для тонкостенных конструкций с произвольными параметрами не удастся из-за неустойчивости счета на ЭВМ. Однако, счет - устойчивый для коротких оболочек. Для преодоления проблемы устойчивости счета основной интервал $[x_0, x_n]$, равный длине оболочки вдоль образующей, промежуточными точками x_1, x_2, \dots, x_{n-1} делится на n интервалов [8].

Решение дифференциального уравнения (1) на произвольном интервале определяется аналитически и записывается в виде [6]:

$$y_k = K_{x_n}^{x_k}(A(x))y_n + y_{x_n}^{*x_k}, \quad (3)$$

где $y = \|u_n, u_n', v_n, v_n', w_n, w_n', w_n'', w_n'''\|_1^T$, а индексы « n » и « k » обозначают соответственно начало и конец произвольно выбранного

интервала. Длина интервала выбирается из условия устойчивости счета вычислительным экспериментом.

Постановка краевой задачи и мультипликативный метод переноса краевых условий в произвольную точку x^* краевого интервала состоит в следующем - пусть система линейных обыкновенных дифференциальных уравнений механики деформирования оболочек приведена к канонической и представлена в матричной форме [7, 12]:

$$H_l(0) \cdot Y(0) = R_l(0), \quad H_r(l) \cdot Y(l) = R_r(l) \quad (4)$$

Тогда можно записать:

$$Y(x_{i-1}) = K_{x_i}^{*x_{i-1}} Y(x_i) + Y_{x_i}^{*x_{i-1}}, \quad (5)$$

где $(K_{x_i}^{*x_{i-1}})$ указывает на то, что вычисления решений выполняются в направлениях к левому краю от произвольно выбранной точки $x_i \in [0, l]$. Учитывая связь между $Y(0)$ и $Y(x_i)$ условия (4) на левом краю переносим в точку x_1 :

$$H_l(x_1) \cdot Y(x_1) = R_l(x_1), \quad (6)$$

где

$$H_l(x_1) = H_l(x_0) K_{x_1}^0, \quad R_l(x_1) = R_l(x_0) - H_l(x_0) Y_{x_1}^{*0} \quad (7)$$

Продолжая последовательный перенос условий с левого края в точку x_2, x_3, \dots , приходим в точку x^* у места концентрации напряжений:

$$H_l(x^*) \cdot Y(x^*) = R_l(x^*) \quad (8)$$

Учитывая полученную связь между $Y(l)$ и $Y(x_n)$, условия (4) с правого края переносим в точку x_{n-1} :

$$H_r(x_{n-1}) \cdot Y(x_{n-1}) = R_r(x_{n-1}), \quad (9)$$

где

$$H_r(x_{n-1}) = H_r(l) K_{x_{n-1}}^n, \quad R_r(x_{n-1}) = R_r(l) - H_r(l) Y_{x_{n-1}}^{*x_n} \quad (10)$$

Аналогичным образом правые краевые условия последовательно переносятся в точки x_{n-2}, x_{n-3}, \dots и в точку x^* :

$$H_r(x^*) \cdot Y(x^*) = R(x^*) \quad (11)$$

Объединяя краевые условия, перенесенные в точку x^* , получаем систему алгебраических уравнений:

$$D(x^*) \cdot Y(x^*) = R(x^*) \quad (12)$$

$$D(x^*) = \|H_l(x^*), H_r(x^*)\|^T, \quad R(x^*) = \|R_l(x^*), R_r(x^*)\|^T$$

Решая полученную систему алгебраических уравнений, определим численные значения элементов столбца $Y(x^*)$, т.е. численные значения начальных условий соответствующей краевой задачи для исследования концентрации напряжений методом Коши необходимо заменить начальными условиями в точке x места концентрации [2].

Решение краевых задач на их основе с помощью ЭВМ требует специальных процедур для обеспечения устойчивости счета. С.К. Годунов, например, в своей работе предложил при численном интегрировании дифференциальных уравнений периодически выполнять процедуры ортонормирования результатов интегрирования. Метод Годунова давно используется для расчетов на прочность тонкостенных конструкций [9]. На его основе созданы вычислительные комплексы существенные общие признаки методов Годунова и мультипликативного – перенос краевых условий и ортонормирование для обеспечения устойчивости счета.

Алгоритмы мультипликативного метода переноса краевых условий в произвольно выбранную точку краевого интервала также не обеспечивают устойчивость счета на ЭВМ при решении краевых задач. Для устойчивости счета необходимо использовать процедуры построчного ортонормирования переносимых в точку x_i краевых условий.

Итерационные формулы для вычисления матриц H краевых условий и столбцов r их правых частей при выполнении процедуры ортонормирования краевых условий имеют вид:

- при переносе краевых условий с левого края основного интервала в произвольно выбранную точку x_1

$$\widetilde{H}_l(x_i) = \widetilde{H}_l(x_{i-1})K_{x_i}^{x_{i-1}}, \quad \widetilde{r}_l(x_i) = \widetilde{r}_l(x_{i-1}) - \widetilde{H}_l(x_{i-1})y_{x_i}^{*x_{i-1}} \quad (13)$$

при переносе краевых условий с правого края основного интервала в эту же точку x_1 в формулах (13) индексы меняются по схеме

$$l \rightarrow k, \quad i - 1 \rightarrow i + 1$$

Отметим, что предложенные процедуры ортонормирования при переносе краевых условий не изменяют столбец $y(x_i)$, элементы которого являются искомыми величинами краевой задачи.

Контроль погрешности можно осуществлять после каждого переноса краевых условий в следующую точку x_i . Погрешность вычисления частного решения определяется равенством [10]:

$$y_{x_i}^{*x_{i-1}} = -K_{x_i}^{x_{i-1}}y_{x_{i-1}}^{*x_i} \quad (14)$$

Эксперимент

Задача эксперимента состояла в определении деформации оболочки ТПК в местах приложенных сил и в сравнении результатов экспериментальной задачи с аналитической.

Испытания проводились при нагружении на осевое сжатие при заданной нагрузке $S_{сж}^P = 330000 \text{ кгс} \pm 15000 \text{ кгс}$ и выдержке 48 часов.

Схема испытаний ТПК на специализированном стенде показано на рисунке 1. Стенд представляет собой жесткую металлическую конструкцию с неподвижной задней опорой – куда устанавливается технологическое днище ТПК, и подвижной силовой плитой, при помощи которого происходит нагружение. Давление в полости ТПК создается имитирующей жидкостью, который измеряется датчиками давления DMP333. Заданное усилие в гидроцилиндрах (F1÷F4) измеряется датчиками силы TX25-T100. Для контроля изменения длины экспериментального образца на его поверхность устанавливаются датчики перемещения TRS-50 с допустимой погрешностью $\pm 0,5 \text{ мм}$ (L01÷L16), места установки датчиков выбирается где наиболее подвергнуты разрушению.

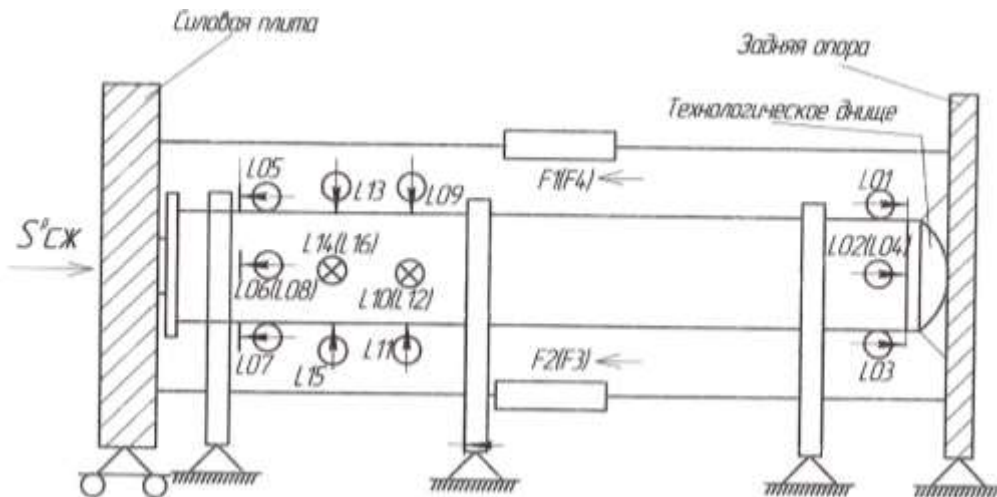


Рис. 1 – Схема испытаний ТПК на специализированном стенде (F1, F2, F3, F4 – сила в гидроцилиндрах, L01÷L16 – датчики перемещений, $S^p_{СЖ}$ – расчетная нагрузка на сжатие)

В результате, при нагружении корпуса ТПК $S_{СЖ}=315000$ кгс через 7 часов 30 минут произошло разрушение конструкции по неметаллу, обусловленный резким хлопком с одновременным падением нагрузки, где нагрузка в момент разрушения составила $S_{СЖ}=311737$ кгс (рисунок 2).

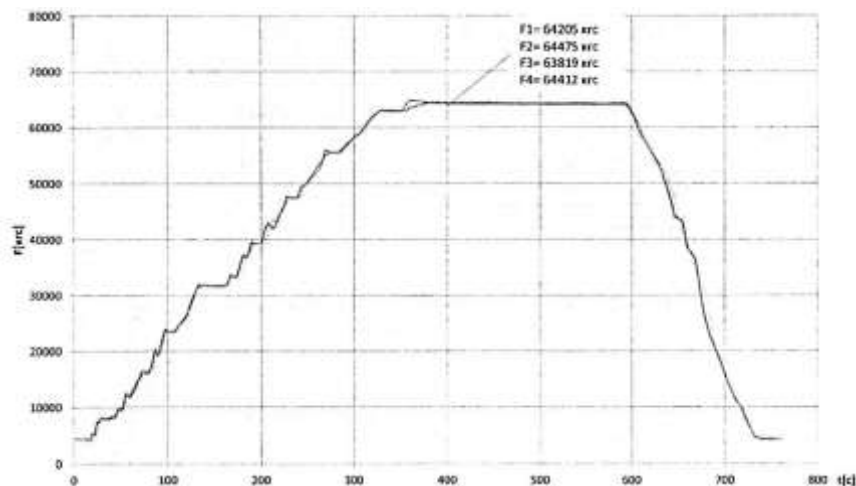


Рис. 2 – Графики замера осевых сил при нагружении ТПК

Для наглядности разрушения корпуса ТПК на рисунках 3–6 представлены замеры изменения датчиков перемещений L01÷L16.

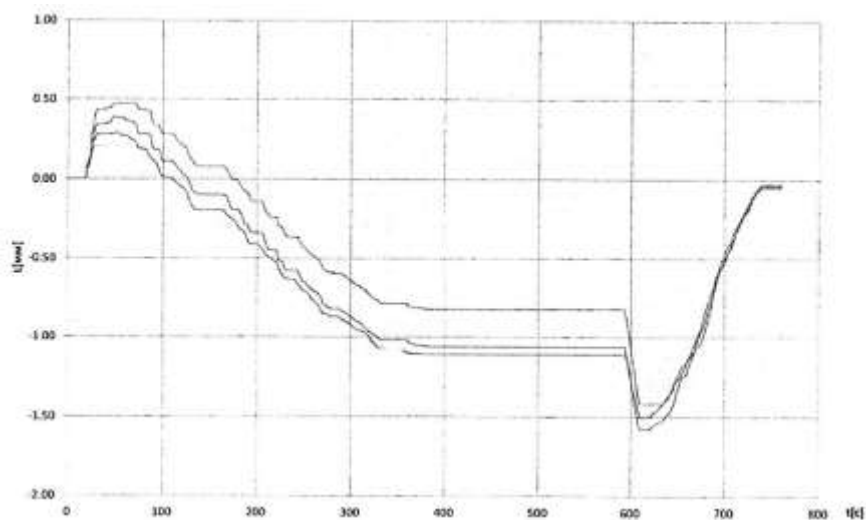


Рис. 3 – Замеры датчиков перемещения L01, L02, L03, L04

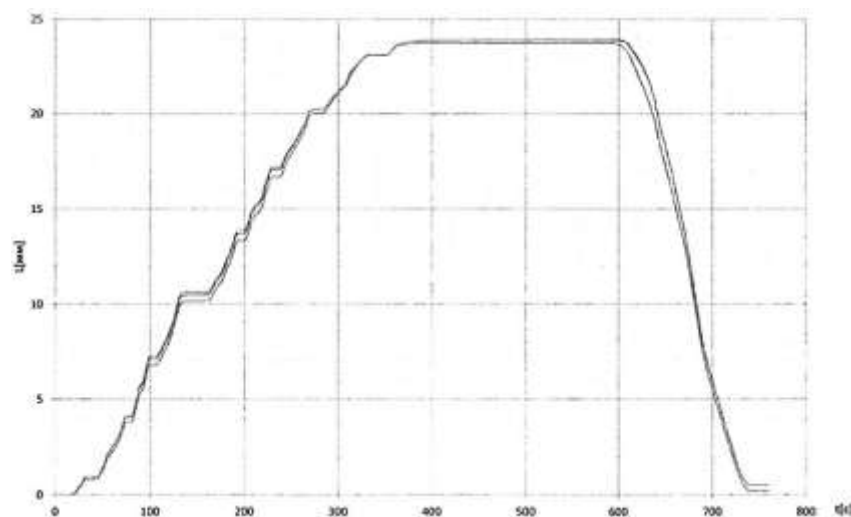


Рис. 4 – Замеры датчиков перемещения L05, L06, L07, L08

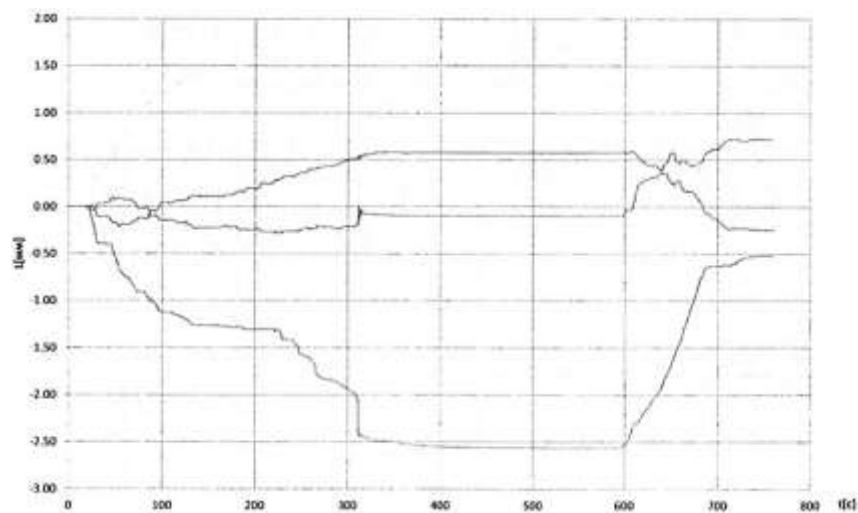


Рис. 5 – Замеры датчиков перемещения L09, L10, L11, L12

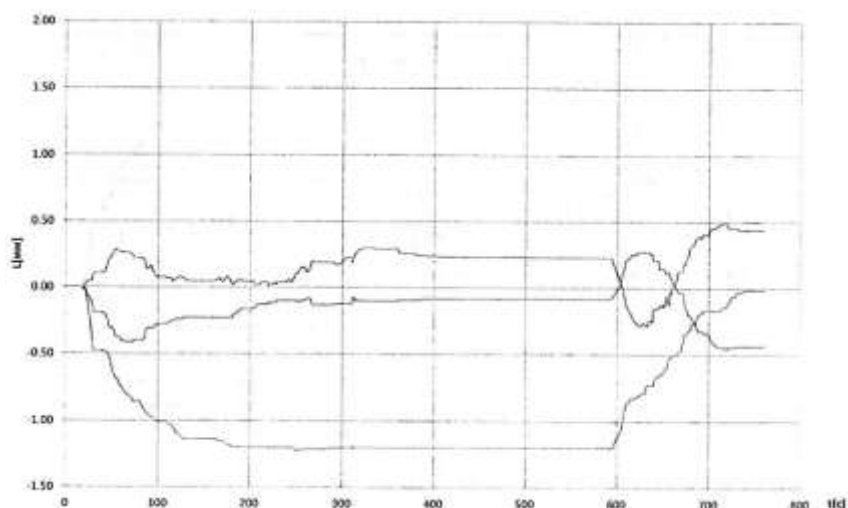


Рис. 6 – Замеры датчиков перемещения L13, L14, L15, L16

В итоговом сравнении расхождение полученных аналитических и экспериментальных результатов задачи не превысило 10 %. Таким образом, достоверность аналитических расчетов подтверждается.

Выводы

Расхождение аналитического и экспериментального результатов задачи, при определении напряженно-деформированного состояния тонкостенной оболочки на примере транспортно-пускового контейнера, не превысило 10 %, что подтверждает достоверность аналитического расчета.

Решение краевой задачи достигается переносом краевых условий в произвольно выбранную точку краевого интервала с помощью решения для канонического матричного дифференциального уравнения и решением системы алгебраических уравнений для объединенных в этой точке краевых условий. При этом определяют значения искомых величин, характеризующие прочность и жесткость оболочки.

Список литературы

1. О выборе математической модели сферической оболочки для расчета на прочность/ Беляев А.В., Виноградов Ю.И., Константинов М.В.// Механика твердого тела, выпуск № 3, 2018. С. 105–118.
2. Методы исследования концентрации напряжений в оболочках тонкостенных конструкций приведением краевых задач к начальным/ Виноградов Ю.И.// Доклады АН, 2006-Т.411. №5. С.613–616.
3. Теоретические основы аналитического решения прикладных задач механики деформирования тонкостенных элементов летательных аппаратов/ Бураншина Р.Р., Виноградов Ю.И., Маслов А.И., Шишурин А.В.// Материалы VII Всероссийской научно-технической конференции «Роль фундаментальных исследований при реализации Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» - Москва 2021. С. 243–256.
4. Власов В.З. Избранные труды. Том III-М.: Наука, 1964.- с.482.
5. Биргер И.А. Стержни, пластины, оболочки. М.: Наука, 1992.- с.392.
6. Весовое совершенство летательных аппаратов/ Виноградов Ю.И., Маслов А.И. //Тезисы докладов XLIV Академических чтений по космонавтике. Том I-М.: Издательство МГТУ им. Н.Э. Баумана, Москва-2020. С. 61–63.
7. Модификации мультипликативного метода решения класса краевых задач строительной механики аэрокосмических систем ограниченного возмощностью метода Фурье разделения переменных/ Виноградов Ю.И., Меньков Г.Б.// Материалы XXI Международной конференции по вычислительной механике и современным прикладным программным системам (ВМСППС'2019), 24–31 мая 2019 г., Алушта. — М.: Изд-во МАИ, 2019. с. 816.

8. Методы вычислений и построение алгоритмов решения краевых задач строительной механики/ Виноградов Ю.И. // Доклады АН СССР, 1988. Т. 298. № 2. С.308–313.

9. Метод переноса краевых условий функциями Коши-Крылова для жестких линейных обыкновенных дифференциальных уравнений/ Виноградов А.Ю., Виноградов Ю.И.// Доклады РАН. 2000. Т. 373. № 4. С. 474–476.

10. Мультипликативный метод решения краевых задач теории оболочек/ Виноградов Ю.И.// Прикладная математика и механика-2013. Том 77. Выпуск 4. С. 620–628.

11. Теоретические основы аналитического решения прикладных задач механики деформирования тонкостенных элементов летательных аппаратов/ Бураншина Р.Р., Виноградов Ю.И., Маслов А.И., Шишурин А.В.// Материалы VII Всероссийской научно-технической конференции «Роль фундаментальных исследований при реализации Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года». Москва 2021. С. 243–256.

12. Математическое моделирование механики деформирования тонкостенных оболочек летательных аппаратов мультипликативным методом/ Бураншина Р.Р., Виноградов Ю.И., Жумаев С.А., Маслов А.И., Шишурин А.В.// Материалы V Всероссийской научно-технической конференции «Полимерные композиционные материалы и производственные технологии нового поколения». Москва 2021. С. 245–258.

УДК 539.37

Построение начальной конфигурации нагруженного тела

Т.Б. Дуйшеналиев, д.ф.-м.н.; И.В. Меркурьев, д.т.н.; Е.А. Грибов

DuyshenaliyevT@mpei.ru;

MerkuryevIV@mpei.ru;

GribovYA@mpei.ru

Национальный исследовательский университет «МЭИ»

Аннотация

Определяется недеформированная (естественная) конфигурация тела при заданном деформированном его состоянии. Математическая модель для этой задачи базируется на решении краевой задачи теории упругости в неклассической постановке. Областью определения уравнений равновесия и совместности деформаций, а также граничных условий служит конечное состояние. Это состояние равновесия задается, а не ищется. Иначе невозможно математически корректно указать положения сил, распределенных в объеме и на поверхности тела. Перемещения, определяемые по формулам Чезаро, представляют те перемещения, которые приводят тело в область конечного (деформированного) состояния. По ним находятся координаты точек начального состояния тела, и строится его конфигурация.

Ключевые слова:

упругое тело, краевая задача, напряжение, деформация, перемещение, формулы Чезаро, конфигурация, пластина

Введение

Известно, что существуют две постановки статической краевой задачи [6–11]: 1). Тело с заданными силами внутри своего объема и на его поверхности находится в равновесии. Нужно найти напряжения и деформации в нем. 2). К заданному начальному состоянию тела статически прикладываются внешние силы и тело, двигаясь и деформируясь, переходит в некое конечное состояние, где и обретает равновесие. Необходимо найти это конечное состояние, а также напряжения и деформации в нем.

Первая выдвигается при формулировании, а вторая – при решении краевой задачи статики [6–11]. Постановки эти не идентичны, они даже диаметрально противоположны, ибо в первой из них речь идет о равновесии, а во второй – о движении. Однако, в механике деформируемого твердого тела считается, что задачи обеих постановок имеют одно и то же решение. Но это не совсем так.

Во второй постановке область определения уравнений равновесия (объем V и поверхность S тела) неизвестна. Для тела неизвестной конфигурации невозможно математически строго указать координаты точек приложения массовых сил, а так же сил на поверхности.

В трудах [6–11] и др. подчеркивается различие координат в функциях перемещений, деформаций и напряжений. В функциях перемещений, деформаций подразумеваются одни координаты – начального состояния, а в функциях напряжений уже другие, конечного состояния. Это считается терпимым, если условиться рассматривать только бесконечно малые перемещения и деформации, при которых конечное положение тела мало отличается от его начальной конфигурации. Это условие вынуждает считать верными аналитические и численные решения только в области бесконечно малых перемещений и деформаций.

1. Математическая модель деформирования упругих тел

Вернемся к первой общепризнанной постановке.

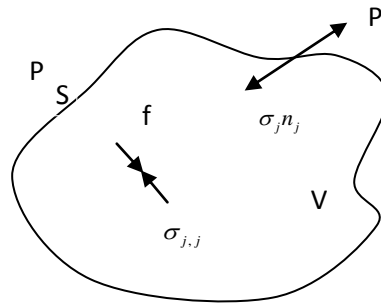


Рис. 1 – Иллюстрация уравнений статической краевой задачи

В любой точке внутри V и на S внешние силы уравновешены внутренними напряжениями. σ_j – вектор напряжения на площадке с нормалью x_j

Напишем уравнения статической краевой задачи в напряжениях:

$$\sigma_{ji,j} + f_i = 0, \quad \sigma_{ij} = \sigma_{ji}, \quad x_i \in V, \quad (1)$$

$$\sigma_{ij,kk} + \frac{1}{1+\nu} \sigma_{kk,ij} + \frac{\nu}{1-\nu} \delta_{ij} f_{k,k} + f_{i,j} + f_{j,i} = 0, \quad x_i \in V, \quad (2)$$

$$\sigma_{ji} n_j = p_i, \quad x_i \in S. \quad (3)$$

Выделим в этом теле (рис. 1) элемент объема V_ε с поверхностью S_ε . Равенство нулю главного вектора и главного момента усилий, приложенных к этому элементу:

$$\int_{S_\varepsilon} \sigma_j n_j dS + \int_{V_\varepsilon} f dV = 0, \quad \int_{S_\varepsilon} r \times \sigma_j n_j dS + \int_{V_\varepsilon} r \times f dV = 0, \quad (4)$$

а также равенство нулю главного вектора и главного момента внешних сил, приложенных к рассматриваемому телу в целом:

$$\int_S p dS + \int_V f dV = 0, \quad \int_S r \times p dS + \int_V r \times f dV = 0, \quad (5)$$

приводит к уравнениям (1), (3). В этих уравнениях σ_i, f, p, r – соответственно, векторы напряжения на площадке с нормалью x_i , массовых

и поверхностных внешних сил и радиус-вектор. Уравнение (2) выражает условие совместности деформации.

Задача (1)-(3) прежде всего задача о равновесии сил. Решая ее, мы находим то поле напряжений σ_{ij} , которое имеется в теле, и которое уравнивает внешние силы. Разумеется, эти напряжения созданы перемещениями u_i , которые произошли до того, как установилось рассматриваемое равновесие. Как, когда и под действием каких изменяющихся во времени внешних сил, произошли эти перемещения, к статической задаче, в нашем случае, не имеют отношения.

Уравнения (1)-(3) можно написать и в перемещениях:

$$\mu u_{i,jj} + (\lambda + \mu) u_{j,ji} + f_i = 0, \quad x_i \in V, \quad (6)$$

$$(\lambda \delta_{ij} u_{k,k} + \mu(u_{i,j} + u_{j,i})) n_j = p_i, \quad x_i \in S. \quad (7)$$

Эти уравнения в механическом смысле выражают то же самое, что и уравнения (1)-(3) – в любой материальной точке внутри объема V и на его поверхности S внешние силы уравновешены. Статическая краевая задача является, как уже подчеркивалось выше, задачей о равновесии сил. В свете этого, ее естественно представлять в напряжениях.

Краевая задача (1)–(3), как математическая, имеет единственное решение. Это решение, подчеркнем еще раз, в нашем предложении ищется для конечного состояния равновесия с известными V и S , и остается таким же и при других представлениях краевой задачи.

Задача решена, если найдено поле напряжения $\sigma_{ij}(x)$, $x_i \in V$, которое удовлетворяет уравнениям совместности деформации и уравнивает внешние силы внутри области V и на ее поверхности S . Из этого решения, через обобщенный закон Гука, определяются деформации (8) и, далее, перемещения (9) [2]:

$$\varepsilon_{ij} = \frac{1}{E} (-\nu \delta_{ij} \sigma_{kk} + (1 + \nu) \sigma_{ij}), \quad (8)$$

$$u_i(x) = u_i(x^0) + \omega_{ij}(x^0)(x_j - x_j^0) + \frac{1}{E} \int_{\ell} (-\nu \delta_{ik} \sigma_{kk} + (1+\nu)(\sigma_{ik} + (x_j - y_j)(-\nu(\delta_{ki} \sigma_{jj} - \delta_{kj} \sigma_{ii}) + (1+\nu)(\sigma_{ki,j} - \sigma_{kj,i})))) dy_k, \quad (9)$$

где E – модуль Юнга, ℓ – линия в области V , x^0 – начальная точка этой линии, $u_i(x^0)$, $\omega_{ij}(x^0)$ – постоянные интегрирования, не влияющие на деформированное состояние и их, в нашем случае, можно не учитывать. Уравнения (9) получаются из формул Чезаро, если в них деформации выразить через напряжения [2]. Эти перемещения преобразуют область V и ее поверхность S в область V_0 с поверхностью S_0 . Начальная конфигурация тела строится по координатам z_i , определяемым по формулам:

$$z_i = x_i - \frac{1}{E} \int_{\ell} (-\nu \delta_{ik} \sigma_{kk} + (1+\nu)(\sigma_{ik} + (x_j - y_j)(-\nu(\delta_{ki} \sigma_{jj} - \delta_{kj} \sigma_{ii}) + (1+\nu)(\sigma_{ki,j} - \sigma_{kj,i})))) dy_k, \quad x_i \in V. \quad (10)$$

Для определения координат поверхности начальной конфигурации тела в предыдущее выражение надо вносить $x_i \in S$.

Здесь нет обычного координатного различия: в функциях перемещений, напряжений и деформаций, также как и во всех предыдущих выражениях, только координаты конечного состояния.

Оба состояния, начальное и конечное, являются состояниями равновесия. В первом нет никаких внешних и внутренних усилий. А во втором, являющимся предметом изучения краевой задачи, любое внешнее воздействие уравновешивается внутренними напряжениями.

На основе предложенного подхода к решению краевой задачи статики разработана математическая модель для описания конечных деформаций и построения начальной конфигурации нагруженного тела.

2. Задача о равновесии пластины

Продемонстрируем корректность выдвинутых положений на строго решенном примере.

Зададимся областью определения уравнений статической краевой задачи в виде указанной на рис. 2 прямоугольной плиты. Начало прямоугольной декартовой системы координат поместим в центре левой торцевой грани.

Итак, под V будем подразумевать следующую область:

$$-b/2 \leq x_1 \leq b/2, \quad 0 \leq x_2 \leq \ell, \quad -h/2 \leq x_3 \leq h/2: \quad (11)$$

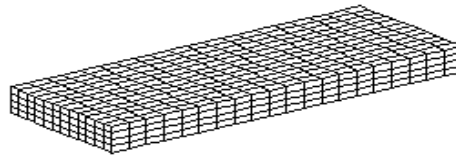


Рис. 2 – Прямолинейная пластина с усилиями (11) на своей поверхности находится в равновесии

Рассмотрим вторую краевую задачу без массовых сил:

$$\sigma_{ji,j} = 0, \quad \sigma_{ij} = \sigma_{ji}, \quad x_i \in V, \quad (12)$$

$$\sigma_{ij,kk} + \frac{1}{1+\nu} \sigma_{ij,kk} = 0, \quad x_i \in V, \quad (13)$$

$$\sigma_{ji} n_j = \delta_{i2} c x_3, \quad x_i \in S, \quad (14)$$

где V определяется выражениями (11). Из (14) следует, что на четырех гранях плиты нет внешних сил, они приложены на левую и правую торцевые грани, создают изгибающие моменты, равные соответственно:

$$m_1 = - \int_{-b/2}^{b/2} \int_{-h/2}^{h/2} c x_1^2 dx_1 dx_2 = -cbh^3 / 12, \quad m_2 = \int_{-b/2}^{b/2} \int_{-h/2}^{h/2} c x_1^2 dx_1 dx_2 = cbh^3 / 12.$$

Задача (12)–(14) математически полностью определена. Она имеет простой механический смысл – прямоугольная плита с усилиями (14) на своей поверхности находится в равновесии. *Требуется найти во внутренних точках этой плиты напряжения, деформации и создавшие их перемещения.* Как видим, здесь нет никакого отступления от общепринятой постановки статической краевой задачи.

Решение задачи:

$$\sigma_{ij} = \delta_{i2}\delta_{j2}cx_3, \quad x_i \in V. \quad (15)$$

Функции перемещений можно определить, внося (15) в (8) и (9):

$$u_i = \frac{1}{E} \int_{\ell} c(-\nu\delta_{ik}x_3 + (1+\nu)\delta_{i2}\delta_{k2}x_3 + (x_j - y_j)(-\nu(\delta_{ki}\delta_{3j} - \delta_{kj}\delta_{3i}) + (1+\nu)\delta_{k2}(\delta_{i2}\delta_{3j} - \delta_{j2}\delta_{3i})))dy_k, \quad x_i \in V$$

Интегрируя это выражение, находим:

$$u_i(x) = -c(\delta_{i1}\nu x_3(x_1 - x_1^0) - \delta_{i2}x_3(x_2 - x_2^0) + \delta_{i3}(x_2^2 + \nu(x_3^2 - x_1^2) - x_2^0(2x_2 - x_2^0) - \nu((x_3^0)^2 - x_1^0(2x_1 - x_1^0)))) / 2) / E, \quad x_i \in V, \quad (16)$$

где x_i^0 – любая фиксированная точка области V . Приведем развернутый вид функций (16):

$$\begin{aligned} u_1(x) &= -c\nu x_3(x_1 - x_1^0) / E, \quad x_i \in V, \\ u_2(x) &= c\nu x_3(x_2 - x_2^0) / E, \quad x_i \in V, \\ u_3(x) &= -c((x_2^2 + \nu(x_3^2 - x_1^2) - x_2^0(2x_2 - x_2^0) - \nu((x_3^0)^2 - x_1^0(2x_1 - x_1^0)))) / (2E), \\ & \quad x_i \in V. \end{aligned}$$

Функции (16) удовлетворяют уравнениям равновесия в форме Навье.

Наконец, из поля перемещений (16) определим компоненты деформации и вращения:

$$\varepsilon_{ij} = cx_3(-\nu(\delta_{i1}\delta_{j1} + \delta_{i3}\delta_{j3}) + \delta_{i2}\delta_{j2}) / E, \quad x_i \in V, \quad (17)$$

$$\omega_{ij} = -c(\nu(x_1 - x_1^0)(\delta_{1i}\delta_{3j} - \delta_{3i}\delta_{1j}) - (x_2 - x_2^0)(\delta_{2i}\delta_{3j} - \delta_{3i}\delta_{2j})) / E, \quad x_i \in V. \quad (18)$$

По полученным здесь выражениям в любой точке находящегося в равновесии в области V тела можно определить компоненты напряжения, деформации и вращения. Особо отметим то, что во всех выражениях (15) – (18) координаты только области V (11). Здесь нет обычного координатного различия. В $u_i(x)$, $\sigma_{ij}(x)$ одни и те же координаты.

Различие между координатами, деформациями, напряжениями сравниваемого и заданного состояний, определяемыми уравнениями (21), имеет вид:

$$\begin{aligned}
 x_i - z_i &= -c(\delta_{i1} \nu x_3 (x_1 - x_1^0) - \delta_{i2} x_3 (x_2 - x_2^0) + \delta_{i3} (x_2^2 + \nu(x_3^2 - x_1^2) - \\
 &\quad - x_2^0 (2x_2 - x_2^0) - \nu((x_3^0)^2 - x_1^0 (2x_1 - x_1^0))) / 2) / E, \\
 \varepsilon_{ij}(x) - \varepsilon_{ij}(z) &= c x_3 (-\nu(\delta_{i1} \delta_{j1} + \delta_{i3} \delta_{j3}) + \delta_{i2} \delta_{j2}) / E, \\
 \omega_{ij}(x) - \omega_{ij}(z) &= -c(\nu(x_1 - x_1^0)(\delta_{i1} \delta_{3j} - \delta_{3i} \delta_{1j}) - (x_2 - x_2^0)(\delta_{2i} \delta_{3j} - \delta_{3i} \delta_{2j})) / E, \\
 \sigma_{ij}(x) &= \delta_{i2} \delta_{j2} c x_3.
 \end{aligned} \tag{19}$$

3. Начальная конфигурация пластины

Координаты начальной конфигурации z_i связаны с координатами рассматриваемого состояния равновесия выражениями:

$$\begin{aligned}
 z_i &= x_i - c(\delta_{i1} \nu x_3 (x_1 - x_1^0) - \delta_{i2} x_3 (x_2 - x_2^0) + \delta_{i3} (x_2^2 + \nu(x_3^2 - x_1^2) - \\
 &\quad - x_2^0 (2x_2 - x_2^0) - \nu((x_3^0)^2 - x_1^0 (2x_1 - x_1^0))) / 2) / E, \quad x_i \in V.
 \end{aligned} \tag{20}$$

В качестве x^0 можно брать координаты любой точки области (11). В дальнейшем положим: $x_1^0 = 0$, $x_2^0 = \frac{\ell}{2}$, $x_3^0 = 0$.

Рассмотрим три случая $c = 0$, $c = 30$ и $c = 60$.

Случай 1. Пусть в $c = 0$. На поверхности S внешних сил нет. Тело занимает область V (41),(11) и находится в равновесии (рис. 2). Выражения (20) принимают вид:

$$x_i - z_i = 0, \quad \varepsilon_{ij}(x) - \varepsilon_{ij}(z) = 0, \quad \omega_{ij}(x) - \omega_{ij}(z) = 0, \quad \sigma_{ij}(x) = 0. \tag{21}$$

Начальное состояние совпадает с заданным. Заданное состояние может, иметь любые остаточные деформации или не иметь их. Подставляя первое из уравнений (21) в остальные, приходим к неопределенности:

$$\varepsilon_{ij}(x) - \varepsilon_{ij}(x) = 0, \quad \omega_{ij}(x) - \omega_{ij}(x) = 0, \quad \sigma_{ij}(x) = 0.$$

Здесь $\varepsilon_{ij}(x)$, $\omega_{ij}(x)$ остаются неопределенными. Такая неопределенность не противоречит сути краевой задачи, а наоборот, более полно отражает то, что может быть в действительности. Ведь в равновесии может находиться не только тело, которое не имеет никаких остаточных деформаций, но и тело, которое их имеет. Рассматриваемая здесь пластина,

может быть, ранее имела криволинейную форму, а затем выпрямлена и выточена. Если это так, то в ней есть остаточные деформации.

Случай 2. Пусть $c = 30$. Тело занимает ту же область V (11). Подставим это значение c в (21) и определим сравниваемое состояние (рис. 3).

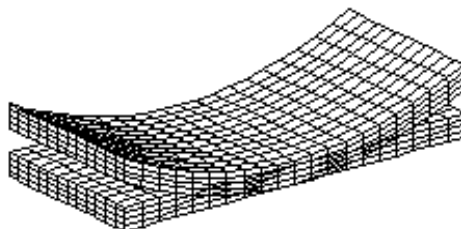


Рис. 3 – Конфигурации пластины при $c=30$

Случай 3. Теперь пусть $c = 60$. В этом состоянии равновесия тело занимает то же положение, что и раньше, т.е. имеет форму прямоугольной плиты. Подставим это значение c в (21) и определим начальную конфигурацию (рис. 4):

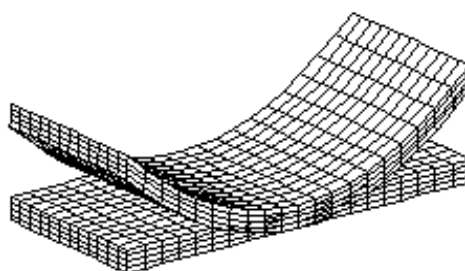


Рис. 4 – Конфигурации пластины при $c=60$

Во всех трех случаях тело имеет одну и ту же конфигурацию и занимает одно и то же положение в пространстве. Это положение тела недвижимо и геометрически неизменяемо при любых величинах внешней нагрузки.

Решения:

$$\sigma_{ij}(x) = 0, \quad \sigma_{ij}(x) = \delta_{i2}\delta_{j2}30x_3, \quad \sigma_{ij}(x) = \delta_{i2}\delta_{j2}60x_3, \quad x_i \in V,$$

соответствующие трем рассмотренным случаям, удовлетворяют уравнениям задачи (12)-(14) в одном и том же положении тела, а именно, в его прямолинейном очертании. О том, что граничное условие (14)

удовлетворяется на поверхности соответствующих этим решениям сравниваемых состояний (рис. 3 и 4), говорить не приходится.

Внешние силы являются атрибутами декларируемого уравнениями (12)–(14) равновесия и, в связи с этим, они уже никак не могут рассматриваться в роли нарушителей этого равновесия. Условие (14) ничто иное, как условие равновесия точек поверхности тела. Усилия, действующие снаружи поверхности равны усилиям $\sigma_{ji}n_j$, действующим изнутри.

Данную задачу представим уравнениями Навье:

$$\mu u_{i,jj} + (\lambda + \mu)u_{i,jj} = 0, \quad x_i \in V. \quad (22)$$

Граничные условия для этих уравнений напомним в трех видах:

1. Заданы перемещения на поверхности S , которые определяются функцией:

$$u_i(x) = -c(\delta_{i1}v x_3(x_1 - x_1^0) - \delta_{i2}x_3(x_2 - x_2^0) + \delta_{i3}(x_2^2 + v(x_3^2 - x_1^2) - x_2^0(2x_2 - x_2^0) - v((x_3^0)^2 - x_1^0(2x_1 - x_1^0)))) / 2) / E, \quad x_i \in V$$

при поочередной подстановке в нее значений координат:

$$x_1 = -b/2, \quad x_1 = b/2, \quad x_2 = 0, \quad x_2 = \ell, \quad x_3 = -h/2, \quad x_3 = h/2. \quad (23)$$

2. Заданы внешние силы на поверхности S :

$$\sigma_{ji}n_j = \delta_{i2}c x_3, \quad x_i \in S. \quad (24)$$

3. Заданы на четырех гранях перемещения, которые определяются функцией:

$$u_i(x) = -c(\delta_{i1}v x_3(x_1 - x_1^0) - \delta_{i2}x_3(x_2 - x_2^0) + \delta_{i3}(x_2^2 + v(x_3^2 - x_1^2) - x_2^0(2x_2 - x_2^0) - v((x_3^0)^2 - x_1^0(2x_1 - x_1^0)))) / 2) / E,$$

в которую поочередно надо подставить следующие значения координат $x_1 = -b/2, x_1 = b/2, x_2 = -h/2, x_2 = h/2$, а на остальных двух гранях:

$$\sigma_{ij}(x_1, 0, x_3) = -\delta_{i2}c x_3, \quad \sigma_{ij}(x_1, \ell, x_3) = \delta_{i2}c x_3. \quad (25)$$

Рассмотренная задача имеет единственное решение. Решение задач (22), (23); (22), (24); (22), (25):

$$u_i(x) = -c(\delta_{i1}\nu x_3(x_1 - x_1^0) - \delta_{i2}x_3(x_2 - x_2^0) + \delta_{i3}(x_2^2 + \nu(x_3^2 - x_1^2) - x_2^0(2x_2 - x_2^0) - \nu((x_3^0)^2 - x_1^0(2x_1 - x_1^0)))) / 2) / E, \quad x_i \in V \quad (26)$$

то же самое, что и задачи (12)-(14). Покажем это. Из (26) находим:

$$u_{k,k} = c(1 - 2\nu)x_3 / E;$$

$$u_{i,j} + u_{j,i} = 2cx_3(\delta_{i2}\delta_{j2} - \nu(\delta_{i1}\delta_{j1} + \delta_{i3}\delta_{j3})) / E.$$

Подставим эти величины в выражение для $\sigma_{ij}(x)$:

$$\sigma_{ij}(x) = \lambda\delta_{ij}u_{k,k} + \mu(u_{i,j} + u_{j,i}) = cx_3(\delta_{i2}\delta_{j2} + \nu(\delta_{ij} - \delta_{i1}\delta_{j1} - \delta_{i3}\delta_{j3})) / (1 + \nu).$$

Далее, учитывая равенство $\delta_{i2}\delta_{j2} = \delta_{ij} - \delta_{i1}\delta_{j1} - \delta_{i3}\delta_{j3}$, находим:

$$\sigma_{ij}(x) = \delta_{i2}\delta_{j2}cx_3.$$

Механический смысл задач (12)-(14); (22)-(23); (22)-(24); (22)-(25) один и тот же – пластина в области V (11) находится в состоянии равновесия. Это состояние равновесия, разумеется, не зависит от того, решена задача или нет.

Существующее представление о том, что тело перемещается на величину перемещений, удовлетворяющих дифференциальным уравнениям (22) и граничным условиям, некорректно. Во всех этих уравнениях координаты не начального, а конечного состояния.

Единственно верное математическое толкование таково: найти функции $u_i(x)$, $x_i \in V$, удовлетворяющие уравнениям (22) и любому из трех видов граничных условий. Перемещения, которые заданы в первом и третьем виде граничных условий, уже имеющиеся в теле перемещения (а не те, которые будут происходить...).

Решение $u_i(x)$, также представляет те перемещения, которые уже произошли и создали то напряженное состояние, которое уравновешивает внешние силы.

В заключение возвратимся к уравнениям (12)–(14). В них декларируется, что прямолинейная плита (11) с усилиями (14) на своей поверхности находится в равновесии, и определяются не нарушающие это равновесие деформации, напряжения и создавшие их перемещения.

На основе предложенной математической модели проведены обширные вычислительные эксперименты по описанию конечных (геометрически нелинейных) деформаций упругих элементов различных конструкций.

Расчеты выполнены в системе MatLab. Моделировались изгибные деформации упругих пластин и стержней (рис. 5), деформирование растяжения-сжатия толстостенного цилиндра (рис. 6) из резиноподобного материала, а также построены начальные конфигурации при кручении пластин из различных конструкционных материалов (сталь, алюминий, резиноподобные композиты) (рис. 7).

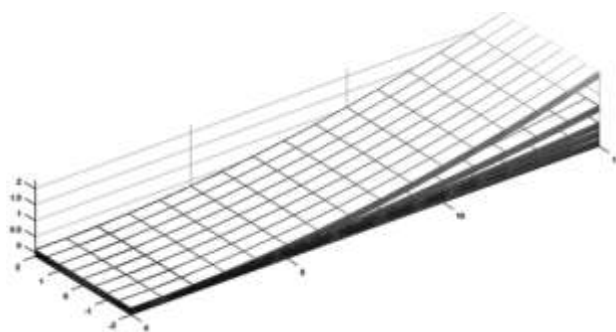


Рис. 5 – Различные конфигурации консольно-закрепленной пластины

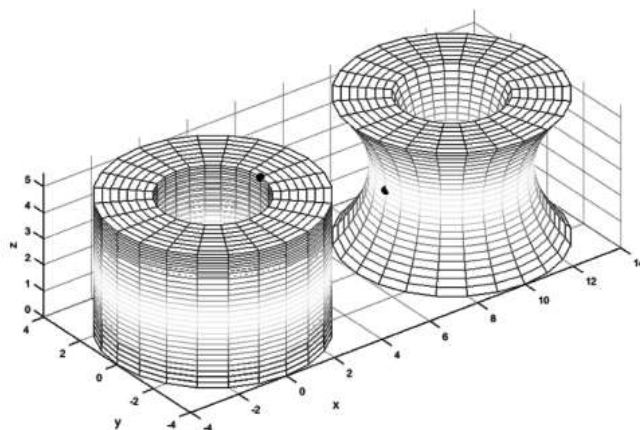


Рис. 6 – Моделирование деформаций растяжения толстостенного цилиндра из резиноподобного материала

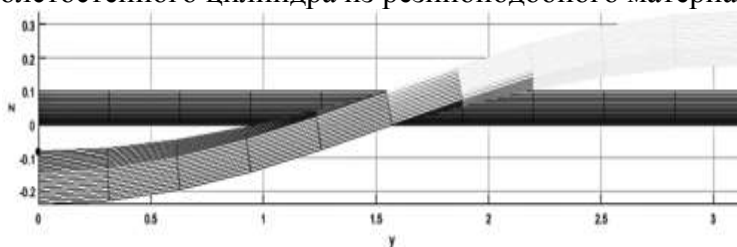


Рис. 7 – Моделирование деформаций кручения прямоугольной пластины

Заключение

На основе неклассического решения краевых задач статики разработана математическая модель конечного деформирования упругих тел. Предложенный способ построения начальных конфигураций нагруженного тела и прост и ясен. Он не стоит перед неразрешимой проблемой поиска решений в неизвестной области с неизвестной границей как задача классического подхода. В ней нет некорректных приемов линейной постановки.

Ненужным оказалось и понятие о статическом приложении действий. В его решении не использовано предположение о близости начального и конечного положений тела и, в виду этого, решение свободно от ограничений, накладываемых на величины перемещений.

Список литературы

1. Alexeyeva L.A., Duishenaliyev T.B., Sarsenov B.T. Dynamics of an Elastic Punsh on an Elastic Half-Plane wich Crack Formaion. Computational Mathematics and Mathematical Physics, 2020, Vol. 60, №9, pp. 1499–1517. ISSN 0965-5425.
2. Дуйшеналиев Т.Б. Неклассические решения механики деформируемого тела. Москва, Изд-во МЭИ, 2017, 400 с.
3. Duishenaliyev, T[uratbek]; Duishembiev, A[Imaz]; Mekenbaev B[aktybek] (2018). Criterion for verification of the generalized Law of Hooke. Chapter 01 in DAAAM International Scientific Book 2018, pp. 001-010, B. Katalinic (Ed.), Published by DAAAM International, ISBN 978-3-902734-xx-x, ISSN 1726-9687, Vienna, Austria. DOI: 10.2507 / daaam.scibook. 2018.09.
4. Дуйшеналиев Т.Б., Дуйшембиев А.С., Хроматов В.Е., Щугорев В.Н. Статическая краевая задача и ее решения. Материалы XXV Международного симпозиума «Динамические и технологические проблемы механики конструкций и сплошных сред» им. А.Г.Горшкова. Том 1.–

Москва: Издательство МАИ (НИУ) (ISBN 978-5-6041894-6-7), 2019. – С. 88–90.

5. Almaz S. Duishembiev, Turatbek B. Duishenaliyev, Danil R. Talipov. Virtualization of the Behavior of Structures from Rubber-like and Metal Composites. Published in: 2020 V International Conference on Information Technologies in Engineering Education (Inforino). Date Added to IEEE *Xplore*: 09 June 2020. Electronic ISBN: 978-1-7281-4810-6. Print on Demand(PoD) ISBN: 978-1-7281-4811-3.

6. Ильюшин А.А. Механика сплошной среды. [Текст] / А.А. Ильюшин - М.: Изд-во Моск. ун-та, 1971. -248 с.

7. Лурье А.И. Нелинейная теория упругости [Текст] / А.И. Лурье. - М.: Наука, 1980.- 512 с.

8. Ляв А. Математическая теория упругости [Текст] / А.Ляв. - М.: ОНТИ, 1935.- 674 с.

9. Мусхелишвили Н.И. Некоторые основные задачи математической теории упругости [Текст] / Н.И. Мусхелишвили. - М.: Наука, 1966.-707 с.

10. Новацкий В. Теория упругости [Текст] / В. Новацкий. - М.: Мир, 1975.- 872 с.

11. Седов Л.И. Механика сплошной среды [Текст] / Л.И. Седов. Т. 1, 2. - М.: Наука, 1983, 1984.

УДК 539.319

Применение натурной тензометрии для исследования НДС конструкций, подверженных воздействию жидкометаллического теплоносителя при высоких температурах

С.В. Маслов, к.т.н.

maslovsv@inbox.ru

ФГБУН Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, (ИМАШ РАН), г. Москва

Аннотация

Разработана методика исследований напряженно-деформированного состояния (НДС) элементов конструкций, подверженных воздействию агрессивного жидкометаллического с температурой до 500 °С. Для решения задачи используются тензорезисторы, устанавливаемые на внутренних и наружных поверхностях оборудования. Проведена проверка работоспособности средств измерений при стендовых испытаниях в условиях, близких к эксплуатационным. Предложен алгоритм, позволяющий определить напряжения в опасных точках конструкции. Разработанная методика апробирована при испытаниях атомного реактора типа БН.

Ключевые слова:

натурная тензометрия, напряжённо-деформированное состояние, энергетические установки, жидкометаллический теплоноситель, расчётно-экспериментальные методы

Постановка задачи

В связи с повышением рабочих параметров создаваемых энергетических, транспортных и специальных установок [1] возникает задача создания или усовершенствования методов и средств экспериментального контроля, обеспечивающих получение информации о напряженном состоянии наиболее нагруженных элементов подобных конструкций при стендовых испытаниях и эксплуатации. Несмотря на достигнутый в настоящее время прогресс в развитии численных методов анализа НДС сложных конструкций, экспериментальный контроль напряженного состояния не потерял актуальности [2, 3], так как позволяет получать данные об истории изменения НДС в условиях реальной эксплуатации энергоустановок, которые отличаются от расчётных. В особенности это относится к конструкциям со сложной геометрией, подверженным непредсказуемым изменениям температурного состояния, которые невозможно предсказать теоретически. К сожалению, имевшиеся ранее компетенции отечественных исследовательских и конструкторских центров в создании и применении средств экспериментального контроля, применимых в экстремальных условиях эксплуатации (при температурах выше 450 °С и наличии агрессивного теплоносителя) [4–6] в настоящее время во многих случаях утрачены и нуждаются в восстановлении и дальнейшем развитии. Настоящая работа связана с разработкой средств и алгоритмов расчётно-экспериментального исследования НДС, применимых в условиях эксплуатации атомных реакторов на быстрых нейтронах типов БН, БРЕСТ и аналогичных, в которых в качестве теплоносителя используется жидкий металл (натрий, свинец, сплав свинец-висмут и др.).

Разработка средств измерений и их стендовые испытания

Для измерения деформаций в указанных выше условиях необходимо применение тензорезисторов, имеющих стабильные метрологические характеристики при температурах 520–540 °С. Единственным отечественным

типом тензорезисторов, имеющим характеристики, близкие к требуемым, являются тензорезисторы НМТ-450, разработанные ранее в ИМАШ РАН и изготавливаемые до настоящего времени ограниченными партиями в ОКБ «Гидропресс». В связи с тем, что максимальная рабочая температура этих тензорезисторов ниже требуемой, потребовалась разработка специальной методики их предварительной термообработки, заключающейся в длительных выдержках при температуре 540 °С и подборе в пары «рабочий-компенсационный» по трём параметрам: начальному сопротивлению, температурной характеристике и параметрам дрейфа. В результате удалось создать тензорезисторы с увеличенной длиной металлической подложки, пригодные для изготовления герметичных тензодатчиков (гермотензодатчиков), имеющих встроенную термопару для контроля их температурного состояния. Их отличительной особенностью является малая тепловая инерция, связанная с наличием автономной защиты от воздействия теплоносителя – защитной фольги их стали X18H10T толщиной 0,1 мм. Гермотензодатчик соединяется с защитной трубкой диаметром 2 мм через переходной узел (переходник), прикреплённый к верхней части защитной фольги. Для обеспечения герметичности зоны соединения переходника с фольгой рассматривалось несколько вариантов технологии изготовления гермотензодатчика: 1) пайка серебряным припоем ПСр72 по ГОСТ 19738-2015, 2) точечная контактная сварка с наложением точек приварки, 3) пайка припоями ВПр4 и ВПр7 (разработка ВИАМ) по ГОСТ Р 53542—2009. Для проверки работоспособности разработанных средств измерений, изготовленных по различным вариантам технологии герметизации, были проведены их испытания на стенде с натурным теплоносителем в условиях воздействия термоциклических нагрузок (нагревы до 540 °С с последующими быстрыми расхолаживаниями до 250 °С со скоростью 5–10 град/с).

В результате стендовых испытаний длительностью 500 часов получены результаты, приведенные в таблице 1.

Таблица 1

Нарушение (-) или сохранение (% исправных образцов) герметичности тензорезисторов, изготовленным по разным технологиям соединения переходника с верхней фольгой

Вариант герметизации переходника	Выдержка 50 часов при температуре 250 °С	Герметичность после 50 термических циклов	Герметичность после 100 термических циклов	Герметичность после 500 термических циклов
Пайка, припой ПСр72	0%	-	-	-
Пайка, припой ВПр4 (ВИАМ)	80 %	33 %	-	-
Пайка, припой ВПр7 (ВИАМ)	100 %	100 %	100 %	92 %
Точечная приварка	100 %	100 %	84 %	42 %

Как следует из таблицы, использование технологии пайки припоями ПСр72 и ВПр4 не приводит к приемлемым результатам из-за вымывания припоя из зоны пайки. Использование контактной сварки со сплошным наложением пятен приварки возможно при небольшой длительности воздействия теплоносителя и малом числе термических циклов. Анализ состояния тензорезисторов после испытаний показал, что нарушение герметичности происходит в зоне контактной сварки и связано, видимо, с циклической усталостью металла в зоне концентрации напряжений. Наилучшие результаты получены при использовании технологии пайки припоем ВПр7 (пайка в вакууме или среде защитного газа). На рисунке 1 показан внешний вид модели элемента конструкции с тензорезисторами перед её установкой на стенде и фотографии поверхности верхней фольги тензорезисторов до и после испытаний, полученные с помощью микроскопа «StereoScan» (увеличение $\times 2000$).

быстрых изменениях температуры теплоносителя. В то же время в элементах 2-го контура – промежуточных теплообменниках и модулях парогенераторов при быстрых изменениях температур теплоносителей могут возникать значительные температурные напряжения в зонах сопряжения корпусных элементов разной теплоёмкости. Изучение закономерностей изменения НДС в таких зонах является важной задачей, так как при высоких температурах возникающие напряжения могут вызвать накопление остаточных деформаций и привести к опасному остаточному формоизменению и потере работоспособности конструкции. Поэтому для исследований НДС с применением опытных средств измерений и разработанной методики выбраны элементы промежуточного теплообменника (ПТО) – зоны перехода верхней плиты трубной доски и верхней плиты блока защиты в цилиндрические оболочки корпуса ПТО. В связи с ограниченной стойкостью малоинерционных средств измерений к воздействию агрессивной среды исследования проводились в период пусконаладочных испытаний энергоустановки. Для этого использована опытная партия герметичных тензорезисторов, аналогичных использованным при проведенных стендовых испытаниях. Особенностью методики проведения тензоизмерений является применения специальной выборки тензорезисторов, установленных в зоне максимальных температур на ненагруженных образцах материала натурной конструкции. Обработка показаний этих тензорезисторов позволяет определить случайную погрешность измерений, связанную с дрейфом температурных характеристик первичных преобразователей и влиянием внешних электромагнитных помех. Подобная методика является новой разработкой, характерной для длительных тензоизмерений при переменных температурах, превышающих 350 °С. На рисунке 2 приведены некоторые результаты определения напряжений в элементах ПТО.

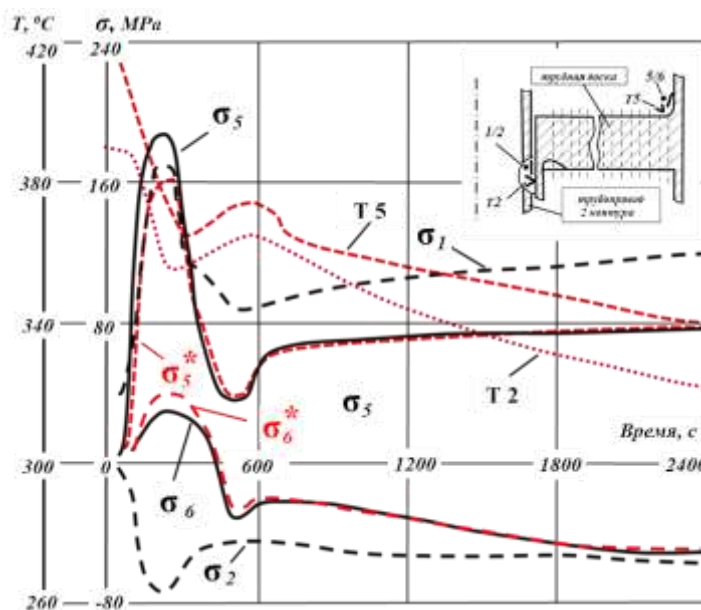


Рис. 2 – Напряжения и температуры в зоне трубной доски промежуточного теплообменника реактора БН при режиме срабатывания аварийной защиты. Схема расположения измерительных точек – на фрагменте (справа вверху)

Как видно из приведенных графиков, наибольшие напряжения возникают в зонах сопряжения элементов с различной теплоёмкостью и имеющих разные скорости изменения температуры металла. Функции изменения напряжений во времени имеют немонотонный характер из-за сложного характера теплообмена в циркуляционном контуре, учёт которого при расчётном анализе температурных полей затруднителен.

Разработанный алгоритм обработки результатов тензоизмерений, реализуемый в информационно-измерительной системы реакторов типа БН и аналогичных имеет особенности, связанные с существенным изменением механических свойств конструкционных материалов при рабочих температурах и возможным возникновением пластических зон в местах установки тензорезисторов. Поэтому для определения напряжений по величинам измеренных деформаций вместо формул [4], рассчитанных на упругое поведение материала и условно принимаемое постоянство механических свойств материалов, необходимо учитывать:

- функциональную зависимость модуля упругости от температуры;

– историю предварительного нагружения металла в измерительной точке (учёт особенностей диаграммы деформирования, упругое или неупругое поведения материала);

– повышение коэффициента Пуассон при появлении пластических зон.

В частности, показанные на рисунке 2 измеренные функции изменения напряжений σ_1 , σ_2 , σ_5 , σ_6 , построенные измерительной системой с применением классических алгоритмов, должны быть перестроены с учётом пластического поведения материала. Соответствующие функции для измерительной точки 5/6 показаны на рисунке красными кривыми, имеющими в обозначениях напряжений верхний индекс «*».

Алгоритмы определения НДС внутренних поверхностей оборудования реакторов БН по результатам косвенных измерений

К сожалению, разработанные средства экспериментального контроля не могут обеспечить прямые измерения деформаций в опасных зонах внутренних поверхностей оборудования в течение длительного времени. Поэтому для построения истории изменения НДС в этих зонах целесообразно использовать математические модели, использующие в качестве исходных данных результаты измерений, полученные для контролируемых точек наружной поверхности конструкции. Адекватность создаваемых моделей может проверяться в начальный период эксплуатации, когда имеются прямые экспериментальные данные о напряжениях, возникающих в опасных точках внутренних поверхностей элементов. Для расчётного определения НДС в опасных точках (в том числе в зонах пластических деформаций) используются численные методы, обеспечивающие необходимую точность вычислений при условии корректного задания температурных полей. В то же время расчётное определение полей температур при быстрых тепловых процессах и при сложном характере изменения температуры теплоносителя не всегда обеспечивает достаточную точность результатов из-за неопределённостей в задании исходных данных – в частности, граничных

условий температурной задачи. Поэтому для построения температурных полей необходимы экспериментальные данные, использование которых обеспечивает устранение указанных неопределенностей.

Для расчётного определения НДС в наиболее нагруженных элементах ПТО необходимо, в частности, задание функции изменения во времени температуры теплоносителя и условий теплообмена стенок конструкции с теплоносителем. С этой целью предлагается использовать алгоритм, состоящий из 2-х этапов.

На первом этапе решается задача построения температуры внутренней поверхности горизонтального участка трубопровода 2-го контура (на выходе из ПТО). Для этого можно использовать решение обратной задачи термоупругости, при котором для построения искомой функции температуры используются результаты измерений напряжений на наружной поверхности трубопровода.

Измеряемые на наружной поверхности напряжения в рассматриваемый интервал времени $[0, \tau_N]$ представляются в виде:

$$\sigma_n = \sum_{i=1}^k \varphi_{1+i} \Delta T_{n-1} \quad (1)$$

где σ_n – напряжения на поверхности в конце промежутка разбиения интервала времени с номером « n », φ_{1+i} – матрица преобразования, ΔT_{n-1} – неизвестное повышение температуры на участке разбиения интервала времени с номером $(n - i)$.

Элементы матрицы φ_{1+i} являются напряжениями в конце промежутка времени τ_{1+i} , вызванные единичным линейным повышением температуры внутренней поверхности в промежутке времени $(n - i - 1, n - i)$. Физический смысл матричного оператора приводит к его инвариантности по отношению к моменту начала отсчёта времени τ_n , каждый элемент матрицы определяется только разностью номеров i . Элементы матрицы вычисляются

расчётным методом (расчётом в ANSYS), в качестве исходных данных используются известные механические и физические свойства материала и геометрии конструкции. В формуле (1) имеется в виду, что влияние линейного скачка температуры на напряжения распространяется только на определенное число шагов, обозначенное индексом « k ». Такой подход к задаче использует принцип суммирования полей температур, вызванных различными температурными воздействиями со стороны внутренней поверхности. Метод построения функции изменения температуры внутренней поверхности и порядок дискретизация функции изменения напряжений на наружной поверхности приведены на рис. 3.

На втором этапе решается задача построения функции изменения температуры теплоносителя при постоянном коэффициенте теплоотдачи.

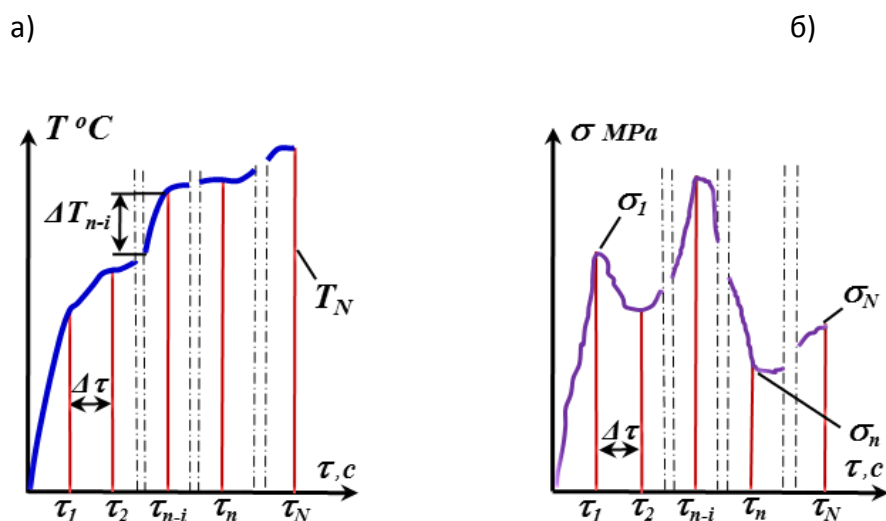


Рис. 3 – Моделирование процесса нагружения конструкции:

- а) представление функции изменения температуры внутренней поверхности;
- б) – дискретизация функции изменения напряжений на наружной поверхности

При известных начальной и конечной температуре теплоносителя выбирается функция, при использовании которой расчётные значения температур в промежуточных точках разбиения временного интервала наиболее близки к измеренным, для этого используется метод наименьших квадратов.

Выводы

В результате стендовых испытаний установлено, что разработанные средства экспериментального контроля НДС внутренних поверхностей атомных реакторов с жидкометаллическим теплоносителем работоспособны в среде жидкого натрия при температуре до 540 °С в условиях термоциклирования размахом 250 °С в течение 500 часов. Выполненные натурные исследования НДС теплообменника реактора типа БН подтвердили работоспособность разработанной методики и позволили получить данные о напряжениях, возникающих в конструкции. Опыт проведенных исследований позволил предложить методику определения НДС внутренних поверхностей оборудования реакторов БН по результатам косвенных измерений.

Список литературы

1. Бабушкин С.В., Васильев Б.А., Васяев А.В., Воронцов В.Е., Душев С.А., Зверев Д.Л., Кирюшин А.И., Марова Е.В., Седаков В.Ю., Староверов А.И., Тимофеев А.В., Шепелев С.Ф. Реакторные установки с быстрыми реакторами с натриевым теплоносителем для двухкомпонентной ядерной энергетики // Атомная энергия. 2020. Т. 129. № 1. С. 20–29.
2. Махутов Н.А., Матвиенко Ю.Г., Романов А.Н. и др. Проблемы прочности, техногенной безопасности и конструкционного материаловедения. Москва, издательство Ленанд, 2018. 720 с.
3. Razumovskii I.A., Chernyatin A.S., Fomin A.V. Experimental-Computational Methods for Determination the Stress-Strain State of Structural Components // Inorganic Materials. 2014. V. 50. No. 15. P. 1528–1536.
4. Дайчик М.Л., Пригоровский Н.И., Хуршудов Г.Х. Методы и средства натурной тензометрии. Справочник. М.: Машиностроение, 1989. 240 с.

5. Экспериментальные исследования напряжений в конструкциях / под ред. Н.А.Махутова. М.: Наука, 1992. 202 с.

6. Маслов С.В., Хуршудов Г.Х., Городов Г.Ф. Исследования напряженного состояния теплообменника реактора БН-600 при пусконаладочных работах и освоении мощности аппарата // Вопросы атомной науки и техники. Серия: Физика и техника ядерных реакторов. Научно-технический сборник, выпуск 7(44). М.: Госкомитет по использованию атомной энергии СССР, 1984. С. 25–29.

УДК 620.1

Создание образца для настройки дефектоскопа при ультразвуковом контроле непрочности в клеевом соединении головных обтекателей летательных аппаратов

А.А. Филатов; А.В. Терехин, к.т.н.; С.И. Минин, д.т.н.; Д.И. Чулков;
М.Е. Типикин; В.С. Разкевич; В.Ф. Атрощенко

info@technologiya.ru

АО «ОНИИ «Технология» им. А.Г. Ромашина» Государственный научный центр Российской Федерации

Аннотация

В данной статье представлены результаты создания настроечного образца с имитатором непрочности для настройки чувствительности и развертки дефектоскопа при проведении ультразвукового контроля клеевого соединения между керамической оболочкой и стеклопластиковым теплозащитным экраном в сборе со шпангоутом головного антенного обтекателя.

Ключевые слова:

качество клеевого соединения, неразрушающий контроль, ультразвуковой контроль, настроечный образец

Введение

Основным элементом высокоскоростных летательных аппаратов (ЛА) ракетной техники, во многом определяющий их характеристики, является головной антенный обтекатель (ГАО), представляющий собой конструкцию из радиопрозрачной керамической оболочки и металлического шпангоута, соединенные посредством адгезионного слоя.

Для дополнительной защиты антенного оборудования при длительном высокотемпературном аэродинамическом воздействии, в конструкцию ГАО включают теплозащитный экран, выполненный из стеклопластика [1].

Соединение керамической оболочки и теплозащитного экрана в сборе со шпангоутом осуществляется через клеевой слой высокотемпературного клея-герметика (рисунок 1). Наличие зон непрочности в данном соединении снижает надежность конструкции ГАО и может привести к выходу из строя ЛА. В связи с этим возникает необходимость обеспечения неразрушающего контроля (НК) качества данного соединения на наличие непрочности.

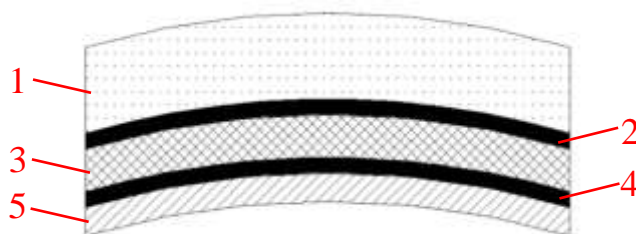


Рис. 1 – Состав стенки ГАО в зоне клеевого соединения.
1 – керамическая оболочка, 2 – клеевой слой,
3 – теплозащитный экран, 4 – клеевой слой, 5 – шпангоут

Для контроля качества клеевого соединения между теплозащитным экраном и шпангоутом используется рентгенографический метод. На рисунке 2 представлен рентгеновский снимок фрагмента зоны клеевого соединения «теплозащитный экран – шпангоут».

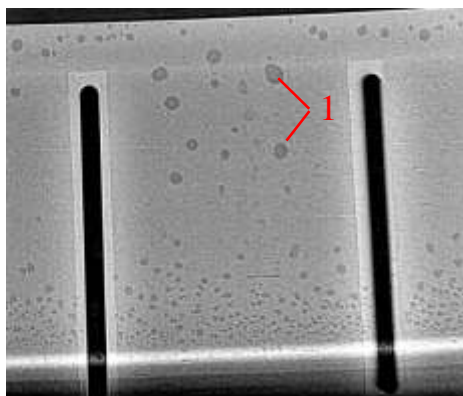


Рис. 2 – Рентгеновский снимок с непроклеями в клеевом соединении «теплозащитный экран – шпангоут». 1 – непроклеи

Как видно из рисунка 2, непроклеи в клеевом соединении «теплозащитный экран-шпангоут» имеет достаточную контрастность на рентгеновском снимке и однозначно выявляем.

Однако, для контроля клеевого соединения между керамической оболочкой и теплозащитным экраном в сборе со шпангоутом метод не нашел применения, ввиду низкого радиографического контраста, вызванного большой разностью плотности материалов конструкции, и малой величиной клеевого зазора, соизмеримого с абсолютной чувствительностью метода, определенной по ГОСТ 7512-82 [2]. На рисунке 3 представлен рентгеновский снимок фрагмента зоны клеевого соединения «керамическая оболочка – теплозащитный экран в сборе со шпангоутом» с канавочным эталоном.

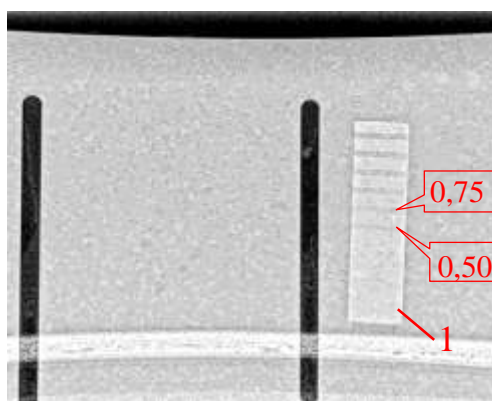


Рис. 3 – Рентгенографический снимок зоны клеевого соединения «керамическая оболочка – теплозащитный экран в сборе со шпангоутом» с канавочным эталоном.

1 – канавочный эталон

По полученному рентгеновскому снимку (рисунок 3), абсолютная чувствительность радиографического метода при контроле зоны клеевого соединения «керамическая оболочка – теплозащитный экран в сборе со шпангоутом» по канавочному эталону, составляет более 0,5 мм (канавка глубиной 0,5 мм едва различима и отчетливо видна канавка глубиной 0,75 мм). Таким образом, при толщине клеевого слоя $0,4 \pm 0,2$ мм, чувствительность метода ограничена и не позволяет достоверно выявлять наличие непрочности.

Наибольшую эффективность для контроля дефектов рассматриваемого соединения показали акустические методы, а именно, реверберационный и теневой метод ультразвукового контроля [4].

Достоверность контроля акустическими методами сильно зависит от настройки параметров дефектоскопа. Согласно ГОСТ Р 55724-2013 и ГОСТ Р ИСО 16811-2016 [5, 6] настройку дефектоскопа требуется проводить на настроенном образце (НО) с искусственным дефектом, размеры которого, соответствуют размерам максимально допустимого естественного дефекта, определяемого из условий эксплуатации и прочностных расчётов конструкции. Кроме этого, НО должен быть изготовлен из материала, аналогично материалу готового изделия, а также иметь схожую форму и шероховатость поверхности. Таким образом, для проведения ультразвукового контроля клеевого соединения керамической оболочки и теплозащитного экрана в сборе со шпангоутом ГАО, необходимо иметь образец с заданной площадью имитатора непрочности.

Целью данной работы является создание НО с имитатором непрочности для настройки чувствительности и развертки дефектоскопа при проведении ультразвукового контроля клеевого соединения между керамической оболочкой и стеклопластиковым теплозащитным экраном в сборе со шпангоутом ГАО.

Основная часть

Существует способ имитации дефекта непрочлея в многослойных конструкциях с помощью закладных элементов, выполняемый следующим образом. Перед сборкой образца, в клеевое соединение между теплозащитным экраном в сборе со шпангоутом и керамической оболочкой помещают закладные элементы (металлические пластины заданной ширины, длины и геометрии). На рисунке 4 представлен внешний вид и рентгеновский снимок образца с закладными элементами.

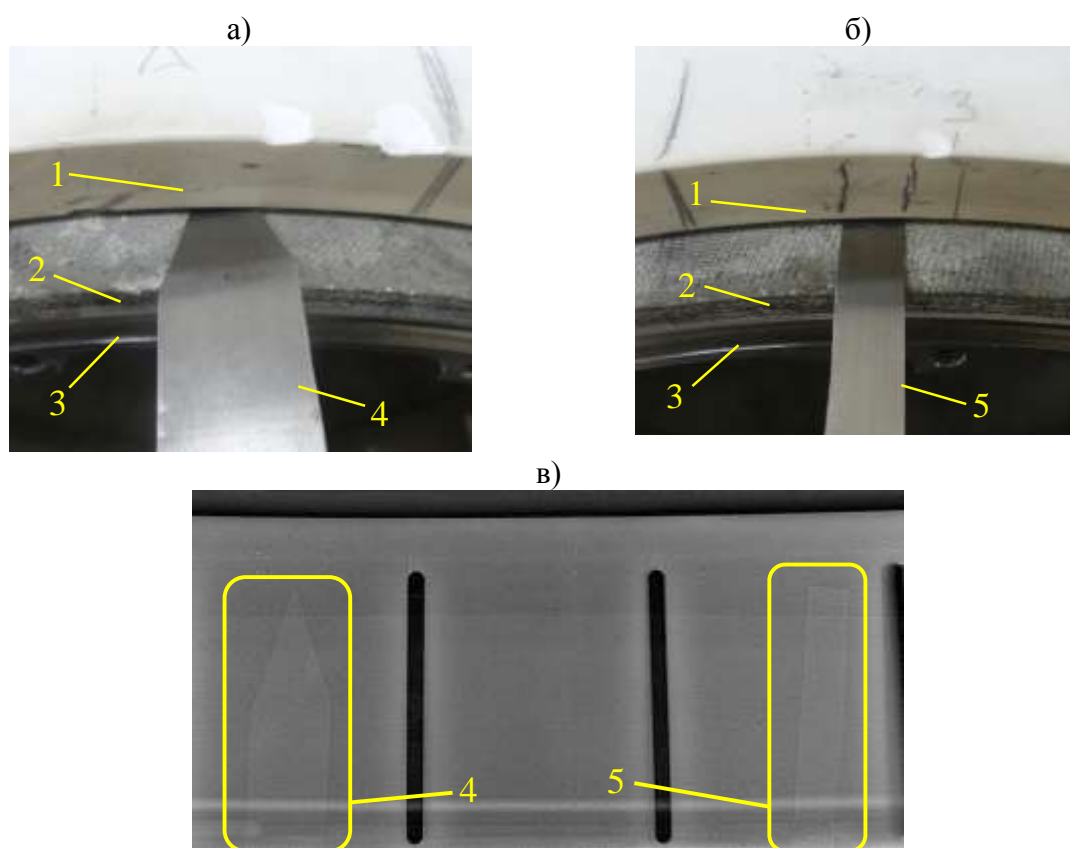


Рис. 4 – Фотографии фрагмента образца и закладных элементов (а, б) и рентгеновский снимок фрагмента образца с заложеными закладными элементами (в).

- 1 – керамическая оболочка, 2 – теплозащитный экран,
3 – шпангоут, 4 – закладной элемент в виде остроконечной полосы,
5 – закладной элемент в виде прямоугольной полосы

Недостатком способа является невозможность имитации непрочлея клеевого соединения малых размером с замкнутым контуром, а также высокая вероятность нарушения границ закладываемого непрочлея при извлечении металлических пластин, что может привести к некорректной

настройке чувствительности дефектоскопа. В связи с этим был предложен способ изготовления НО, лишенного указанных недостатков, заключающийся в следующем.

Из собранного ГАО был изготовлен фрагмент, используемый в качестве заготовки НО. Так как фрагмент не должен содержать дефектов в зоне расположения искусственного непрочлея, которые могут оказать отрицательное влияние на оценку качества готового изделия, был проведен неразрушающий контроль элементов конструкции ГАО (шпангоут, керамическая оболочка и теплозащитный экран) визуальным-оптическим, ультразвуковым и рентгеновскими методами. Также в процессе сборки ГАО был выполнен рентгеновский контроль клеевого соединения между теплозащитным экраном и шпангоутом. В результате контроля, дефектов обнаружено не было.

Далее в заготовке НО было выполнено глухое отверстие диаметром 15 мм со стороны шпангоута через слой теплозащитного экрана до керамической оболочки без углубления в неё. Важно отметить, что с целью контроля заложенных характеристик НО и его метрологической аттестации, на каждом этапе создания образца его элементы подвергались визуальном-измерительному контролю и рентгеновской компьютерной томографии. На рисунке 5 представлена томограмма заготовки образца с выполненным глухим отверстием.

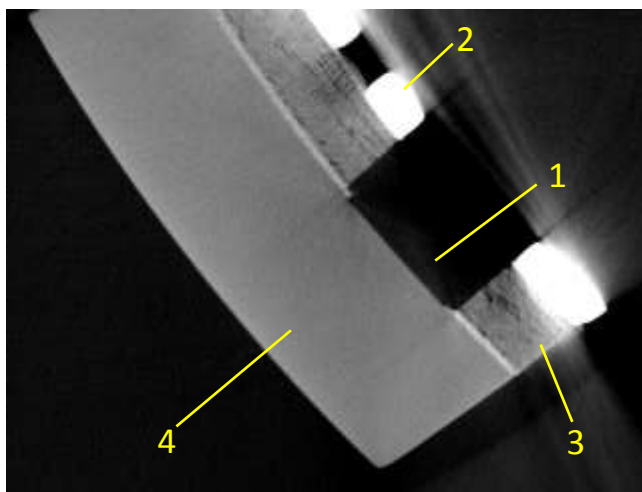


Рис. 5 – Томограмма заготовки образца с выполненным глухим отверстием.
1 – глухое отверстие диаметром 15 мм, 2 – шпангоут,
3 – теплозащитный экран, 4 – керамическая оболочка

Как видно из томограммы (рисунок 5), после выполнения глухого отверстия нарушений поверхности керамической оболочки не обнаружено.

Следующим шагом, было изготовление заглушки с имитатором дефекта, для последующей её вклейки в отверстие. Заглушка состояла из соединенных между собой термостойким клеем-герметиком двух цилиндров диаметром $15,0^{0,1}$ мм. Один цилиндр выполнен из материала теплозащитного экрана, а другой из материала шпангоута.

Для создания искусственного непрочлея, было выполнено плоскодонное отверстие глубиной 1,5 мм и диаметром 3,5 мм в цилиндре из теплозащитного экрана (рисунок 6а). Размер плоскодонного отверстия регламентирован требованиями минимально выявляемого непрочлея в клеевом соединении ГАО.

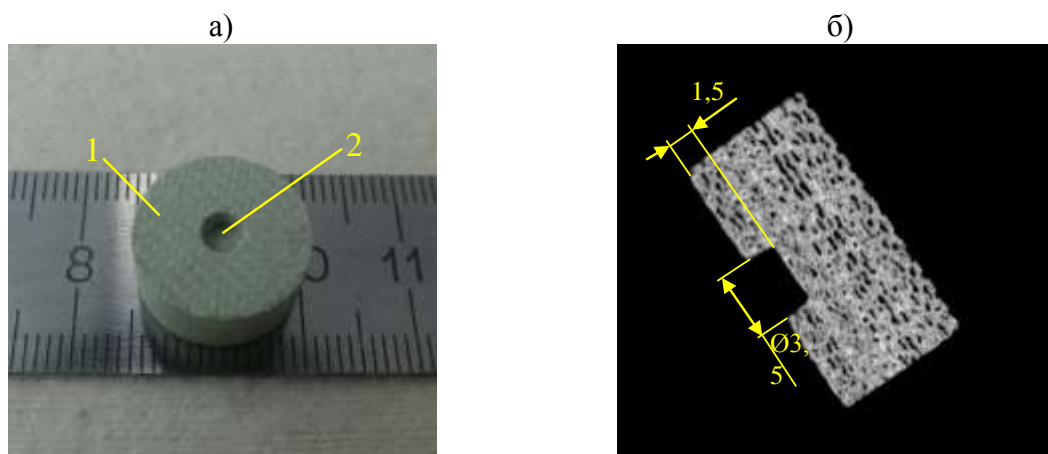


Рис. 6 – Фотография внешнего вида (а) и томограмма (б) элемента заглушки из материала теплозащитного экрана с плоскодонным отверстием.

1 – цилиндр из теплозащитного экрана,
2 – плоскодонное отверстие глубиной 1,5 мм и диаметром 3,5 мм

По полученной томограмме (рисунок 6б), были проконтролированы плоскодонность и соответствие размеров отверстия в элементе заглушки заложенным требованиям.

Для набора толщины клеевого соединения и минимизации риска попадания клея-герметика в плоскодонное отверстие цилиндра из теплозащитного экрана, при вклейке его в отверстие заготовки НО, был изготовлен тонкий слой полимеризованного клея-герметика диаметром 15,0 мм и толщиной $0,2 \pm 0,1$ мм. Полимеризованный слой адгезионно-связывался с поверхностью керамической оболочки в отверстии заготовки через тонкий (менее 0,1 мм) клеевой слой. Качество склейки контролировалось на следующем этапе сборки образца.

Одним из самых сложных и ответственных этапов являлся процесс вклеивания элемента заглушки из теплозащитного экрана (рисунок 6) в отверстие заготовки НО (рисунок 5). В ходе данной операции требовалось обеспечить равномерность распределения герметика в зазорах между фрагментом заглушки и отверстием в заготовке НО, а также не допустить нарушения полимеризованного слоя и заполнения плоскодонного отверстия.

Качество вклейки фрагмента заглушки из теплозащитного экрана контролировалось по томограмме на рисунке 7.

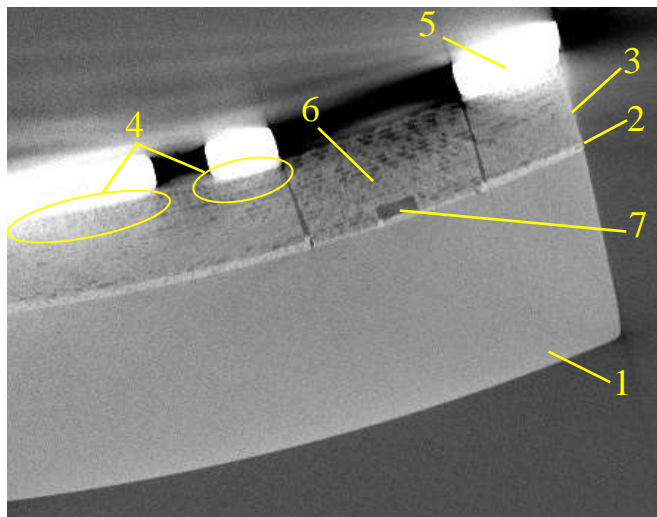


Рис. 7 –Томограмма заготовки НО с клееным элементом заглушки из теплозащитного экрана. 1 – керамическая оболочка, 2 – контролируемое клеевое соединение, 3 – теплозащитный экран, 4 – зоны нерезкости изображения, 5 – шпангоут, 6 – элемент заглушки с плоскодонным отверстием, 7 – имитатор непрочлея

Как видно из рисунка 7, удалось обеспечить полную адгезию склеиваемых элементов. Попадание клея-герметика в плоскодонное отверстие не обнаружено. Итоговая толщина клеевого слоя соответствует допуску и составляет $0,35 \pm 0,10$ мм.

На заключительном этапе создания образца, необходимо было произвести склейку цилиндрического элемента заглушки, изготовленного из шпангоута, с теплозащитным экраном. Сложность данного этапа заключается в невозможности проверки качества его выполнения методом рентгеновской компьютерной томографии, что обусловлено следующим. Высокая плотность материала шпангоута обосновывает необходимость увеличения рабочего напряжения и тока рентгеновского аппарата, что сказывается на снижении резкости отображения краёв теплозащитного экрана и шпангоута на томографическом изображении и приводит к невозможности точного выделения границ клеевого соединения «теплозащитный экран-шпангоут». В

связи с этим, качество клеевого соединения элемента заглушки из шпангоута и теплозащитного экрана подтверждалось теневым ультразвуковым методом.

На рисунке 8 представлены фотографии участка НО с вклеенной заглушкой с имитатором непрочлея. В соответствии с заложенными требованиями, площадь имитатора непрочлея составляет $9,6 \text{ мм}^2$.



Рис. 8 – Фотографии вклеенной заглушки: вид с боку (а) и сверху (б).
1 – заглушка с искусственным непрочлеем, 2 – шпангоут,
3 – теплозащитный экран, 4 – керамическая оболочка

Следующим шагом была экспериментально апробирована процедура настройки дефектоскопа для проведения реверберационного и теневого ультразвукового контроля.

Реверберационный метод является разновидностью эхо-метода, и представляет собой процесс многократных отражений волн в объекте [7]. Метод использует влияние зоны нарушения сплошности соединения материалов с различными значениями характеристических импедансов и коэффициентов затухания акустических волн на скорость уменьшения амплитуд переотраженных импульсов в слое с меньшей величиной коэффициента затухания [8]. На рисунке 9 представлена схема реализации описываемого метода.

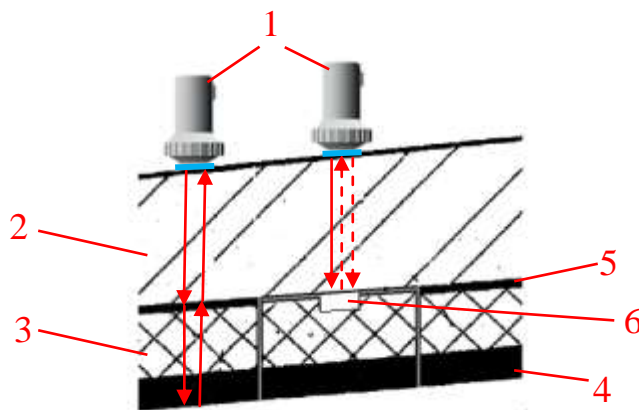


Рис. 9 – Схема реализации контроля реверберационным методом.
1 – источник и приёмник ультразвуковых волн,
2 – керамическая оболочка, 3 – теплозащитный экран, 4 – шпангоут,
5 – контролируемое клеевое соединение, 6 – имитатор непроклея

С помощью прямого пьезоэлектрического преобразователя рабочей частотой 2,25 МГц, в соответствии со схемой на рисунке 9, были получены осциллограммы сигналов при установке пьезоэлектрического преобразователя на дефектном и бездефектном участках НО. Полученные осциллограммы представлены на рисунке 10. Частота пьезоэлектрического преобразователя в 2,25 МГц обусловлена оптимальными условиями образования реверберационных сигналов в зоне нарушения сплошности соединения керамической оболочки и клеевого слоя. Для обеспечения акустического контакта использовался водный спиртовой раствор.

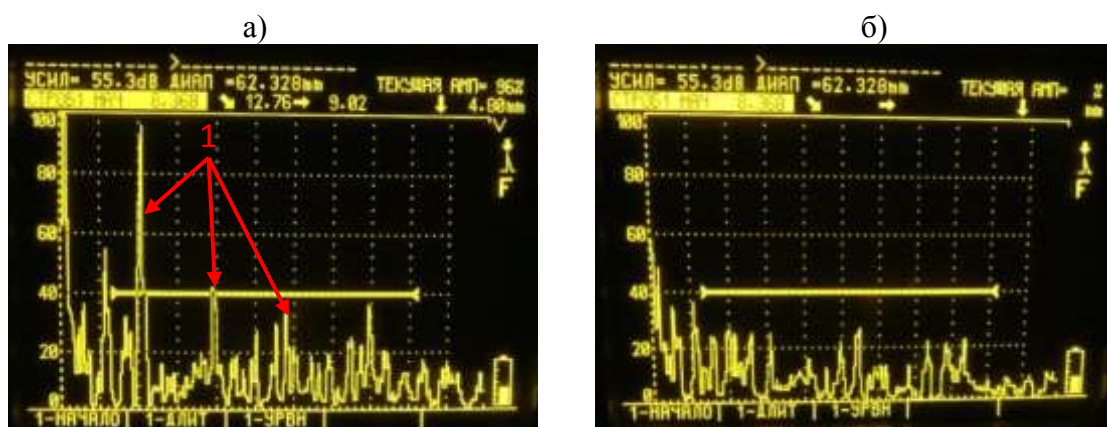


Рис. 10 – Осциллограммы сигналов от дефектного (а) и бездефектного (б) участка НО при контроле реверберационным методом.
1 – переотраженные сигналы от имитатора непроклея

Из осциллограмм на рисунке 10 видно, что на участке с непроклеем наблюдается возрастание ультразвуковых шумов за счет многократного переотражения ультразвуковой волны от границы раздела «керамическая оболочка – имитатор непроклея». Возникает реверберационный эффект. На бездефектном участке ультразвуковые шумы ослабевают, так как часть ультразвуковой волны проходит через клеевой слой «керамическая оболочка – теплозащитный экран в сборе со шпангоутом», затухая в материале теплозащитного экрана. Сигналы от дефектного и бездефектного участка НО однозначно различимы, что позволяет сделать вывод о корректности его использования для настройке дефектоскопа при проведении контроля реверберационным методом.

Признаком обнаружения дефекта при проведении теневого ультразвукового контроля является ослабление амплитуды прошедших через объект контроля ультразвуковых волн [9]. Схема реализации теневого метода контроля непроклея представлена на рисунке 11.

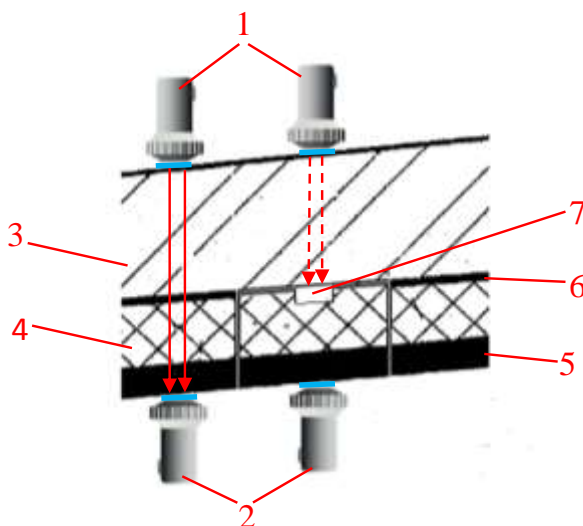


Рис. 11 – Схема реализации контроля теньевым методом.

1 и 2 – источник и приёмник ультразвуковых волн, 3 – керамическая оболочка,
4 – теплозащитный экран, 5 – шпангоут,
6 – контролируемое клеевое соединение, 7 – имитатор непроклея

В соответствии со схемой на рисунке 11, был проведён теневой контроль НО с помощью пьезоэлектрических преобразователей с рабочей частотой 2,25 МГц, обусловленной оптимальным соотношением чувствительности метода и затухания ультразвуковых волн. На рисунке 12 приведены осциллограммы с экрана дефектоскопа при установке преобразователей на бездефектном участке и на участке с имитатором непрочности.

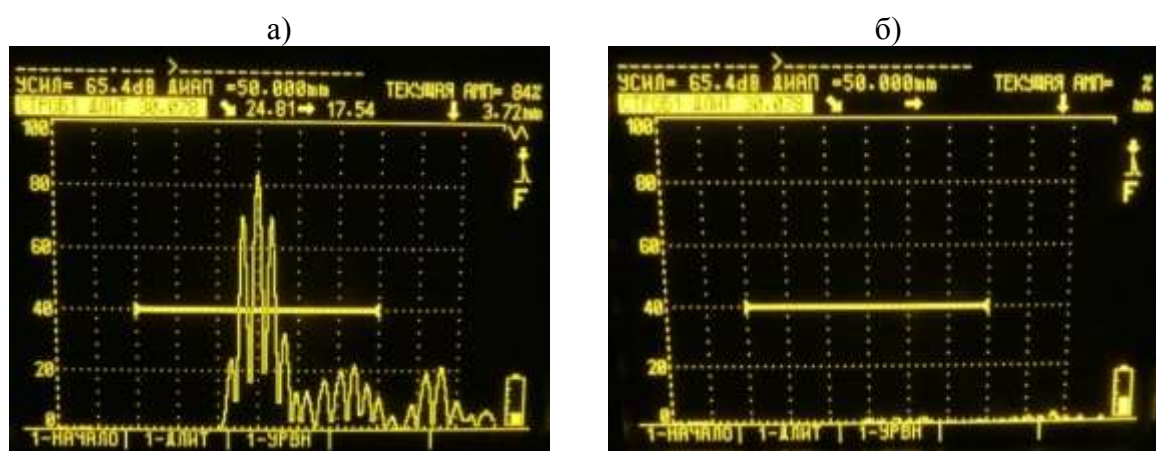


Рис. 12 – Осциллограммы с экрана дефектоскопа при установке преобразователей на бездефектном участке (а) и на участке с имитатором непрочности (б)

Как видно из рисунка 12, при отсутствии непрочности между керамической оболочкой и теплозащитным экраном в сборе со шпангоутом приемный преобразователь регистрирует амплитуду прошедшего сигнала. В области искусственного непрочности амплитуда прошедшего сигнала сильно уменьшается и находится на уровне структурных помех. Полученные результаты свидетельствуют о том, что образец обеспечивает настройку параметров дефектоскопа и может быть использован при теневом ультразвуковом контроле клеевого соединения между керамической оболочкой и стеклопластиковым теплозащитным экраном в сборе со шпангоутом ГАО.

Заключение

Разработан и изготовлен НО с имитатором непрочности для настройки чувствительности и развертки дефектоскопа при проведении ультразвукового реверберационного и теневого контроля клеевого соединения между керамической оболочкой и стеклопластиковым теплозащитным экраном в сборе со шпангоутом ГАО. Конструкция, материалы, геометрия и шероховатость поверхности созданного НО идентичны стенке ГАО в зоне контролируемого клеевого соединения, что соответствует требованиям государственных стандартов. При настройке дефектоскопа на НО обеспечена возможность выявления непрочности с минимальным линейным размером до 3,5 мм. Экспериментальная апробация процедуры настройки чувствительности и развертки дефектоскопа показала, что сигналы от дефектного и бездефектного участка НО однозначно различимы. Это свидетельствует о том, что образец может быть использован при реверберационном и теневом ультразвуковом контроле клеевого соединения между керамической оболочкой и стеклопластиковым теплозащитным экраном в сборе со шпангоутом ГАО.

Список литературы

1. Патент РФ МПК H01Q1/42 // Антенный обтекатель./ Зарюгин Г.Д., Колоколов Л.И., Полетаев М.Е., Рогов Д.А., Русин М.Ю. Патент №2536361 от 20.12.2014 г.
2. ГОСТ 7512-82. Контроль неразрушающий. Соединение сварные. Радиографический метод.
3. ГОСТ Р 56787-2015. Композиты полимерные. Общие требования. 71 с.
4. Мурашов В.В. Контроль качества авиационных деталей из полимерных композиционных материалов и многослойных клееных конструкций // Авиационные материалы и технологии. 2013. С. 65–70.

5. ГОСТ Р 55724-2013. Контроль неразрушающий. Соединения сварные. Методы ультразвуковые.

6. ГОСТ Р ИСО 16811-2016. Неразрушающий контроль. Ультразвуковой контроль. Настройка чувствительности и диапазона.

7. Неразрушающий контроль: Справочник: В 8 т. / Под общ. ред. В. В. Клюева. Т. 3. И. Н. Ермолов, Ю. В. Ланге. Ультразвуковой контроль. – 2-е изд., испр. – М.: Машиностроение, 2006. – 864 с.

8. Мурашов В.В., Генералов А.С. Контроль изделий из ПКМ и многослойных клееных конструкций ультразвуковыми методами отражения // Авиационные материалы и технологии. 2017. №1. С. 69–74.

9. Методы акустического контроля металлов/Н.П. Алешин, В.Е. Белый, А.Х. Вopilкин и др.: Под ред. Н.П. Алешина. – М.: Машиностроение, 1989. – 456 с.

УДК 620.1

Оценка предельного состояния высоконагруженных металлоконструкций оболочек подходами R6 для расчета вероятности их разрушения

А.А. Чалый; А.Н. Юрин; А.Н. Терехин; С.В. Тимофеев; Е.А. Шиверский

АО «НИКИЭТ»

Аннотация:

Представлен подход к оценке предельного состояния высоконагруженных металлоконструкций. На текущий момент данный подход проходит апробацию на примере оценки вероятностей разрушения новых, нестандартных корпусов реакторов, разрабатываемых в АО «НИКИЭТ». Согласно результатам расчётных оценок вероятность разрушения реактора не превышала 10^{-7} на интервале в 1 год, что удовлетворяет требованиям НП-001-15.

Ключевые слова:

механико-статистическое моделирование, диаграмма опасности разрушения, предельные состояния, вероятность разрушения, метод монте-карло

Для новых типов реакторов с теплоносителем, отличным от классического водяного, наряду с недостаточностью нормативной базы отдельно стоят вопросы к оценке вероятности их разрушения, необходимость выполнения которой обусловлена требованием п.1.2.13 НП-001-15: «в проекте АС должно быть обосновано, что вероятность разрушения корпуса реактора одного блока АС на интервале в один год не превышает 10^{-7} ».

Корпус реактора может рассматриваться как сборная металлоконструкция, состоящая из высоконагруженных элементов конструкции (цилиндрических обечаек, пластин). В рамках данного доклада под высоконагруженными элементами понимаются элементы, работающие в зоне высоких температур до появления ползучести, и в которых возможно наличие локальной зоны, охваченной пластическими деформациями.

В силу отсутствия блоков аналогов со схожими конструкциями для обоснований надёжности конструкции применяется получивший широкое распространение метод механико-статистического моделирования (МСМ). Основой применения МСМ является сочетание детерминистических моделей механики разрушения с вероятностными подходами.

Наиболее универсальным подходом по оценке предельного состояния элементов конструкции является двухкритериальный подход английского стандарта R6 «Assessment of the integrity of structures containing defects», основанный на построении диаграмм опасности разрушения (ДОР), в рамках которого рассматривается возможность наступления таких предельных состояний, как:

– хрупкое разрушение в результате мгновенного распространения трещины в материале под действием приложенной нагрузки;

– вязкое разрушение, вызванное пластической нестабильностью сечения с трещиной (или перемычки с трещиной) под действием приложенной нагрузки;

– вязко-хрупкое разрушение с предварительным устойчивым докритическим ростом усталостной трещины до предельного размера.

Подходы к оценке пластической нестабильности сечения конструкции согласно R6 во многом схожи с отечественным нормативом ПНАЭ Г-7-002-86. Согласно обоим документам проводится категоризация напряжений с их предварительной линеаризацией на мембранные и изгибные составляющие, которые объединяют в группы и сравнивают с предельными (или допускаемыми) величинами. Разница между подходами состоит лишь в том, что в R6 вопрос оценки пластической нестабильности сечения конструкции рассмотрен шире: помимо анализа бездефектного брутто-сечения, предусмотрен анализ образования пластического шарнира (сечение, полностью охваченное пластическими деформациями) в сечении с трещиной (нетто-сечении). В целом же оба подхода между собой гармонизированы и не идут в разрез друг другу. Аналогичная ситуация наблюдается и в случае с оценкой хрупкого разрушения конструкции. Оба подхода допускают использовать как силовой критерий посредством сравнения коэффициента интенсивности напряжений (КИН) с вязкостью разрушения, так и более точный – энергетический критерий, основанный на вычислении J -интеграла (выбор критерия определяется в зависимости от полноты имеющихся для проведения анализа исходных данных). Одно из главных преимуществ подхода R6 по сравнению с ПНАЭ 7-002-86 заключается в возможности оценить смежную область (вязко-хрупкую) при одновременной проверке условий наступления вязкого и хрупкого разрушения.

В двухкритериальной процедуре R6 наступление перечисленных выше предельных состояний для каждого анализируемого участка высоконагруженного элемента конструкции может рассматриваться с учётом возможности деградации механических свойств и характеристик трещиностойкости конструкционных материалов элементов конструкции.

В конструкции предварительно выделяются наиболее нагруженные зоны и поверхности, в которых постулируется трещина, и выполняется линеаризация напряжений (подход по линеаризации и выделению составляющей напряжений является общепринятым). Расчет проводится в упруго-пластической постановке.

Процедура R6 универсальна по отношению к возможному характеру разрушения анализируемых элементов, так как позволяет определить предельное состояние, как при вязком, так и при хрупком разрушении. Каждое из предельных состояний рассматриваемого объекта с трещиной при заданной нагрузке оценивается соответствующими безразмерными параметрами K_r и L_r , которые характеризуют близость предельного состояния к хрупкому и вязкому разрушению соответственно.

В основе подхода R6 лежит использование ДОР, которая строится по одной из трех кривых (опций) в координатах (K_r, L_r) . Выбор кривой зависит от полноты и достаточности исходных данных, требуемых для ее построения.

Для оценки наступления предельного состояния в расчетных зонах в элементах высоконагруженной конструкции, постулируется поверхностный дефект, схематизированный в виде полуэллиптической трещины глубиной a и длиной $2c$. Пример схематизации дефектов в поперечном и осевом направлениях представлен на рисунках 1 и 2.

Уравнение кривой по первой опции при $L_r < L_r^{max}$ (L_r^{max} – предельное значение параметра L_r) имеет вид

$$\begin{cases} K_r(L_r) = f_1(L_r) = [1 + 0,5L_r^2]^{-0,5} [0,3 + 0,7e^{-0,6L_r^6}] & \text{при } L_r < L_r^{max}, \\ K_r(L_r) = f_1(L_r) = 0 & \text{при } L_r \geq L_r^{max}. \end{cases} \quad (1.1)$$

$$L_r^{max} = \frac{0,5(R_{p0,2}^T + R_m^T)}{R_{p0,2}^T},$$

где $R_{p0,2}^T$ и R_m^T – предел текучести и предел прочности материала.

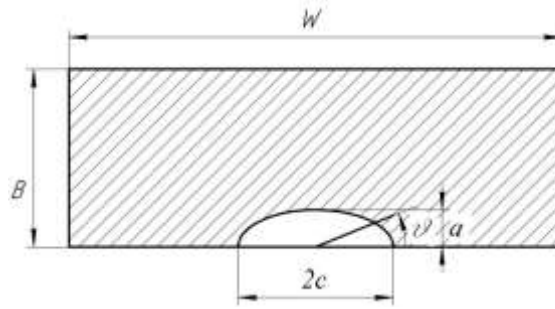
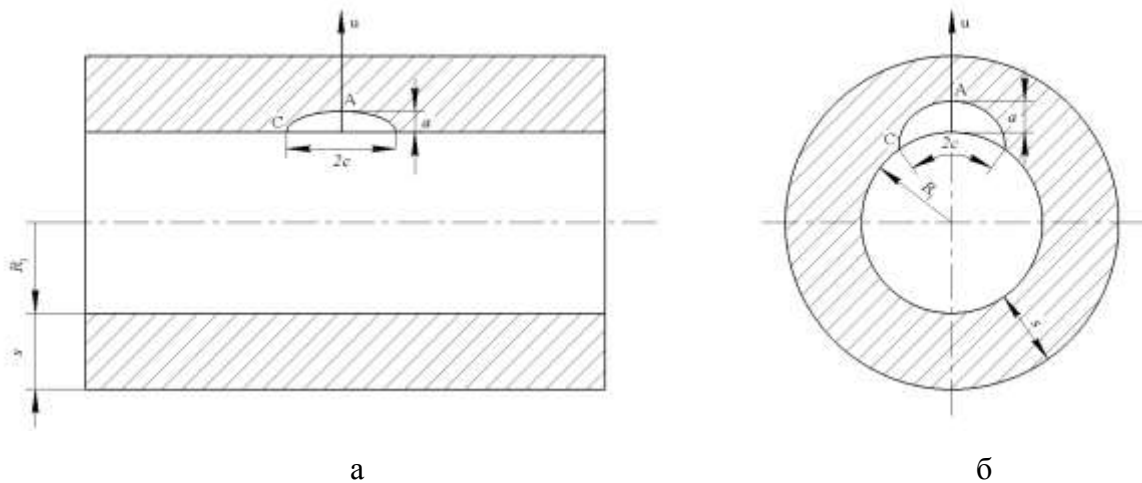


Рисунок 1 – Схема расположения поверхностных трещин в пластине



а – осевой дефект; б – кольцевой дефект

Рисунок 2 – Схема расположения поверхностных трещин в цилиндрической оболочке

Кривая $f_1(L_r)$ первой опции универсальна, для её построения не требуется дополнительная информация о механических характеристиках материала.

С учётом того, что предельное значение параметра L_r равно L_r^{max} , используемое при построении ДОР, может превышать 1,0, метод оценки предельного состояния, основанный на подходах R6 позволяет оценить предельное состояние конструкций, работающих в области пластических деформаций.

Уравнение кривой по второй опции имеет вид

$$\left\{ \begin{array}{l} f_2(L_r) = K_r(L_r) = \left[\frac{E\varepsilon_{true}}{L_r R_{p0,2}^T} + \frac{L_r^3 R_{p0,2}^T}{2E\varepsilon_{true}} \right]^{-0,5} \quad \text{при } L_r < L_r^{\max}, \\ f_2(L_r) = K_r(L_r) = 0 \quad \text{при } L_r \geq L_r^{\max}. \end{array} \right. \quad (1.2)$$

где ε_{true} – истинная деформация, полученная из истинной диаграммы деформирования материала « σ_{true} - ε_{true} » для заданной температуры, при напряжении $\sigma_{true} = L_r R_{p0,2}^T$; E – модуль Юнга первого рода.

Истинное напряжение σ_{true} и истинная деформация ε_{true} могут быть получены из инженерной диаграммы деформирования материала « σ - ε » через соотношения

$$\left\{ \begin{array}{l} \sigma_t = (1 + \varepsilon)\sigma \\ \varepsilon_t = \ln(1 + \varepsilon) \end{array} \right. \quad (1.3)$$

В случае отсутствия данных о диаграмме одноосного растяжении материала для построения диаграммы разрушения ДОР на основе второй опции допускается использовать, упрощённую форму записи уравнения (1.2). Для вязких материалов, у которых отсутствует характерная площадка текучести, данное соотношение имеет вид

$$\left\{ \begin{array}{l} K_r(L_r) = f_2^{cy}(L_r) = [1 + 0,5L_r^2]^{-0,5} [0,3 + 0,7e^{-0,6\mu L_r^6}] \quad \text{при } L_r < 1, \\ K_r(L_r) = f_2^{cy}(L_r) = f_2^{cy}(1)L_r^{(N-1)2N} \quad \text{при } 1 \leq L_r \leq L_r^{\max}, \\ K_r(L_r) = f_2^{cy}(L_r) = 0 \quad \text{при } L_r \geq L_r^{\max} \end{array} \right. \quad (1.4)$$

$$\mu = \min \left(0,001 \frac{E}{R_{p0,2}^T}; 0,006 \right),$$

$$N = 0,3 \left(1 - \frac{R_{p0,2}^T}{R_m^T} \right).$$

Третья опция основывается на использовании J -интеграла и J_R -кривых.

Для оценки наступления предельного состояния элементов конструкции на временном интервале t для расчетных сечений с

постулируемым дефектом (a^* , $2c^*$) определяются значения параметров K_r^* и L_r^* .

Точки с координатами (L_r^* ; K_r^*) наносятся на один график вместе с диаграммой разрушения ДОР. Если точка попадает на кривую ДОР или лежит выше нее, то тогда срабатывает условие достижения предельного состояния по причине вязко-хрупкого разрушения. В случае если точка лежит ниже ДОР, разрушение не происходит. В качестве примера на рисунке 3 представлена точка А с координатами $(L_r^*; K_r^*)_A$, характеризующая первое расчетное сечение, которое удовлетворяет критериям ДОР, и точка В с координатами $(L_r^*; K_r^*)_B$, характеризующая второе расчетное сечение, для которого критерии ДОР не выполнены.

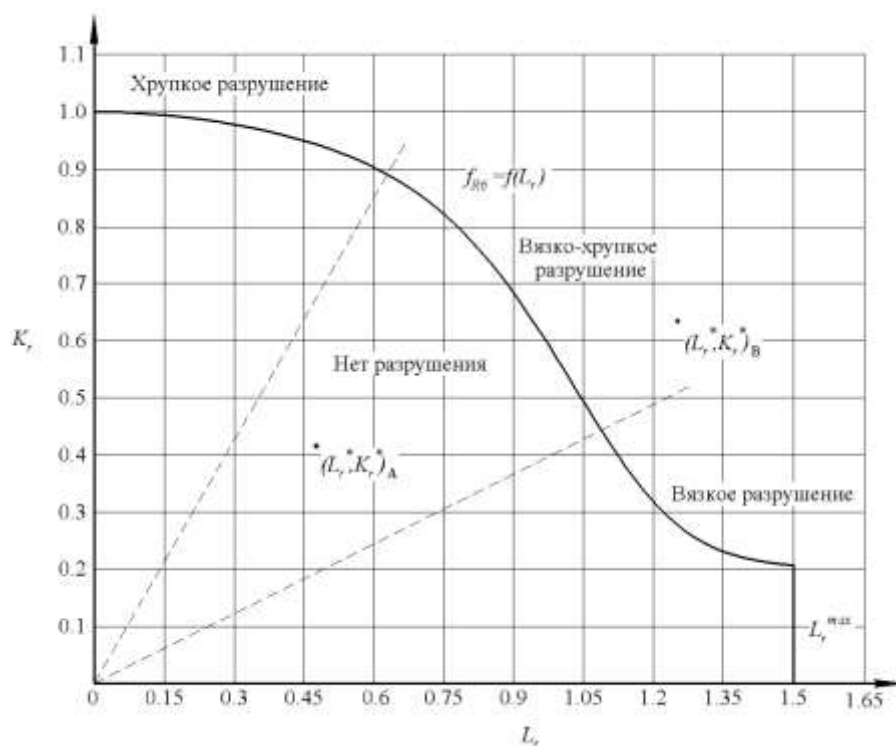


Рисунок 3 – Пример отображения ДР по подходу R6 (по первой опции)

Расчет параметров K_r^* и L_r^* можно проводить как при начальных размерах дефектов, так и при размерах, полученных с учетом подраста за период времени t .

Оценка подраста начальных дефектов по усталостному механизму проводится на основе эмпирического уравнения Пэриса

$$\begin{cases} \frac{dl}{dN} = C_f (\Delta K_{eff})^{n_f} & \text{при } \Delta K_{eff} > K_{th}, \\ \frac{dl}{dN} = 0 & \text{при } \Delta K_{eff} \leq K_{th}, \end{cases} \quad (1.5)$$

где $\frac{dl}{dN}$ – скорость роста трещины в мм/цикл; l – размер дефекта (в качестве размера l в систему уравнений (1.5) подставляется глубина трещины a или полудлина c); C_f и n_f – характеристики (постоянные) материала, зависящие от условий нагружения; K_{th} – пороговый размах КИН первого рода; ΔK_{eff} – эффективный размах коэффициента интенсивности напряжений, определяемый соотношением

$$\begin{aligned} \Delta K_{eff} &= \frac{\Delta K}{\sqrt[4]{1-R_a}}, \\ \Delta K &= K_{max} - K_{min}, \end{aligned} \quad (1.6)$$

где ΔK – размах КИН в МПа·м^{1/2}; K_{max} , K_{min} – наибольшее и наименьшее значение КИН в пределах цикла нагружения; $R_a = K_{min} / K_{max}$ – коэффициент асимметрии цикла.

Перед расчётом подраста дефекта для всех реализуемых режимов (эксплуатационных с учётом возможных дополнительных воздействий) формируются группы циклов нагружения (блоки), характеризуемые максимальным и минимальным значениями КИН $(K_{max})_i$ и $(K_{min})_i$. Расчёт проводится путём численного интегрирования уравнения (1.5) с уточнением значения КИН на каждом шаге интегрирования.

В состав исходных данных, необходимых для проведения расчёта вероятностей разрушения элементов конструкции, входят:

1) Конструктивные особенности: типоразмеры поперечных сечений с учётом их допусков и утонений, длины анализируемых участков.

2) Параметры эксплуатации: рабочее давление и температура на наружной и внутренней поверхностях для реализуемых условий эксплуатации, количество циклов нагружения.

3) Напряжения для реализуемых режимов эксплуатации при расчётных температурах, в анализируемых сечениях конструктивных элементов, включая:

– первичные напряжения от механических нагрузок (внутреннего давления, веса и сейсмического воздействия);

– вторичные напряжения от неравномерного распределения температурного поля по толщине стенок и кинематического нагружения.

4) Механические свойства основных материалов, используемых для изготовления элементов конструкции: пределы текучести и пределы прочности – с учётом влияния на них возможных деградиционных механизмов.

5) Характеристики трещиностойкости (вязкость разрушения K_C или J_C) – с учётом влияния на них возможных деградиционных механизмов.

6) Размеры начальных дефектов, приводимых к полуэллиптическим трещинам (глубина, длина) и коэффициенты уравнения Пэриса, используемые для определения подроста дефекта.

Обобщив все сказанное выше посредством применения подхода R6 можно оценить предельное состояние элементов любой высоконагруженной конструкции, и перейти к оценке вероятности их разрушения.

Согласно подходу РБ-100-15 к оценке надёжности элементов конструкции путём применения вероятностных методов механики разрушения все расчётные величины разделены на две группы:

– характеристики, относящиеся к свойствам конструкции $R(x_1, x_2, \dots, x_m)$: кратковременные механические свойства, вязкость разрушения и т.п.,

– характеристики, описывающие внешнее воздействие

$Q(x_{m+1}, x_{m+2}, \dots, x_n)$: напряжения или деформация, размеры дефектов и т.п.

Функция работоспособности представляется в виде

$$M(x_1; x_2; \dots; x_n) = R(x_1; x_2; \dots; x_m) - Q(x_{m+1}; x_{m+2}; \dots; x_n). \quad (1.7)$$

На рисунке 4 показаны распределения функций R и Q , а также функции работоспособности M . Закрашенная площадь под графиком плотности распределения функции M (область отрицательных значений функции работоспособности) является искомой вероятностью отказа конструкции.

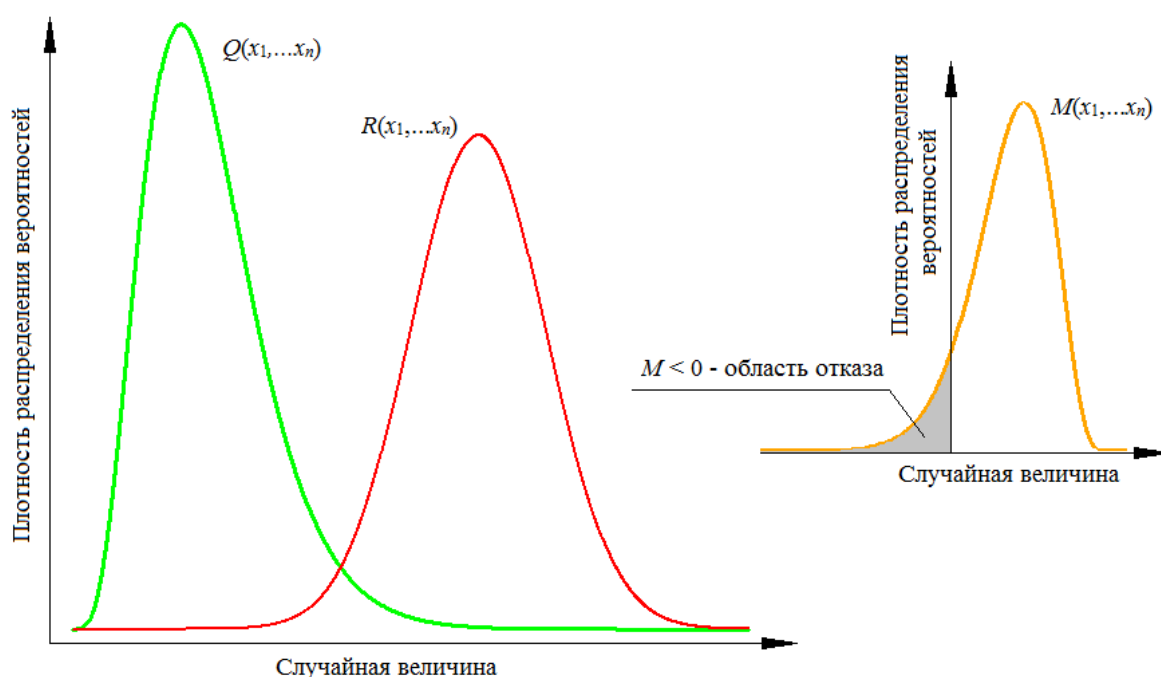


Рисунок 4 – Пример взаимосвязи между функциями R , Q , M

Вероятность достижения любого из приведённых предельных состояний определяется с использованием метода Монте-Карло, применённого к исходным данным детерминистических моделей x_1, x_2, \dots, x_n : механические свойства, вязкость разрушения и т.п. расчётом индикаторной функции

$$I_F(M) = \begin{cases} 1 & \text{при } M < 0, \\ 0 & \text{при } M \geq 0, \end{cases} \quad (1.8)$$

оценивается вероятность достижения предельного состояния.

$$P = M[I_F(M)] = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n I_F(M_i) \quad (1.9)$$

Вероятность потери герметичности или разрушения всей конструкции определяется вероятностями отказов отдельных её элементов в рассматриваемых режимах работы:

$$P_{\text{МКО}} = \sum_{i=1}^n \prod_{j=1}^k P_{ij} Q_j, \quad (1.10)$$

где $P_{\text{МКО}}$ – вероятность отказа конструкции; P_{ij} – вероятность отказа i -го элемента в j -ом режиме; Q_j – вероятность (частота) реализации j -го режима; n, k – число расчётных элементов и режимов эксплуатации.

На текущий момент данный подход проходит апробацию на примере оценки вероятностей разрушения новых, нестандартных корпусов реакторов, разрабатываемых в АО «НИКИЭТ». Согласно результатам расчётных оценок вероятность разрушения реактора не превышала 10^{-7} на интервале в 1 год, что удовлетворяет требованиям НП-001-15.

УДК 629.7.036.54-66:620.22.419.8

Методика диагностики технического состояния РДТТ при частичном расслоении узлов стыка

Е.Н. Рогожникова¹ ; Г.И. Шайдурова^{1,2} , д.т.н.

ren730@iskra.perm.ru

sgi615@iskra.perm.ru

¹ ПАО научно-производственное объединение «Искра» (г. Пермь)

² ФГБОУ ВО Пермский национальный исследовательский политехнический университет

Аннотация

Настоящая методика позволяет определять коэффициент снижения предела прочности с учетом межслоевого расслоения при оценке прочностной работоспособности корпусов из композиционных материалов (КМ) на основании экспериментальной зависимости предела прочности от величины коэффициента несплошности.

Экспериментальная зависимость относительного предела прочности от коэффициента несплошности, определённая на образцах с расслоениями, служит основой для диагностирования технического состояния узлов стыка корпусов двигателей и экспресс-тестирования изготовленной композитной конструкции в отношении снижения её несущей способности при действии растягивающего усилия.

Ключевые слова:

композиционный материал, расслоение, напряженно-деформированное состояние, дефекты, прочность

Технологические напряжения возникают в деталях на стадии формования в результате действия на полуфабрикат полимерного материала внешних сил, теплового воздействия, физических и химических процессов (кристаллизация, отверждение), которые не одновременно протекают в материале и, как правило, сопровождаются изменением объема. После завершения указанных физических и химических процессов в конструкции появляются остаточные напряжения, которые действуют в течение всего назначенного срока эксплуатации, улучшая или ухудшая эксплуатационные характеристики [1].

Согласно [2–4] при механической обработке (открытие отверстий) деталей из КМ иногда возникают дефекты, такие как отслоение и вырыв волокна. Из-за данных дефектов резко снижаются потенциальные возможности сформированной материальной структуры противодействовать усталостным напряжениям, что приводит к снижению прочности конструкции и увеличивает вероятность появления отказа конструкции в процессе эксплуатации.

В связи с существованием расслоений действующая технология изготовления высоконагруженных тонкостенных элементов конструкций летательных аппаратов из КМ требует решения вопросов регламентации (ограничений) возникающих дефектов. Для решения этой задачи необходимо оценить влияние размеров и расположения локального расслоения по площади элемента конструкции на его напряженно-деформированное состояние (НДС) при характерных условиях нагружения [5].

1. Экспресс-диагностирование технического состояния

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). Условно рассматривая расслоения, как локальное

нарушение совместной работы отдельных слоев КМ, в образцах были созданы межслойные расслоения путем размещения фторопластовой пленки между слоями в середине стенки по трем схемам:

- расслоение в треть окружности;
- расслоение в половину окружности;
- расслоение по всей окружности.


Испытания проводились по ОСТ 92-1473-78 «Метод испытания кольцевых образцов на растяжение». Данный метод заключается в кратковременном нагружении образцов из композиционного материала на растяжение полудисками с постоянной скоростью деформирования 10 мм/мин, при котором определяют разрушающие напряжения при растяжении. Образцы нагружали до разрушения с одновременной непрерывной записью значений текущей нагрузки, времени и перемещений полудисков.

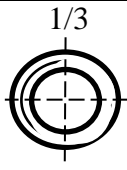
При растяжении образцов вариантного исполнения были определены прочностные физико-механические характеристики (ФМХ) материала образцов (таблица 1).

Таблица 1

ФМХ органопластика (кольцевые образцы)

В мегапаскалях [МПа]

Вид расслоения	σ_b – предел прочности	E – модуль упругости
без расслоения	2858	123920
	2697	112170
среднее значение	2778	118045
Сплошное 	2574	106840
	2584	122700
среднее значение	2579	114770
1/2 	2769	112420
	2699	128150
	2632	132250
среднее значение	2700	124273

	2715	110130
среднее значение	2715	110130

Для установления экспериментальной связи между характеристикой несплошности и относительным пределом прочности вводится коэффициент несплошности k , который характеризуется следующим выражением [6]

$$k = \frac{S_{\text{расслоен}}}{S_{\text{общ}} \cdot n}, \quad (1)$$

где $S_{\text{расслоен}}$ – площадь расслоения; $S_{\text{общ}}$ – площадь кольца для которого определяется коэффициент; n – количество слоев в кольце.

В таблице 2 представлен расчет коэффициента несплошности для кольцевых образцов.

Таблица 2

Зависимость коэффициента несплошности от расслоения

Вид расслоения	$S_{\text{общ}}, \text{мм}^2$	$S_{\text{расслоен}}, \text{мм}^2$	n	k
сплошное	5652	5652	6	0,17
1/2	5652	2832	6	0,08
1/3	5652	1884	6	0,06

Так, зависимость относительного предела прочности от величины коэффициента несплошности, можно достаточно точно $0 \leq k \leq 18\%$ аппроксимировать кривой приведенной на рисунке 1.

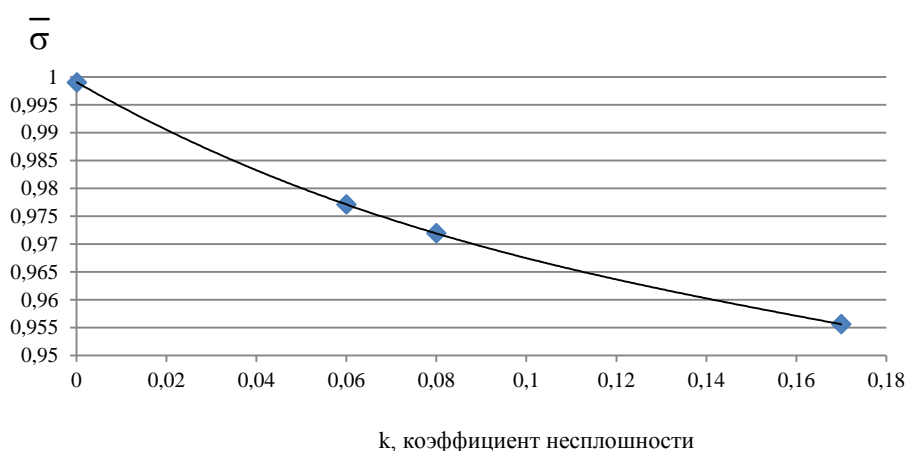


Рис. 1 – Аппроксимация относительного предела прочности в зависимости от коэффициента несплошности

Тогда относительный предел прочности от величины коэффициента несплошности можно определить по упрощенной зависимости

$$\bar{\sigma} = 0,999 - 0,4622 \cdot k + 1,8203 \cdot k^2 - 3,5585 \cdot k^3 \quad (2)$$

Для аппроксимации были использованы функции полинома 3-й степени, постоянные коэффициенты которых определялись с помощью Microsoft Excel.

Таким образом, по результатам выполненных расчетно-экспериментальных исследований получены упрощенные расчетные зависимости для относительного предела прочности. Используя эти соотношения можно оперативно определять степень снижения прочности тонкостенных конструкций в зависимости от величины полученных несплошностей и принимать аргументированные решения по допуску конструкции к дальнейшей эксплуатации.

Численными исследованиями НДС корпуса из КМ с расслоениями подтверждено, что относительное снижение несущей способности конструкции эквивалентно снижению относительного предела прочности от коэффициента несплошности.

2. Подтверждение экспресс-диагностики технического состояния при частичном расслоении узлов стыка

Диагностика технического состояния узла стыка осуществляется в три этапа, аналогично подходу, использованному в работе [7] для оценки несущей способности композитных конструкций. На первом этапе решается задача расчета НДС конструкции корпуса в целом – первого уровня детализации, с использованием соотношений теории композитных оболочек. На втором этапе решается задача второго уровня детализации - трехмерная задача теории упругости для анизотропного неоднородного сегмента, «вырезанного» из конструкции, при этом по контуру сегмента прикладывается нагрузка взамен «отброшенной части», полученная в результате решения первой задачи. В результате решения задачи для

сегмента можно получить полное поле напряжений в слоях и межслойных напряжений и оценить прочность сегмента на расслоение. На третьем этапе в модель второго уровня детализации вводятся расслоения, т. е. контакт в зоне расслоения между слоями задается отсутствием скрепления (скольжение, трение – в зависимости от условия работы сегмента). По контуру сегмента прикладывается нагрузка взамен «отброшенной части», полученная в результате решения первой задачи и проводится расчет и анализ НДС конструкции с расслоением.

2.1. Разработка параметризованной модели композитной конструкции

Для решения поставленных задач необходимо разработать параметрическую модель конструкции, которая позволит варьировать схемой армирования (количество слоев, материал и углы намотки) и геометрическими параметрами, построенную в инженерном пакете *CAD*-систем. Для примера на рисунке 2 показана геометрическая модель конструкции, в которой можно выделить девять зон, отличающихся количеством и углами армирования слоев. На рисунке 3 показаны характерные пакеты слоев в различных зонах конструкции используемые для расчета эффективных физико-механических характеристик (ФМХ). Расчет эффективных ФМХ проводится при помощи «Методики моделирования напряженно-деформированного состояния крупногабаритной многослойной конструкции из разнородных материалов» [8]. Разработанная модель используется для решения задачи на первом этапе.

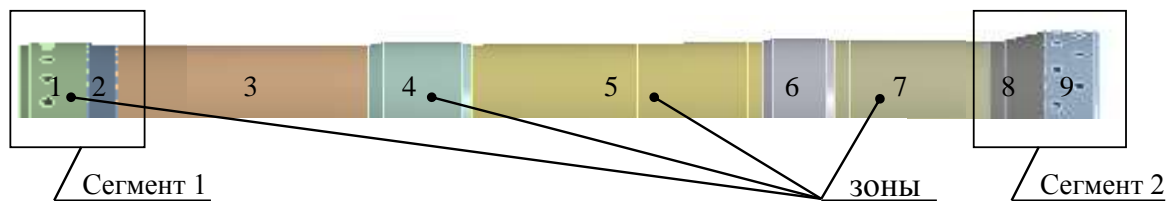


Рис. 2 – 3D-модель крупногабаритной многослойной конструкции

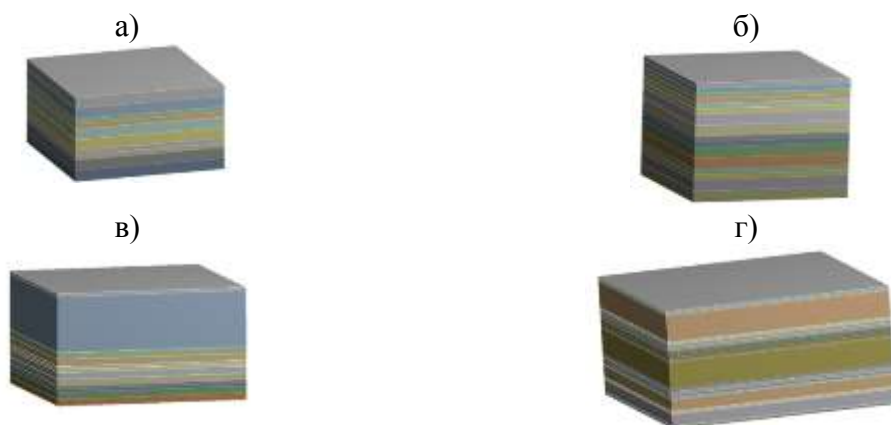


Рис. 3 – Слоистый пакет (а – 6 спиральных слоев с углами укладки $[+26/-26]$, $[+27/-27]$, $[+28/-28]$ и 4 кольцевых; б – 6 спиральных слоев с углами укладки $[+27/-27]$ и 10 кольцевых слоев; в – 6 спиральных слоев с углами укладки $[+28/-28]$, 5 кольцевых слоев и пакет ткани из 18 слоев; г – 6 спиральных слоев с углами укладки $[+26/-26]$, 15 кольцевых слоев и 4 пакета ткани)

На втором этапе для решения задачи второго уровня разрабатывается модель сегмента конструкции послойно с металлическим закладным элементом и элементами штифто-шпилечного соединения (ШШС), описывающая передний и задний узлы стыка корпуса (рис. 4).

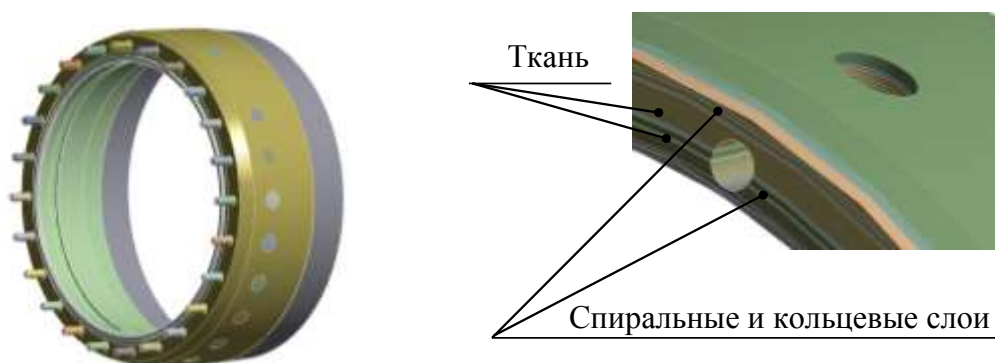


Рис. 4 – Геометрическая модель сегмента конструкции и ШШС

В модели сегмента конструкции для задачи второго этапа описывается полная схема армирования слоев, геометрия закладных элементов, шпилек и штифтов.

На третьем этапе для учета влияния расслоений в модель второго уровня вводятся расслоения (рис. 5), т. е. контакт между слоями задается через скольжение или трение.

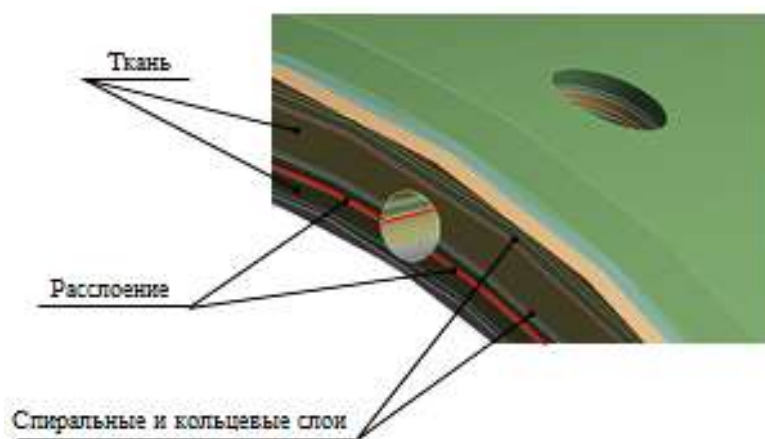


Рис. 5 – Геометрическая модель с расслоениями

2.2. Расчет и анализ напряженно-деформированного состояния корпуса

В результате численного решения задачи получаем поля напряжений и деформаций для конструкции. В соответствии с использованной моделью для элементов композитной оболочки, рассчитанные поля напряжений и деформаций являются осредненными по толщине пакета слоев композиционного материала. Анализ этих полей позволяет определить общий характер деформирования, уровень неоднородности исследуемых полей по зонам и наиболее нагруженные участки. Для конечных элементов с максимальными значениями осредненных деформаций и кривизн, характеризующих деформирование серединой линии и изгиб оболочки, определяются напряжения в отдельных слоях, по которым с использованием уравнений (6-8) можно оценить запасы прочности конструкции.

При этом, следует учитывать, на границе сегмента, где заданы перемещения взамен «отброшенной» части цилиндрической оболочки, напряжения имеют локальные максимумы, уменьшаясь до постоянной величины вглубь. Таким образом, можно считать, что в указанной области фрагмента на значения напряжений оказывает влияние «краевой эффект» и данная область исключается из последующего анализа.

2.2.1 Расчет и анализ НДС сегментов оболочки со штифто-шпильчным соединением

Численное решение задачи расчета НДС сегментов оболочки выполняется с использованием разработанного двухступенчатого алгоритма и построенной конечно-элементной модели. На границе сегмента с «отброшенной частью» оболочки задаются перемещения, полученные из решения вышерассмотренной краевой задачи для оболочки в целом. Решение задачи для сегментов выполняется в трехмерной постановке с явным описанием слоев композиционного материала, упругие свойства каждого слоя задаются отдельно. В результате решения получаем поля напряжений и деформаций в армирующих слоях сегмента, а также в металлических закладных элементах, штифтах и шпильках.

Изменения напряжения по толщине пакета объясняются разной жесткостью и соответственно разным уровнем нагружения слоев с разным направлением армирующих волокон при их совместном деформировании.

Штифтовые отверстия являются наиболее опасным местом в рассматриваемом сегменте, т.к. при механической обработке происходит повреждение композиционного материала на кромке и внутренней поверхности отверстий, что может привести к образованию микротрещин и развитию расслоений под действием межслойных напряжений.

На третьем этапе для учета влияния расслоений в модель второго уровня вводятся расслоения. Дефект в виде расслоения задавался в районе переднего и заднего узлов стыка. При этом ранее введенный коэффициент

несплошности k (формула 1) принимал в конструкции следующие значения: 0 (стыки без расслоений); 0,01 0,042; 0,06; 0,08 и 0,17. Для сокращения времени счёта и исключения нелинейных конечных элементов дефект в виде расслоения моделировался через раскреплённое контактное граничное условие (рис. 5).

Дефект в виде расслоения, с одной стороны, приводит к снижению механических характеристик материала, а с другой стороны, приводит к концентрации напряжений в зоне расслоения. Суммарный эффект от расслоения выражается в увеличении соответствующих напряжений, характеризующих состояние нагруженной конструкции, и соответственно, снижение её несущей способности.

Снижение несущей способности в определённом направлении можно охарактеризовать соответствующим коэффициентом $k_{\sigma i}$

$$k_{\sigma i} = 1 - \frac{\Delta\sigma_{\text{рассл } i}}{\sigma_{\text{б/р } i}}, \quad (3)$$

где $\Delta\sigma_{\text{рассл } i} = \sigma_{\text{рассл } i} - \sigma_{\text{б/р } i}$ – снижение несущей способности конструкции в i -том направлении, вызванное расслоением; $\sigma_{\text{рассл } i}$, $\sigma_{\text{б/р } i}$ – рассматриваемое максимальное напряжение в соответствующем i -том направлении в конструкции с расслоением и без расслоения соответственно.

В таблице 1 приведены рассчитанные экстремальные значения напряжений в соответствующих направлениях σ_x , σ_y , σ_z , для различных значений коэффициента несплошности конструкции, соответствующие им коэффициенты $k_{\sigma x}$, $k_{\sigma y}$, $k_{\sigma z}$, характеризующие снижение несущей способности конструкции, а также значения относительного предела прочности $\bar{\sigma}$, рассчитанного для заданных значений коэффициента несплошности по формуле (2).

Анализ данных таблицы 3 показывает, что коэффициенты, характеризующие снижение несущей способности конструкции $k_{\sigma x}$, $k_{\sigma y}$, $k_{\sigma z}$ практически инвариантны, и снижение несущей способности

конструкции можно характеризовать некоторым средним значением коэффициента $k_{\sigma \text{ ср}}$

$$k_{\sigma \text{ ср}} = \frac{k_{\sigma x} + k_{\sigma y} + k_{\sigma z}}{3} . \quad (4)$$

Таблица 3

К анализу результатов влияния расслоения на напряженное состояние конструкции корпуса

k	0	0,01	0,042	0,06	0,08	0,17
$\bar{\sigma}$	1,000	0,995	0,983	0,977	0,972	0,956
σ_x , МПа	189,04	190,37	193,13	195,4	197,9	200,7
σ_y , МПа	778,32	780,57	806,82	814,01	817,97	826,47
σ_z , МПа	282,63	283,17	285,71	286,15	288,8	298,26
$k_{\sigma x}$	1,000	0,993	0,978	0,972	0,953	0,938
$k_{\sigma y}$	1,000	0,997	0,963	0,954	0,949	0,938
$k_{\sigma z}$	1,000	0,998	0,989	0,988	0,978	0,944
$k_{\sigma \text{ ср}}$	1,000	0,996	0,977	0,971	0,960	0,940
ε , %	0	+0,10	-0,61	-0,62	-1,25	-1,70

Сопоставление значений $k_{\sigma \text{ ср}}$ и $\bar{\sigma}$ говорит о достаточной близости этих параметров; расхождение не превышает 1,7 % для коэффициента несплошности 0,17.

Таким образом, зависимость относительного предела прочности от коэффициента несплошности (2) подтверждена численными исследованиями НДС корпуса (таблица 3). Зависимость (2), определённая на образцах с расслоениями может служить основой для экспресс-тестирования изготовленной композитной конструкции в отношении снижения её несущей способности.

Выводы:

1. Зависимость относительного предела прочности от коэффициента несплошности (формула 2), определённая на образцах с расслоениями может служить основой для диагностирования технического состояния корпусов двигателей и экспресс-тестирования изготовленной композитной конструкции в отношении снижения её несущей способности.

2. Численными исследованиями НДС корпуса с расслоениями подтверждено, что относительное снижение несущей способности конструкции эквивалентно увеличению напряжений в слоях в зависимости от коэффициента несплошности. Расхождение методов экспресс-тестирования и численного исследования составляет не более 2 %.

Список литературы

1. Бохоева, Л. А. Определение критических нагрузок с помощью энергетического критерия устойчивости для локального круглого дефекта /Л. А. Бохоева, В. Е. Рогов, А. С. Чермошенцева // Системы. Методы. Технологии. – Братск: Братский государственный университет, 2014. №4 (24). – С. 32–37.

2. Гагауз, Ф. М. Проблемы технологии формирования соединительных узлов конструкций летательных аппаратов из композиционных материалов / Ф. М. Гагауз // Вопросы проектирования и производства конструкций летательных аппаратов. Сборник научных трудов. ХАИ. – 2012. – № 4 (72). – С. 15–20.

3. Макаров, В. Ф. Оптимизация процесса обработки высокотехнологичных композиционных материалов методом фрезерования / В. Ф. Макаров, А. Е. Мешкас, В. В. Ширинкин // Современные тенденции в технологиях металлообработки и конструкциях металлообрабатывающих машин и комплектующих изделий: материалы VII Всероссийской науч.-техн. конф. (Уфа, 23-24 марта 2017 г.) / Уфим. гос. авиац. техн. ун-т. – Уфа, – С. 9–17.

4. Макаров, В. Ф. Технологии, позволяющие повысить эффективность обработки композиционных материалов / В. Ф. Макаров, А. Е. Мешкас, В. В. Ширинкин // Аэрокосмическая техника, высокие технологии и инновации. – Пермь: Пермский национал. исследоват. политехнич. университет. - 2015. Том 1 – С. 179–189.

5. Дементьев, И.И. Метод снижения остаточных напряжений в композитных элементах конструкций космических аппаратов / И. И. Дементьев, А. Н. Устинов // Альманах современной науки и образования. – Тамбов: Общество с ограниченной ответственностью Издательство "Грамота", 2017. № 6 (119). С. 27–31.

6. Бульбович, Р.В. Численно-экспериментальное исследование многослойных цилиндрических корпусов с локальными расслоениями / Р. В. Бульбович, А. Б. Ознобишин, Е. Н. Рогожникова // Журнал «Вестник ПНИПУ. Аэрокосмическая техника». - Пермь: Пермский национал. исследоват. политехнич. университет. – 2020. - № 63. – С. 40–52.

7. Абовский, Н.П. Вариационные принципы теории упругости и теории оболочек / Н.П. Абовский, Н. П. Андреев, А. П. Деруга – М.: Наука, 1978. – 287 с.

8. Отчет о научно-исследовательской работе по договору №2015/277 от 01.09.2015 г.

9. Соколкин Ю.В., Ташкинов А.А. Исследование статических задач механики структурно неоднородных сред на основе принципа локальности // Изв. АН СССР. Механика тверд. тела, 1982. - № 3. – С. 175.

10. Гриневич Д. В. Критерии разрушения полимерных композиционных материалов (обзор) / Д. В. Гриневич, Н. О. Яковлев, А. В. Славин // Труды ВИАМ. – 2019. – № 7(79). – С. 92–111. – DOI 10.18577/2307-6046-2019-0-7-92-111.

УДК 543.428; 543.42.062; 621.452.3

Автоматизированное определение марки сплава постороннего предмета, повредившего лопатку ГТД

М.А. Артамонов, к.ф.-м.н.

maxartamonov@gmail.com

*Филиал ПАО «ОДК-УМПО», Опытно-конструкторское бюро имени
А. Люльки*

Аннотация

Разработана методика и программа автоматизированного определения марки сплава постороннего предмета (ПП) с металлической основой, по микро-следам, оставленным при соударении ПП с лопаткой ГТД. Внедрение данной методики позволило определять, какие предметы попали в двигатель и исключить повторения подобных случаев.

Ключевые слова:

Растровый электронный микроскоп, рентгеноспектральный микроанализатор, повреждение ГТД

Введение

При эксплуатации самолетов с газотурбинными двигателями (ГТД) возможно попадание посторонних предметов (ПП) в проточную часть двигателя, что приводит к повреждению прежде всего лопаток ГТД, нарушение работы ГТД и потенциально может привести к аварийной ситуации у самолета (Рис. 1) [1]. Для предотвращения подобных случаев, которые несут за собой существенные экономические потери, необходимо знать, что за объект попал в двигатель.

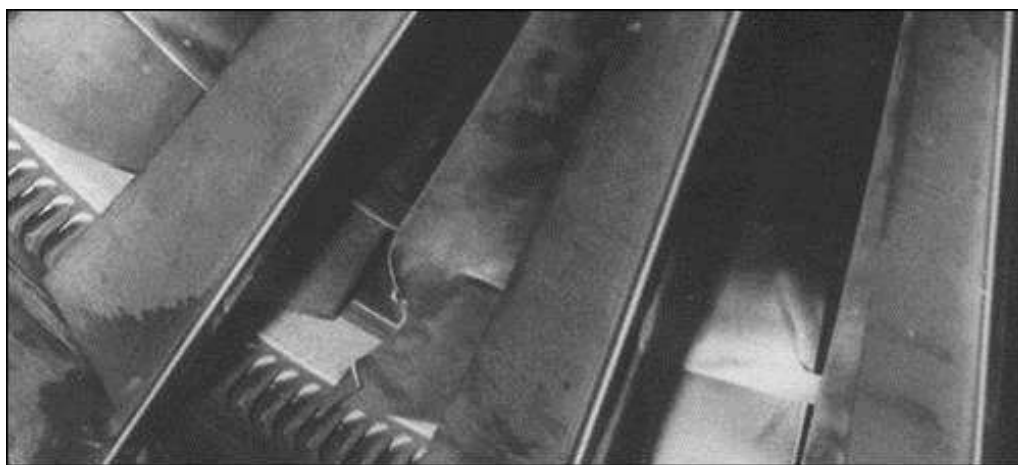


Рис. 1 – Пример повреждения лопатки ГТД от попадания ПП

Применение современного аналитического оборудования (растровый электронный микроскоп (РЭМ) оснащенный рентгеноспектральным микроанализатором [2]) позволяет решать подобные задачи. Вместе с тем, если ПП имеет металлическую основу, необходимо определить марку материала, для идентификации, что за объект попал в ГТД. Марка материала (сплава) определяется сочетанием процентным содержанием легирующего состава находящихся в определенных пределах.

Сложность задачи определения марки ПП заключается в том, что в результате спектрального анализа попадает не только материал ПП, но и материал поврежденной детали (Рис. 2). При микроспектральном анализе определяются только основные легирующий элементы состава сплава ПП -

элементы, имеющие незначительный процент содержания в марке сплава. Элементы сплава, входящие в легирующий состав в незначительном процентном содержании, как правило, в результате микроспектрального анализа не входят. На рисунке 2 показана принцип формирования результирующего спектра, в который входит участок относящийся к ПШ и участок подложки (титановая лопатка).

Кроме того, из-за присущих анализатору ограничений элементы легче бериллия не могут быть определены. При проведении исследования и воздействии электронного луча на участок происходит окисление и напыление поверхности углеродом, из-за чего результаты кислорода и углерода получаются завышенными. Это затрудняет определить марку материала прямым методом.

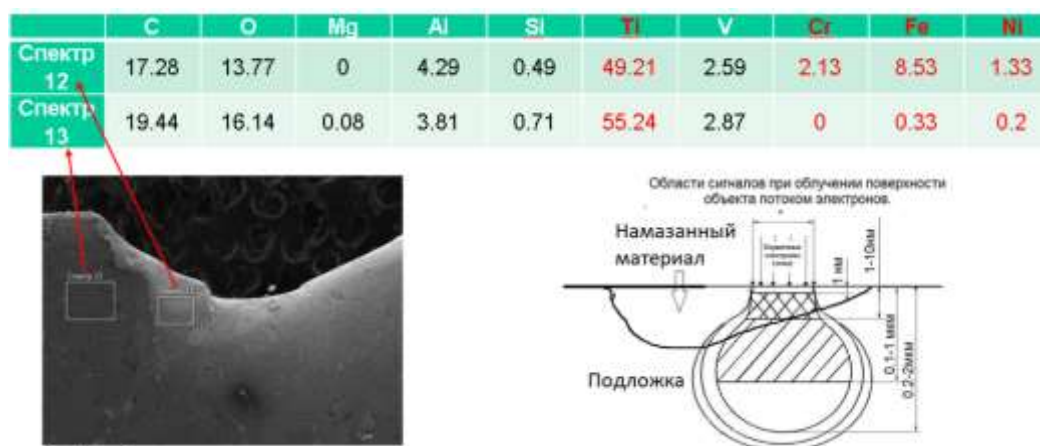


Рис. 2 – Результат микроспектрального анализа места повреждения титановой лопатки посторонним предметом из стали с легированием никелем и хромом

Была разработана методика для определения марки материала по анализу соотношений между основными химическими элементами анализируемого материала, в сравнении с аналогичными соотношениями элементов в различных марках сплавов. Написана программа на языке программирования «Turbo Delphi», которая позволяет проводить автоматизированный сравнительный анализ по базе данных марок

материалов (свидетельство регистрации программы № 2021661653). За разработку данной методики была получена премия Люльки за 2020 год.

Методика определения марки материала ПП

Для анализа химического состава дефектной области использовался рентгеновский спектральный энергодисперсионный микроанализатор INCA SDD X-MAX фирмы «Oxford Instrument» (PCMA).

В области повреждения детали проводится картирование области повреждения. Процесс картирования представляется собой проведения спектрального анализа в каждой точке области и последующим формированием карты распределения каждого элемента (чем ярче пиксель на карте, тем большее содержания данного элемента в точке). Данную процедуру необходимо выполнить не только, чтобы выявить какие посторонние химические элементы находятся на поверхности поврежденной детали, но и определить каких из них связано друг с другом. На рисунке 3 показано распределение химических элементов. Видно, что распределения элементов Fe, Ni, Cr по поврежденному участку подобны. Это позволяет утверждать, что ПП представляет собой стальной предмет, у которого в легирующий состав входят Ni, Cr. Химический состав данных элементов представлен на рисунке 2.

Вводится показатель отклонения D. Чем меньше получаемое значение D, тем ближе исследуемый материал к выбранной марке сплава.

Разработаны два метода получения показателя D для определения схожести марки сплава с исследуемым материалом.

По первому методу показатель D получается из следующего соотношения:

$$D_1 = \frac{\sum_{i,j=1}^n \left(\frac{L_i}{L_j} - \frac{M_i}{M_j} \right)^2}{n(n-1)},$$

где n – количество химических элементов, используемых при определении марки сплава, при этом $i \neq j$, L_i – процентное содержание i -го химического элемента в предполагаемом сплаве ПП, M_i – процентное содержание того же элемента у исследуемого материала.

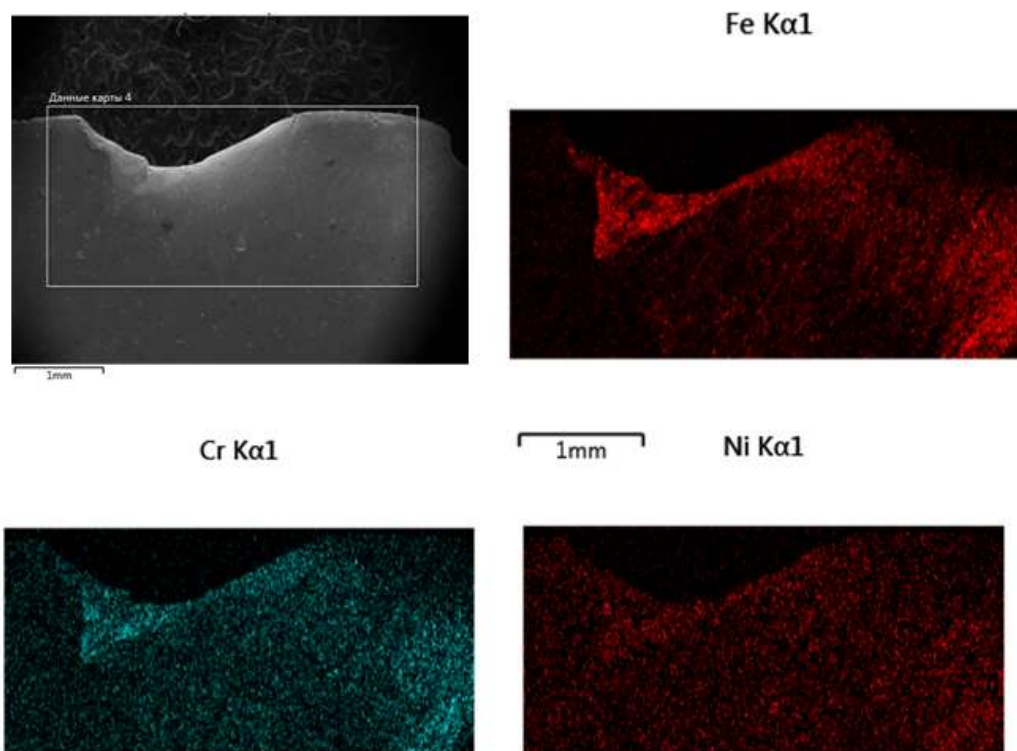


Рис. 3 – Результат микроспектрального анализа места повреждения титановой лопатки ПП из стали с легированием никелем и хромом

Например, в случае анализа с использованием трех химических элементов – железо (Fe), хром (Cr), никель (Ni), уравнение (1) будет вычисляться следующим образом:

$$D_1 = \frac{\left(\frac{Cr_L}{Ni_L} - \frac{Cr_M}{Ni_M}\right)^2 + \left(\frac{Fe_L}{Cr_L} - \frac{Fe_M}{Cr_M}\right)^2 + \left(\frac{Fe_L}{Ni_L} - \frac{Fe_M}{Ni_M}\right)^2 + \left(\frac{Ni_L}{Cr_L} - \frac{Ni_M}{Cr_M}\right)^2 + \left(\frac{Cr_L}{Fe_L} - \frac{Cr_M}{Fe_M}\right)^2 + \left(\frac{Ni_L}{Fe_L} - \frac{Ni_M}{Fe_M}\right)^2}{6},$$

где Cr_M/Ni_M , Fe_M/Cr_M , Fe_M/Ni_M , Ni_M/Cr_M , Cr_M/Fe_M , Ni_M/Fe_M – соотношения, полученные по результатам исследования следа, оставленного ПП, рентгеновским микроанализатором.

Cr_L/Ni_L , Fe_L/Cr_L , Fe_L/Ni_L , Ni_L/Cr_L , Cr_L/Fe_L , Ni_L/Fe_L – соотношения, относящиеся к марке сплава. Для марок сплавов, процентное содержание

химического элемента представляется в виде диапазона - от минимальной до максимальной величины процентного содержания химического элемента. Поэтому, для первого метода процентное содержание химического сплава определяется по средней величине между максимальным и минимальным значением процентного содержания химического элемента сплава.

Второй метод определения показателя отклонения D_2 учитывает разброс в процентном содержании химического элемента в марке материала и работает по следующему алгоритму:

- Определяется возможный разброс в соотношении между химическими элементами марки сплава следующим способом. Возможное минимальное соотношение между химическими элементами марки сплава равно – $L_i\min/L_j\max$, максимальное $L_i\max/L_j\min$. . Например, для химических элементов Cr и Fe предел, в котором будут находиться соотношения этих элементов, $[Cr_{\min}/Fe_{\max}, Cr_{\max}/Fe_{\min}]$.

- В случае, если соотношение аналогичных элементов – M_i/M_j (Cr_m/Fe_m), полученных при рентгеновском микроанализе, находится в данном пределе, тогда величине D_{ij} для этого соотношения приравнивается нулевое значение.

- Если полученное значение M_i/M_j находится за пределом минимального и максимального соотношения элементов в сплаве, тогда рассчитывается D как квадрат разницы от M_i/M_j до ближайшей границе соотношения этих элементов в марке сплава ($L_i\min/L_j\max$ или $L_i\max/L_j\min$).

Для повышения точности можно использовать несколько результатов спектрального анализа, в этом случае производится усреднения соотношений между элементами, относящиеся к ПП.

Создана база данных по материалам, по которым проводится сравнение с результатом спектрального анализа ПП. Данная база данных включает 770 марок материалов.

На языке программирования «Turbo Delphi» была написана программа для автоматизированного определения марки материала.

У данной методики есть ограничения – необходимо, чтобы состав ПП не совпадал с составом подложки (материалом лопатки). Если ПП имеет титановую основу, в этом случае данная методика не работает. Это связано с тем, что при проведении спектрального анализа невозможно разделить область спектрального анализа частицы и подложки, поэтому на результат спектрального анализа частицы могут оказывать влияние легирующие элементы, относящиеся к подложке. Однако есть исключение – если марка сплава ПП и подложки одинаковая, то методика позволяет установить данный факт.

Экспериментальное исследование результатов расчетов ПП из титанового сплава находящегося на подложке из титанового сплава ВТ6

Для оценки возможности определения марку сплава ПП имеющего титановую основу был проведен эксперимент. На титановую подложку из сплава ВТ6 (фрагмент лопатки 1 ступени КНД) с помощью сварочного аппарата (без наддува инертных газов) были нанесены расплавленные капли из сплава ВТ6. Для этого вместо вольфрамового электрода был вставлена полоска металла, полученная путем вырезки фрагмента из лопатки 1 ст. КНД (Рис. 4). При электрическом разряде происходило расплавление титановой полоски с переносом на титановую подложку расплавленных капель.

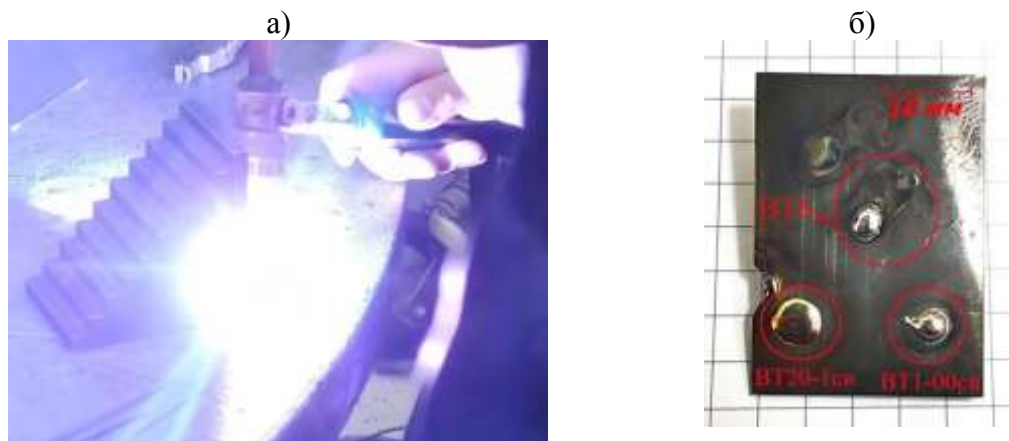


Рис. 4 – Нанесение титановых капель на титановую подложку (а) и полученный результат нанесения (б)

Результат применения методики для капли из титанового сплава ВТ6 показан на рисунке 5 и таблице 1. Видно, что марка сплава ВТ6 имеет минимальное отклонение от нуля (Табл.1).

Результат использования методики для капли из сплава ВТ20-1св показан на рисунке 6 и таблицы 2. Наименьшие значения параметра отклонения имеют сплавы не относящиеся ни к сплаву подложки ВТ6 и не к сплаву капли из сплава ВТ20-1св (Табл.2).

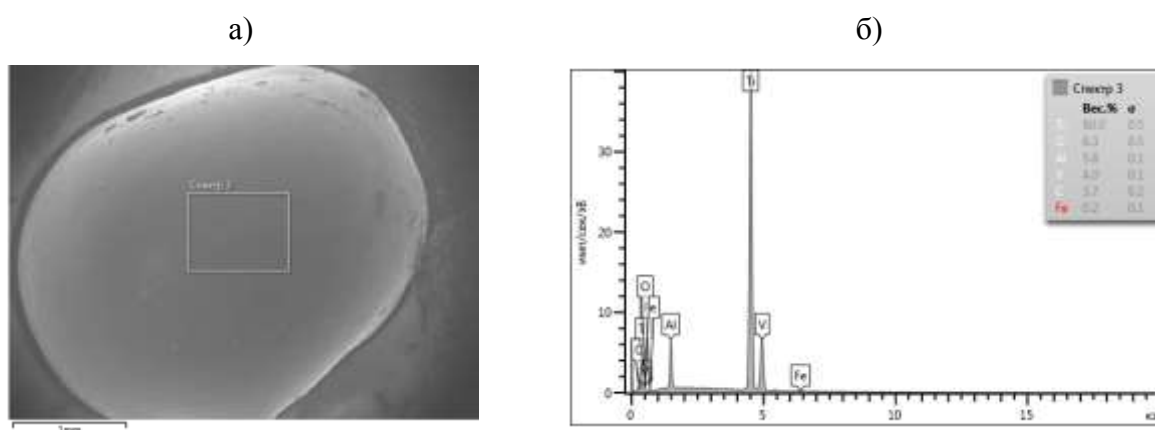


Рис. 4 – Вид капли из ВТ6 (а) и полученный спектральный анализ (б)

Таблица 1

Вычисление показателя отклонения D1 для капли из ВТ6

	Al	Ti	V	Ti/Al	Al/Ti	V/Al	Al/V	V/Ti	Ti/V	Показатель отклонения D ₁
Спектр 3	5.8	80.02	3.97	13.8	0.07	0.68	1.46	0.05	20.16	
Марки сплавов										
ВТ6	6.05	88.72	4.4	14.66	0.07	0.73	1.37	0.05	20.16	0.13
ВТ6ч	6.13	89.28	4	14.58	0.07	0.65	1.53	0.04	22.32	0.88
ВТ6С	5.9	89.45	4	15.16	0.07	0.68	1.48	0.04	22.36	1.12
ВТ23	5.15	86.02	4.5	16.7	0.06	0.87	1.14	0.05	19.12	1.61
ВТ22	5.05	82.9	4.75	16.42	0.06	0.94	1.06	0.06	17.45	2.4
ВТ22И	3.2	84.75	4.75	26.49	0.04	1.48	0.67	0.06	17.84	27.94
СПТ-2	4	91.12	3	22.78	0.04	0.75	1.33	0.03	30.37	30.85
ВТ6св	4	92.62	3	23.15	0.04	0.75	1.33	0.03	30.87	33.74
ВТ16	2.8	87.04	4.5	31.09	0.03	1.61	0.62	0.05	19.34	50.19
ВТ20	6.25	88.34	1.65	14.13	0.07	0.26	3.79	0.02	53.54	186.71

Проведенный эксперимент показал, что в случае, если расплавленная капля и материал подложки имеют одинаковый состав материала, то параметр отклонения для данного сплава будет минимален (Табл.1). Это показывает, что возможные диффузионные процессы несут существенны или не оказывают влияния на пропорциональный состав химических элементов сплава.

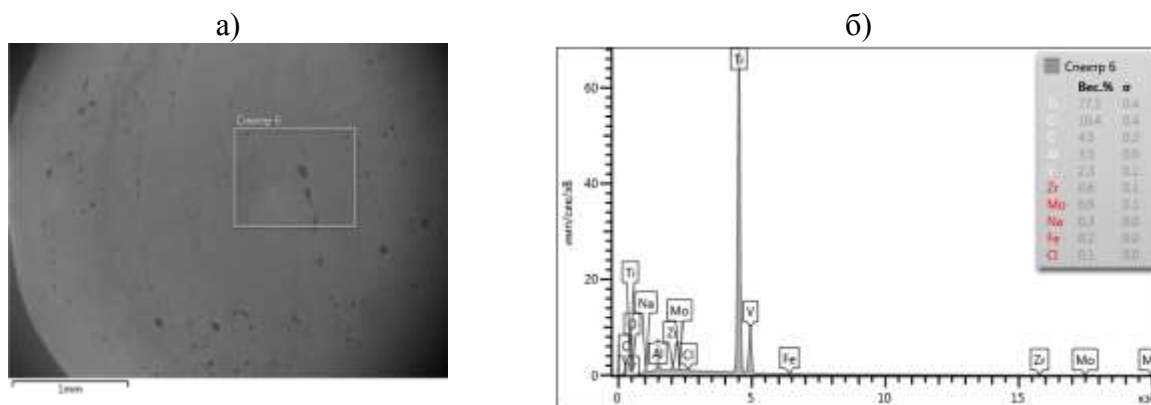


Рис. 5 – Вид капли из VT20-1св (а) и полученный спектральный анализ (б)

В случае когда частица и подложка из разных материалов, но имеют схожий состав химических элементов, определить марку сплава частицы не представляется возможным (Табл.2).

Таблица 2

Вычисление показателя отклонения D_1 для капли из VT20-1св

	Al	Ti	V	Ti/Al	Al/Ti	V/Al	Al/V	V/Ti	Ti/V	Показатель отклонения D_1
Спектр 6	3.54	77.52	2.26	21.9	0.05	0.64	1.57	0.03	34.3	
Марки сплавов										
VT6св	4	92.62	3	23.15	0.04	0.75	1.33	0.03	30.87	2.23
СПТ-2	4	91.12	3	22.78	0.04	0.75	1.33	0.03	30.37	2.71
VT6С	5.9	89.45	4	15.16	0.07	0.68	1.48	0.04	22.36	31.32
VT6ч	6.13	89.28	4	14.58	0.07	0.65	1.53	0.04	22.32	32.87
VT6	6.05	88.72	4.4	14.66	0.07	0.73	1.37	0.05	20.16	42.04
VT23	5.15	86.02	4.5	16.7	0.06	0.87	1.14	0.05	19.12	42.97
VT22И	3.2	84.75	4.75	26.49	0.04	1.48	0.67	0.06	17.84	48.9
VT16	2.8	87.04	4.5	31.09	0.03	1.61	0.62	0.05	19.34	51.67
VT22	5.05	82.9	4.75	16.42	0.06	0.94	1.06	0.06	17.45	52.37
VT20	6.25	88.34	1.65	14.13	0.07	0.26	3.79	0.02	53.54	72.59
VT14	4.9	89.89	1.4	18.35	0.05	0.29	3.5	0.02	64.21	151.83
VT20Л	6.5	88.17	1.3	13.56	0.07	0.2	5	0.01	67.82	200.84
2В	2	96.08	1.5	48.04	0.02	0.75	1.33	0.02	64.06	261.49
VT20-2св	4	92.12	1	23.03	0.04	0.25	4	0.01	92.12	558.37
VT20-1св	2.5	93.62	1	37.45	0.03	0.4	2.5	0.01	93.62	626.88

Это связано с тем, что при проведении спектрального анализа невозможно разделить область спектрального анализа частицы и подложки, поэтому на результат спектрального анализа частицы могут оказывать влияние легирующие элементы, относящиеся к подложке. Данное предположение подтверждается рентгеновским микроанализом расплавленных капель из сплавов ВТ1-00св и ВТ20-1св, находящихся на титановой подложке из сплава ВТ6.

Пример применения данной методики для определения марки сплава ПП

Данная методика активно используется в ОКБ им. А.Люльки для идентификации ПП на металлической основе попавших в проточную часть двигателя и приведшие к повреждению ГТД.

Определение марки материала позволило определить причину повреждений П.ІХ ступени КВД ГТД (рис. 5), проходящего приемосдаточные испытания на стенде. На рабочих лопатках КНД повреждений обнаружено не было. Была осмотрена сетка входного воздушного фильтра, его каркас, никаких повреждений не обнаружено. Первоначально была версия, что повреждение связано с неисправностью технологического инструмента, используемого при ремонте изделия (откалывание от рабочей части инструментов, марка материала ЭИ961). Но, с помощью методики определения марки сплава постороннего предмета было выяснено, что наиболее близкий сплав является 12Х18Н10Т (Табл.3) и повреждение лопаток связано с попаданием в проточную часть изделия фрагмента элемента контровки (контровочная шайба или проволока) во время сборочных или монтажных работ.

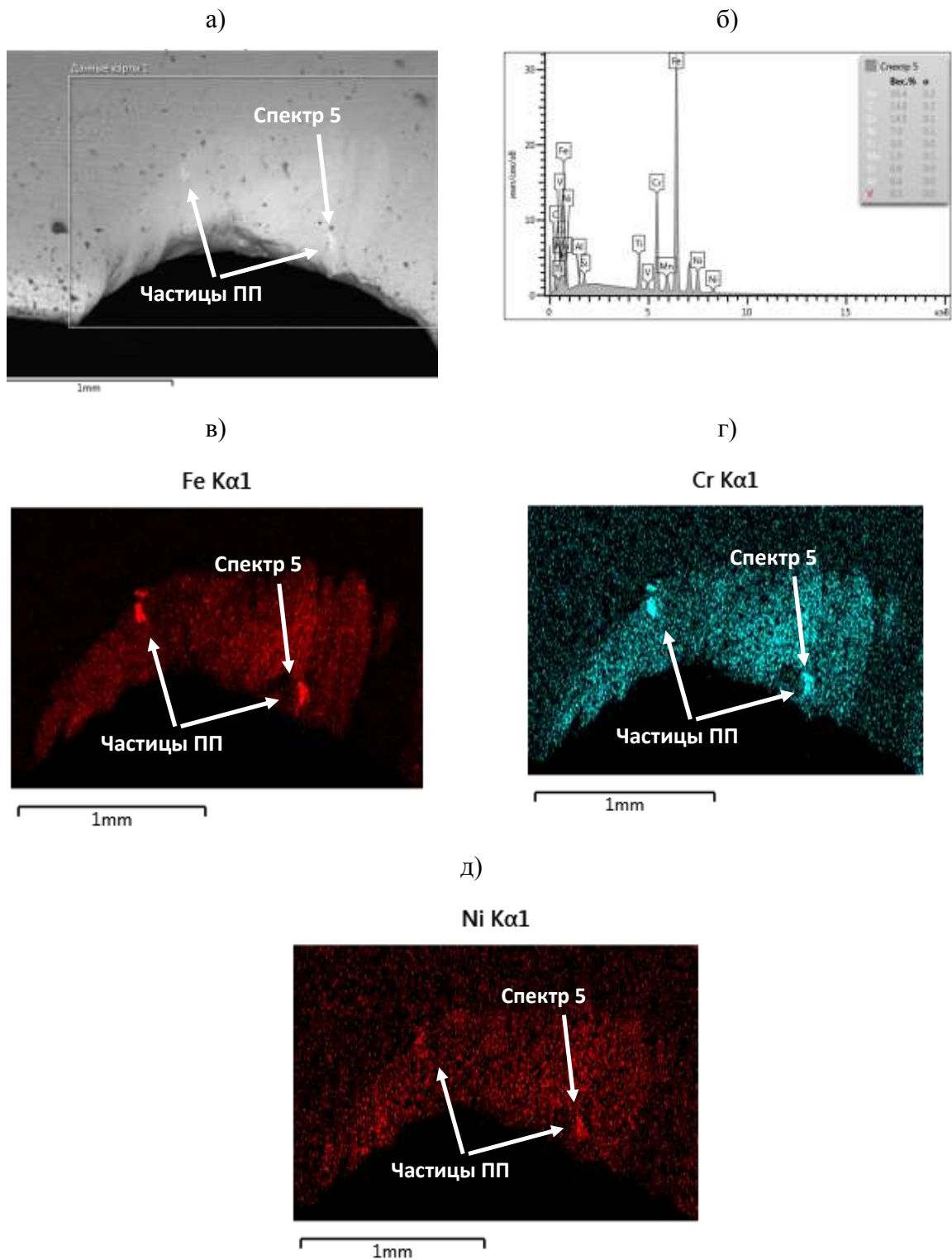


Рис. 6 – Общий вид области попадания РЛ II ст. КВД (а), спектр 5 (б), результаты проведения картирования по железу (в), хрому (г), никелю (д)

Вычисление показателя отклонения D1 для спектра № 5

	Cr	Fe	Ni	Fe/Cr	Cr/Fe	Ni/Cr	Cr/Ni	Ni/Fe	Fe/Ni	Показатель отклонения D ₁
Спектр 5	14.54	56.44	7.94	3.88	0.26	0.55	1.83	0.14	7.11	
марки сплавов										
12X18H10T	18	70.16	10	3.9	0.26	0.56	1.8	0.14	7.02	0
(ЭИ961)	11.25	83.78	1.65	7.45	0.13	0.15	6.82	0.02	50.77	324.06

Выводы

1. Разработана методика, которая позволяет по анализу микроследов, оставленных при повреждении посторонним предметом деталей РД, определять марку сплава, из которого изготовлен ПП.

2. Применение данной методики может помочь определить причину попадания ПП в РД. Кроме того, подобная методика может быть использована как экспресс метод для определения марки материала деталей РД.

Список литературы

1. Сиротин Н.Н., Марчуков Е.Ю., Сиротин А.Н., Агульник А.Б. Основы конструирования, производства и эксплуатации авиационных газотурбинных двигателей и энергетических установок в системе CALS технологий. Книга 3 Эксплуатация и надежность ГТД и ЭУ. М: Наука. 2012. 616 с.

2. Количественный электронно-зондовый микроанализ / Под ред. В. Скотта, Г. Лава – М: Мир. 1986. 352 с.

УДК 620.172.2

Экспериментальные исследования и обработка результатов испытаний на длительную прочность и ползучесть конструкционных жаропрочных сплавов для основных и особо ответственных деталей авиационных ГТД

А.С. Шершаков; Н.П. Вильтер, к.т.н.

asshershakov@ciam.ru
npvilter@ciam.ru

ФАУ «ЦИАМ им. П.И. Баранова»

Аннотация

Представлено описание оборудования испытательной лаборатории ЦИАМ, для определения характеристик ползучести и длительной прочности конструкционных жаропрочных сплавов для основных и особо ответственных деталей авиационных ГТД. Показан вариант обработки результатов эксперимента. Представлены результаты квалификационных перекрестных испытаний на длительную прочность и ползучесть с целью подтверждения достоверности экспериментальных данных получаемых в ходе испытания.

Ключевые слова:

испытательная лаборатория, АИМА-5, ползучесть, длительная прочность, сплав, температура, напряжение, деформация, эксперимент

Узлы и детали авиационных газотурбинных двигателей работают при разнообразных режимах и в различных условиях эксплуатации. В зависимости от назначения и срока службы конструкции факторами, лимитирующими ее безаварийную работу, могут быть либо накопленная при эксплуатации в течение установленного ресурса двигателя деформация, превышающая допустимые значения, либо разрушение конструкции, наступившее вследствие исчерпания длительной статической прочности. Можно привести немало примеров, когда реализуются эти факторы. Так, например, избыточная деформация ползучести диска и лопаток турбины при повышенных температурах и нагрузках может привести к перекрытию предусмотренных зазоров вследствие их вытяжки, касанию лопаток о корпус и выходу узла из строя. Здесь лимитирующим фактором является накопленная деформация ползучести или ее скорость. Если фактором, лимитирующим безотказную работу конструкции, является не чрезмерная деформация, а опасность разрушения, то характеристикой предельного состояния будет являться не предел ползучести, а предел длительной прочности.

На рисунке 1 (а, б) представлен образец для испытаний на длительную прочность и ползучесть в соответствии с требованиями стандартов на проведение испытаний (ГОСТ 10145-81 и ГОСТ 3248-81).

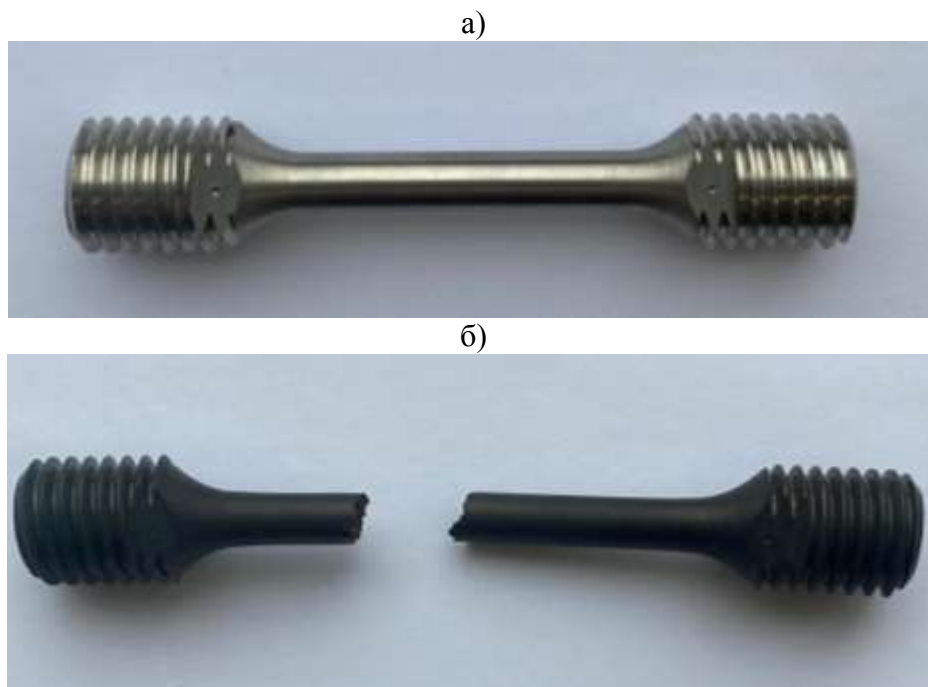


Рис. 1 – Образец для испытаний на длительную прочность и ползучесть: а – до испытания; б – после испытания

Не маловажным фактором является качество изготовления образцов, поскольку любые дефекты (царапины, риски и другие) на рабочей части могут значительно повлиять на результаты испытаний. На рисунке 2 показан пример плохого изготовления образцов.

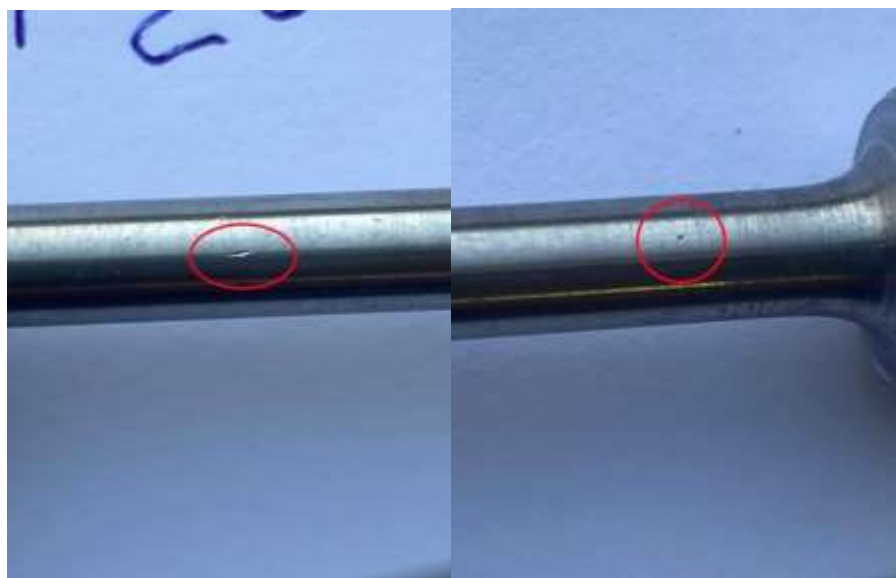


Рис. 2 – Возможные дефекты на рабочей части образца

Испытания проходят в Научно-испытательном центре ЦИАМ, на установках АИМА-5. Установки АИМА-5 (Рисунок 3) для испытания конструкционных металлических материалов на длительную прочность и ползучесть предназначены для создания нормированного значения меры силы (от 50 до 3000 кг) при температуре (от 300 до плюс 1150 °С) и могут также применяться для проведения испытаний на длительную прочность и ползучесть образцов из жаропрочных сплавов для авиационных ГТД. В лаборатории ЦИАМ также имеются испытательные машины, рассчитанные на испытания при более высоких температурах до 1600 °С. Принцип действия машин для испытаний на длительную прочность и ползучесть основан на приложении к испытываемому образцу нормированного значения силы при постоянном значении заданной температуры. Установка АИМА-5 имеет возможность проводить испытания с циклированием, с задаваемой величиной выдержки в цикле.



Рис. 3 – Машина АИМА-5 для испытаний на длительную прочность и ползучесть

Пульт управления испытательной машины АИМА-5 приведен на рисунке 4. На регуляторе можно задавать температуру и длительность испытания, время выдержки при достижении заданной температуры до испытания, включать и останавливать нагрев. Регулятор оснащен

графическим дисплеем с сенсорной панелью. Это позволяет изображать на экране органы управления и вводить информацию непосредственно с экрана нажатием на нужное изображение. Регулятор одновременно индицирует текущую температуру в каждой зоне электропечи. После испытания все значения сохраняются в компьютере. Эти данные с помощью программы обрабатываются и при этом отображаются в реальном времени испытания. Контрольный прибор «МЕТАКОН», позволяет регистрировать температуру образца. Сравнивая показания температуры полученные с регулятора и контрольного прибора, производится корректировка температуры.



Рис. 4 – Пульт управления и контрольный измерительный прибор «МЕТАКОН»

На рисунке 5 показан измеритель деформации навесной (ИДН-100Т). Измеритель деформации высокотемпературный (до +1100 °С), усредняющий ИДН-100Т предназначен для измерения продольной деформации образцов при испытаниях на ползучесть и в режиме растяжения при статических режимах нагружения. Имеет точность измерения 1 микрометр (0,001 мм).



Рис. 5 – Измеритель деформации навесной

Образец устанавливается между планками, которые закреплены на тяге. Под действием нагрузки преобразователь линейных перемещений, который упирается в кронштейн, получает сигнал. Данные с датчика передаются на компьютер с шагом минута, где обрабатываются и записывают в табличном и графическом виде. На верхнем графике рисунка 6 пишется температура, на нижнем – кривая ползучести, слева табличные данные (время испытания, температура по трем секциям печи и на образце, деформация). На рисунке 7 показаны кривые ползучести получаемые в ходе испытания.

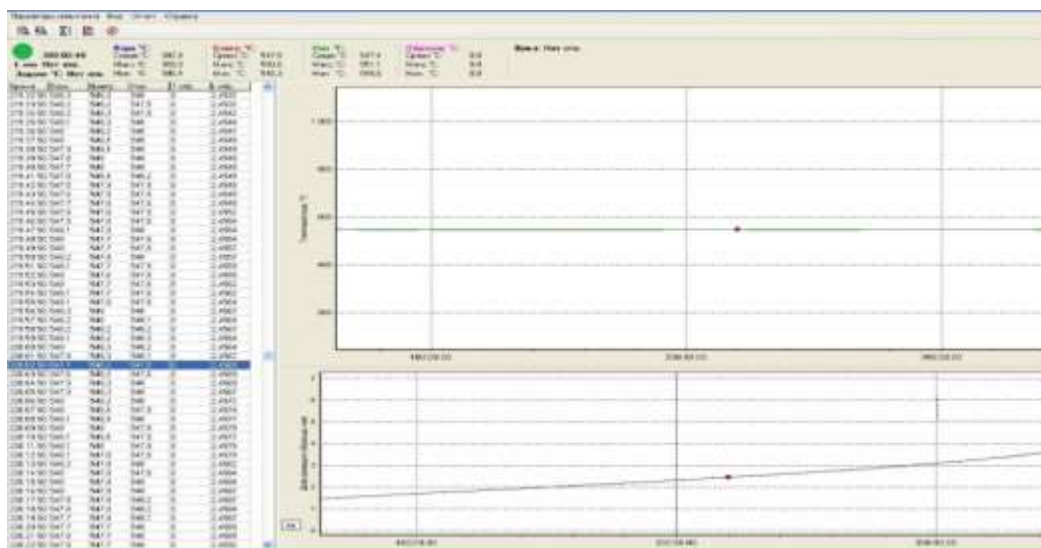


Рис. 6 – Запись экспериментальных данных в ходе испытания на компьютер

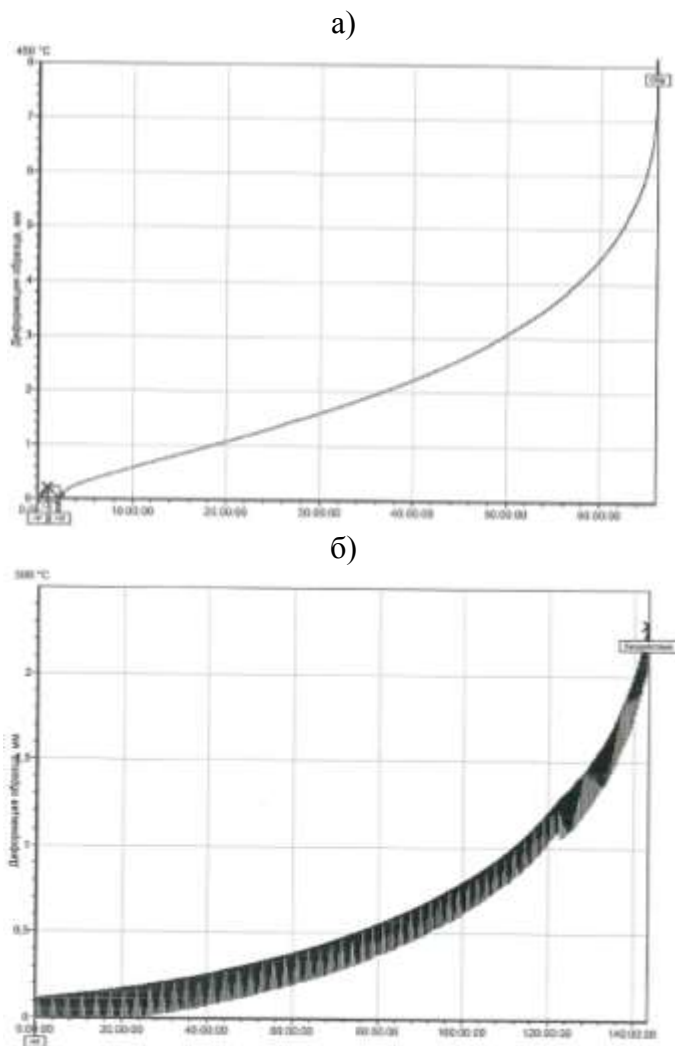


Рис. 7 – Кривые ползучести, получаемые во время испытания: а – обычное испытание на длительную прочность и ползучесть; б – с циклированием, время выдержки 5 минут

После проведения эксперимента производится замер испытанных образцов и делается расчет важных характеристик пластичности материала – относительное сужение и удлинение.

По полученным результатам испытаний строятся параметрические кривые длительной прочности и ползучести (для времени достижения деформаций 0,2, 0,5, 1, 2 %, в некоторых случаях и для 5 %) Ларсона-Миллера (рисунки 8, 9). По кривым Ларсона-Миллера, рекомендуется производить оценку коэффициентов запаса прочности для основных и особо ответственных деталей авиационных ГТД.

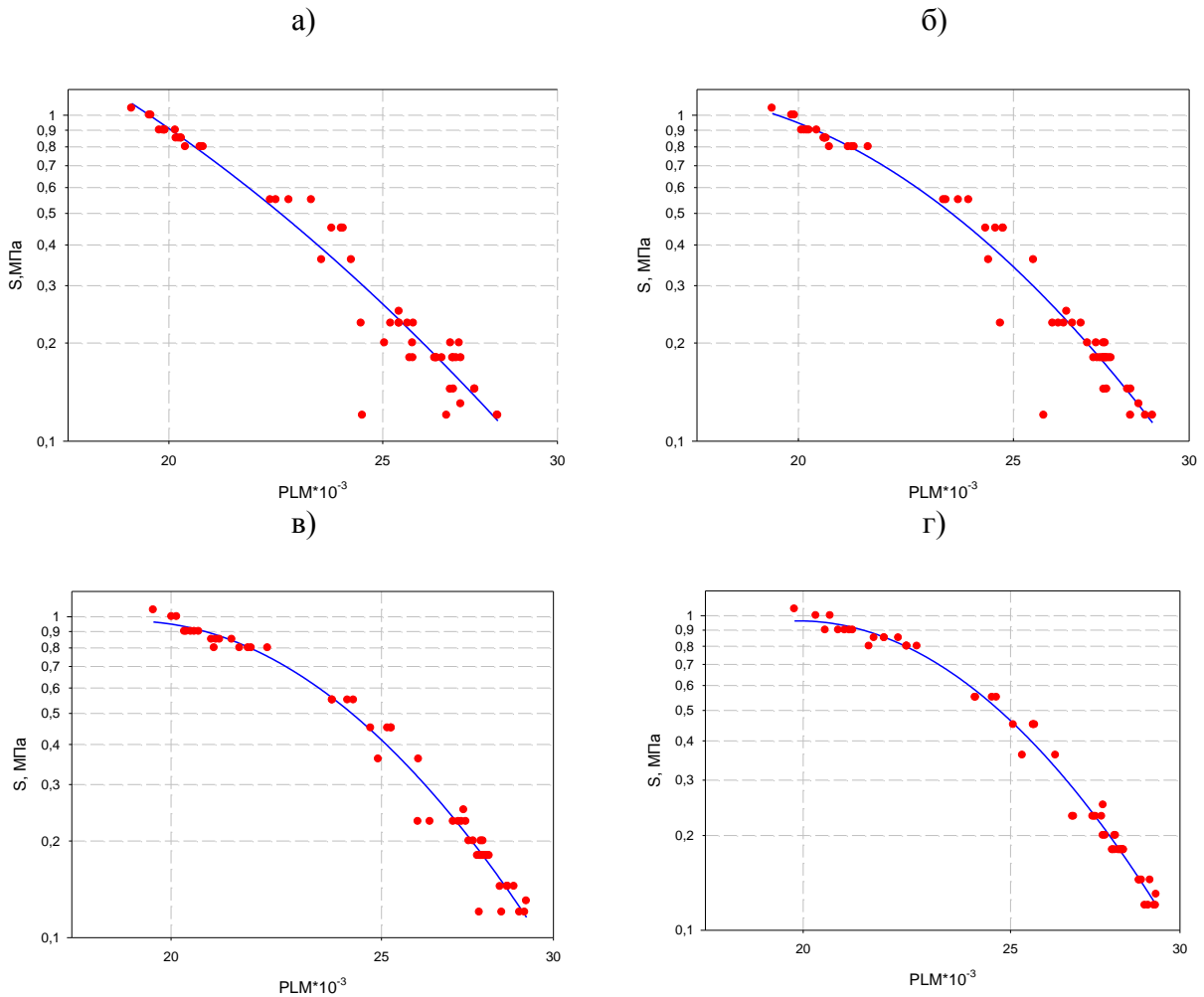


Рис. 8 – Условные параметрические кривые ползучести:
а – $\epsilon_{п}=0.2\%$; б – $\epsilon_{п}=0.5\%$; в – $\epsilon_{п}=1\%$; г – $\epsilon_{п}=2\%$

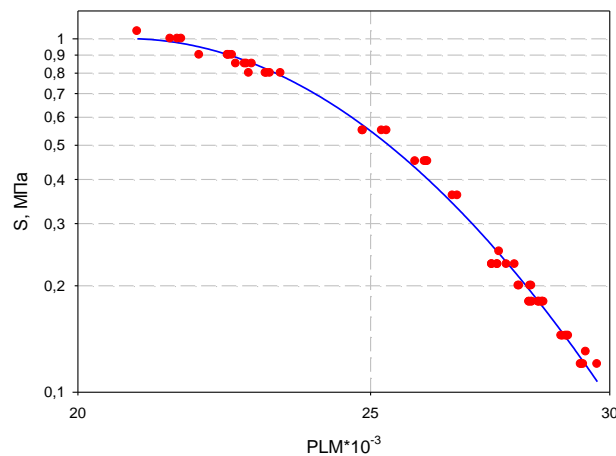


Рис. 9 – Условная параметрическая кривая длительной прочности

При проведении эксперимента важно знать, насколько достоверны получаемые результаты. Для этого лаборатория конструкционной прочности

ЦИАМ, каждый год успешно проходит квалификационные перекрестные испытания организованные международной группой SAFRAN при участии мировых авиастроительных корпораций, таких, как Airbus, GE, MTU, AerospaceSweden, Helicoptersand, Rolls Royce. Полученные в различных испытательных лабораториях результаты, передаются в уполномоченную для организации перекрестных испытаний фирму, где осуществляется статистическая обработка результатов всех участников. После статистической обработки результатов, предоставляется отчет, который позволяет подтвердить компетентность испытательной лаборатории.

На рисунках 10–12 приведены результаты квалификационных перекрестных испытаний на длительную прочность. Лаборатория ЦИАМ обозначена синей точкой. Результат оценивался по 3 параметрам: время до разрушения образца, относительное удлинение и относительное сужение.

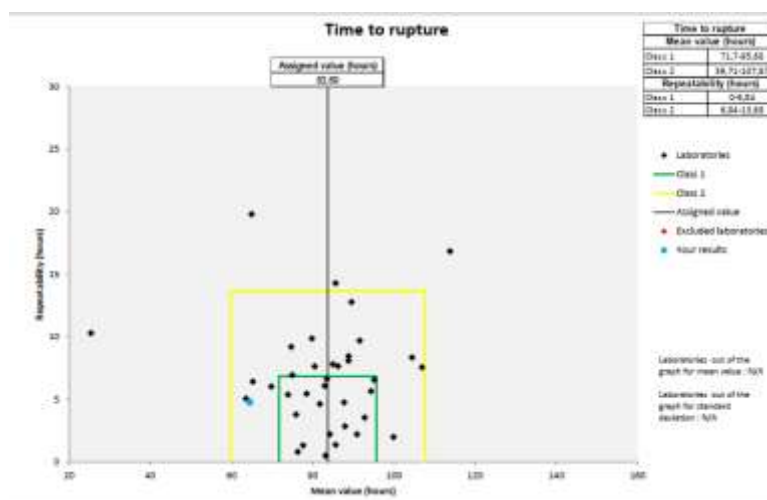


Рис. 10 – Результаты статистической обработки данных всех лабораторий при испытаниях на длительную прочность, построенные по времени до разрушения

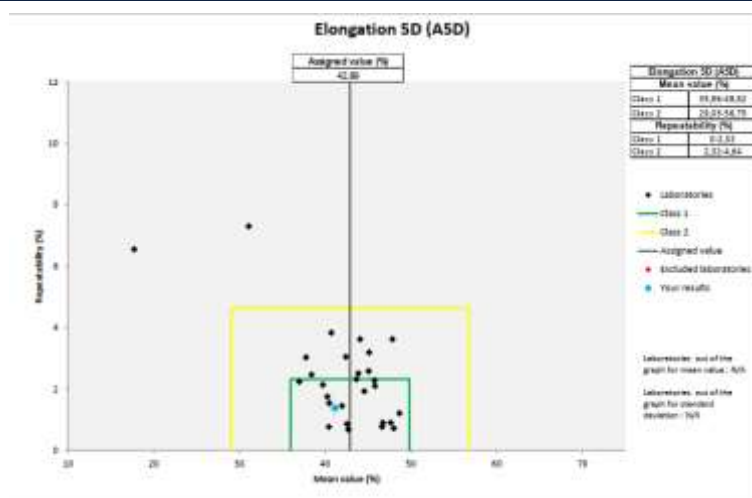


Рис. 11 – Результаты статистической обработки данных всех лабораторий при испытаниях на длительную прочность, построенные по относительному удлинению

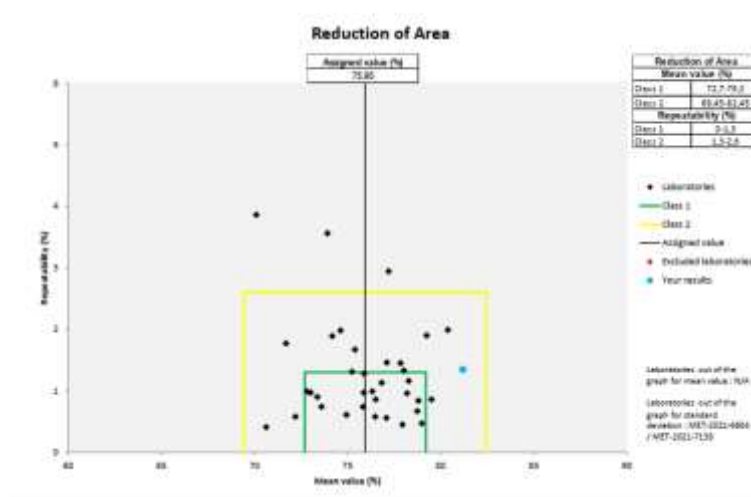


Рис. 12 – Результаты статистической обработки данных всех лабораторий при испытаниях на длительную прочность, построенные по параметру относительного сужения

Результат ЦИАМ на длительную прочность по параметрам времени до разрушения, относительному сужению, соответствует второму классу квалификации. Результат по параметру относительного удлинения, первому классу.

На рисунках 13, 14 представлены результаты статистической обработки результатов всех лабораторий, участвовавших в перекрестных квалификационных испытаниях на ползучесть, построенные по параметрам накопленной за 100 часов деформации ползучести и время до достижения полной накопленной деформации ползучести 0,1 %.

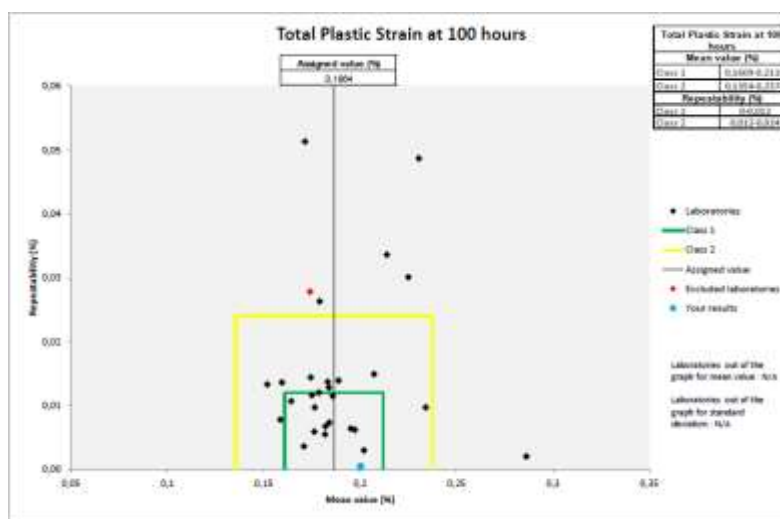


Рис. 13 – Результаты статистической обработки данных всех лабораторий, участвовавших в перекрестных квалификационных испытаниях на ползучесть, построенные по параметру накопленной за 100 часов деформации ползучести

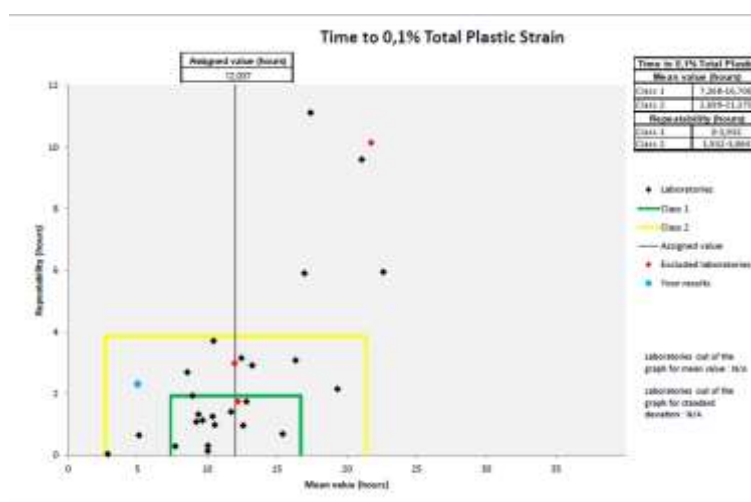


Рис. 14 – Результаты статистической обработки данных всех лабораторий, участвовавших в испытаниях на ползучесть, построенные по параметру время испытаний до достижения полной накопленной деформации ползучести 0,1 %

Результат по параметру накопленной за 100 часов деформации ползучести соответствует первому классу, а по времени испытаний до достижения полной накопленной деформации ползучести 0,2 %, второму.

Выводы:

1) Точность измерения деформации в 1 микрометр, а так же онлайн запись снимаемых параметров в ходе испытания с шагом в одну минуту, позволяет наиболее точно определять характеристики ползучести.

2) Предложенный вариант обработки результатов испытаний позволяет прогнозировать срок службы материала для деталей из конструкционных жаропрочных сплавов для основных и особо ответственных деталей авиационных ГТД.

3) Высокая достоверность результатов, получаемых в испытательной лаборатории ЦИАМ, позволила участвовать в специальной квалификации материалов для основных и особо ответственных деталей двигателя ПД-14 для самолета МС-21.

Список литературы

1. ASTM E139-11 Standard Test Methods for Conducting Creep, Creep-Rupture, and Stress-Rupture Tests of Metallic Materials.

2. Reports ref. Kit 3-1-2021 FINAL TEST REPORT PROFICIENCY TESTING PROGRAM 2021 PTP Metallic Scheme Kit 3-1-2021 Creep Test at 399 °C/750 °F – TA6V.

3. Reports ref. Reports ref. Kit 3-2-2021 FINAL TEST REPORT PROFICIENCY TESTING PROGRAM 2021 PTP Metallic Scheme Kit 3-2-2021 Stress Rupture Test at 450 °C/842 °F – TA6V.

4. И.И. Гольденблант, В.Л. Бажанов, В.А. Копнов // Длительная прочность в машиностроении. – М.: Машиностроение, 1977. – 248 с.

5. И.А. Биргер, Р.Р. Мавлютов // Сопротивление материалов: Учебное пособие. – М.: Наука. Гл. ред. физ.-мат. лит., 1986. – 560 с.

УДК: 678.5.067

Влияние ударных повреждений на прочность фрагментов лопасти энергоустановки

В.И. Митряйкин, д.т.н.; О.Н. Беззаметнов, к.т.н.; Е.В. Кротова

vmitryaykin@bk.ru

bezzametnovoleg@mail.ru

kati_mit@mail.ru

Казанский Национальный Исследовательский Технический Университет им. А.Н. Туполева - КАИ, ул. К. Маркса, 10, Казань, 420111, Россия

Аннотация

В работе рассматриваются варианты применения углеродного волокна в конструкциях лопастей ветровых электростанций с целью уменьшения веса конструкции, а также оценка их прочности после ударных воздействий. Разработана методика нанесения ударных повреждений по элементам лопасти ветровой энергоустановки и стандартным образцам. Исследован характер ударных повреждений углепластика современными методами неразрушающего контроля. Изучен характер снижения механических характеристик углепластика с различными схемами переплетения и интегральных панелей после ударных воздействий.

Ключевые слова:

Композиционные материалы, интегральные конструкции, ударные воздействия, повреждения, прочность интегральных панелей

Введение

Мировые энергетические рынки проходят этап, связанный с успешным развитием технологий в сфере возобновляемой энергетики и ростом их общей конкурентоспособности. В государствах-лидерах по внедрению «зеленых» энергетических технологий они составляют уже немалую долю в общем энергобалансе (например, в Германии порядка 50 %) и активно «теснят» традиционную, прежде всего, тепловую энергетику. В структуре российской энергетики основную долю занимают тепловые электростанции, далее следуют гидрогенерация и атомные электростанции. Действующая программа поддержки ВИЭ (возобновляемые источники энергии) в России нацелена не на кардинальное преломление этой сложившейся структуры, а, прежде всего, на создание отечественной производственной базы оборудования для «зеленой» энергетики.

В рамках программы развития «зеленой» энергетики в России на 2025–2035 г. разработан механизм поддержки производства, генерирующего оборудования на основе ВИЭ с целью получить не только «конечный продукт» в виде самих генерирующих объектов, но и полноценный научно-производственный комплекс, связанный с разработкой, внедрением, опытным и серийным производством компонентов энергетического оборудования для ВИЭ. В частности, для производства оборудования и компонентов для ветроэнергетических установок, в том числе гондол, стальных башен, лопастей, безредукторного генератора.

Таким образом, усиливаются стимулы к максимальной выработке «зеленой» энергии и появляется возможность для применения не только дешевых, но и наиболее эффективных по совокупности всех факторов технологий, при которых можно построить электростанции меньшей мощности, способные работать с более высокой загрузкой и с более низкой ценой производимой электроэнергии. Сочетание технологической и операционной конкуренции приведет к поэтапному снижению фактических

цен ВИЭ. В данной работе рассматривается технологическая проблема, связанная с повышением надежности и ресурса лопастей ветрогенераторов (рис. 1).



Рис. 1 – Конструкция лопасти ветрогенератора

В настоящее время растет потребность в производстве эффективных ветровых энергоустановок для получения электроэнергии [1]. Применение полимерных композиционных материалов в конструкциях лопастей и обтекателей электрогенераторов решает ряд задач, связанных с уменьшением массы агрегатов, стойкости к различным погодным и климатическим факторам и, как следствие, увеличением ресурса установки [2]. Зачастую при изготовлении лопасти в качестве армирующего материала применяется стекловолокно, однако в настоящее время идет разработка технологии изготовления данной конструкции из углеродного волокна [3]. Углепластики обладают повышенными эксплуатационными характеристиками, повышенной жесткостью и удельной прочностью. Однако основным ограничением применения данных материалов для изготовления конструкций лопастей является их высокая чувствительность к ударным воздействиям, например, к ударам града или кусков льда оторвавшихся при обогреве лопастей. Такие дефекты трудно обнаруживаемы при визуальном осмотре, при этом они существенно снижают способность конструкции

сопротивляться эксплуатационным нагрузкам и склонны к росту в процессе эксплуатации [4].

Композиционные материалы эффективно используются в конструкциях высоконагруженных агрегатов [5–8]. В отдельных элементах конструкций для восприятия осевых усилий растяжения и сжатия устанавливаются специальные продольные элементы силового набора – стрингеры, связанные с обшивкой. Они приформовываются к обшивке образуя Т-образную зону склейки. В настоящее время находят широкое применение подкрепленные панели из ПКМ, где силовой набор формируется вместе с изготовлением обшивки, такие панели называются интегральными. Под интегральными понимают изделия, состоящие из различных по конфигурации и функциям структурных элементов, объединенных в единое целое без соединительных швов. Польза от повышения степени интегральности очевидна, поскольку ПКМ в силу своих технологических характеристик, позволяют выйти на новый уровень интегрирования элементов в изделиях с высокой весовой отдачей.

В процессе изготовления и эксплуатации деталей и конструкций с силовым набором могут появляться различные дефекты. Характерными производственными дефектами являются пористость, расслоения, участки неполного отверждения, посторонние включения. Помимо производственных дефектов в процессе эксплуатации готовых изделий могут образоваться эксплуатационные дефекты. Наиболее опасным эксплуатационным дефектом является ударное повреждение.

Данная статья посвящена исследованию закономерностей влияния низкоскоростного удара на несущую способность элементов конструкции лопастей ветрогенераторов.

Объекты исследования и технология изготовления

С учетом поставленной задачи исследования было изготовлено три серии образцов У-1, У-2, У-3, имеющих различную природу и ориентацию армирующего материала из углеволокна (см. таблицу 1), в качестве связующего была выбрана единая эпоксидная композиция авиационного назначения SICOMIN SR 8500, обладающая высокими технологическими и эксплуатационными характеристиками. В качестве армирующего материала исследовались углеткани с различными схемами переплетения: полотно и мультиаксиальная ткань.

Таблица 1

Серия образца	Марка ткани	Тип переплетения	Пов. масса Wf, [г/м ²]	Направление волокон
У-1	СВХ 300	Мультиаксиальная	300	± 45
У-2	СВХ 301	Мультиаксиальная	300	± 45
У-3	СС 201	Полотно	194	0/90

Изготовление пластин выполнялось по технологии ручной укладки армирующего материала и прессового формования с применением жесткой формообразующей оснастки и подогреваемого пресса. Прессовое формование получило широкое применение благодаря технологической, аппаратурной простоте и универсальности, заключающейся в сжатии в полости пресс-формы оснастки с формуемым изделием. Изготовление оснастки выполнялось на специальном фрезерном станке с ЧПУ. Размеры формуемых пластин составляли 950×330×4 мм, а образцы для испытаний, имеющие размеры 150×100×4 мм, вырезались фрезой.

Помимо стандартных образцов углепластика были изготовлены фрагменты интегральных конструкций складчатого типа, которые представляют собой плоские панели с продольным силовым набором. Основной особенностью данной технологической схемы является возможность реализовать изготовление тонкостенной интегральной конструкции с

продольным и поперечным силовым набором методом складывания без разрезов и нарушения целостности армирующего материала.

Для исследования ударостойкости и постударной прочности были изготовлены образцы из двух типов материала: углепластика (ортогонально армированного однонаправленным безутковым углепрепрегом) (тип «С») и комбинации армирующих слоев углепластика, и полиэтиленпластика (тип «D»). Полиэтиленпластик вводился в конструкцию панели из предположения увеличения ударостойкости панели за счет более высоких энергопоглощающих свойств материала и снижения за счет этого повреждаемости силового набора панели. Всего изготовлено 6 пластин - по три пластины каждого типа (рис. 2). Ширина образцов – 100 мм, длина – 150 мм, высота стрингера – 12,5 мм. Для изготовления углепластиковых интегральных панелей использовался однонаправленный безутковый углепрепрег, армирование – ортогональное, количество слоев 11 ($0^\circ/90^\circ$). Толщина обшивок 1,25 мм. Изготовление панелей из комбинированного материала проводилось с использованием также безуткового углепрепрега и высокомодульной полиэтиленткани. Армирование – ортогональное. Схема укладки слоев: углепрепрег, формирующий нижнюю поверхность обшивки и стрингерный набор) 4 слоя ($0^\circ/90^\circ$); 2 слоя полиэтилен ткани (толщина 0,45 мм); 3 слоя углепрепрега.

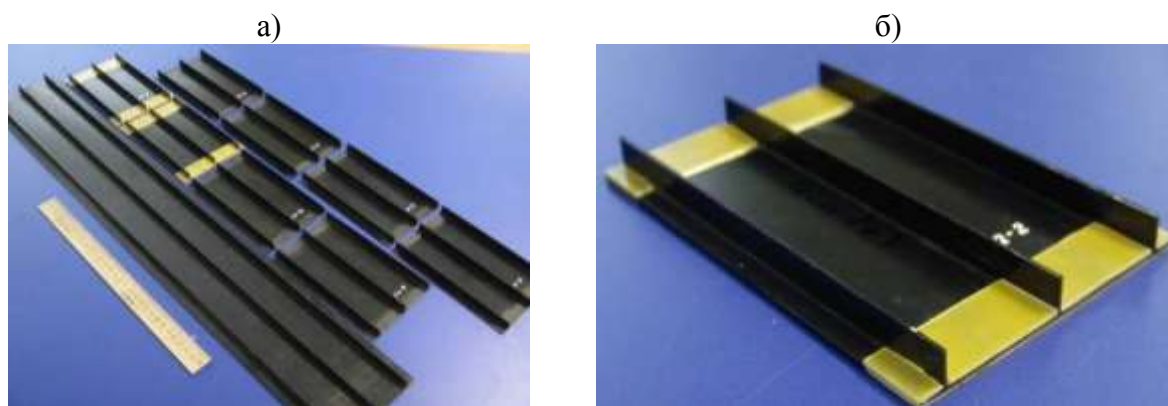


Рис. 2 – Образцы панелей и образцов складчатого типа из углепластика: *а* – серия образцов углепластиковых интегральных панелей для испытаний; *б* – образец со стеклопластиковыми накладками для испытаний на продольное сжатие

Исследование ударостойкости плоских образцов

Эксперимент по нанесению ударных повреждений проводился с учетом требований ГОСТ 33496–2015 / ASTM D7136M, который регламентирует испытания армированных ПКМ. Ударное воздействие на образцы осуществлялось с помощью копра с вертикально падающим грузом Instron Dynatup 9250 HV. Испытательная машина оснащена высокочувствительным пьезометрическим датчиком нагрузки с ударным наконечником диаметром 16 мм, который регистрирует нагрузку с точностью $\pm 1\%$ от измеряемого диапазона и линейностью 0,2%. Испытания образцов материала проводились с использованием стандартной испытательной оснастки с прижимами (Рис. 3, а), для проведения испытаний интегральных панелей был изготовлен вкладыш для пневматического зажима с вырезами под продольный силовой набор (Рис. 3, б).



Рис. 3 – Общий вид испытательного стенда с оснасткой для испытаний стандартных образцов (а) и интегральных панелей (б)

Для сравнения характеристик ударостойкости по стандартным образцам наносили повреждения свободно падающим грузом с наконечником полусферической формы в диапазоне энергий 10, 20, 30 Дж. Повреждение оценивали по размеру отпечатка и определяли тип повреждения согласно стандарту. При испытаниях системой регистрировалась установленная высота груза $H_{уд}$, его масса m , время

продолжительности эксперимента t , глубина внедрения ударника, контактная нагрузка P в процессе удара. По результатам эксперимента строились графики зависимости нагрузки и энергии от времени (рис. 4).

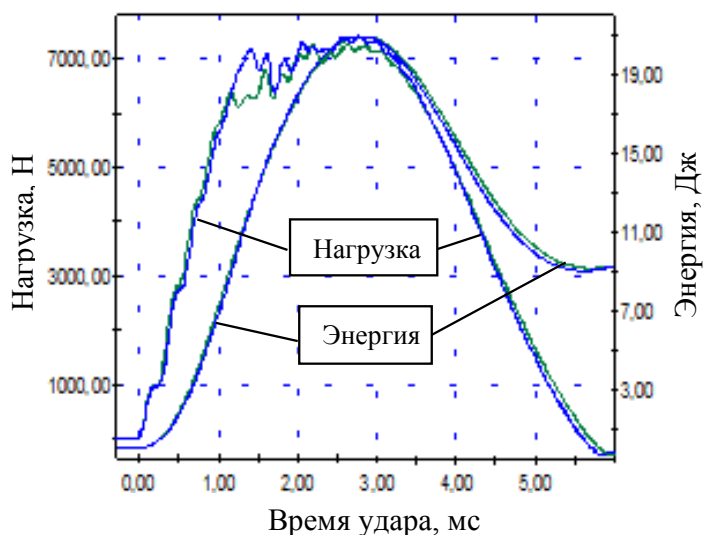


Рис. 4 – График зависимости контактной силы и энергии от времени удара

Для каждого образца рассчитывались значения параметров, характеризующих сопротивление разрушению: G – энергия удара, V – скорость ударника, P_{\max} – зарегистрированная максимальная контактная сила; E_a – поглощенная энергия в процессе удара, E_1 – энергия инициации повреждения, δ_{\max} – прогиб при максимальной нагрузке, $\delta_{\text{ост}}$ – остаточный прогиб.

Величина энергии инициации повреждения отражает предельное значение энергий удара, которое может выдержать материал без повреждения, т.е. является одним из критериев оценки ударостойкости. Вторым критерием оценки ударостойкости материалов является величина максимальной нагрузки, которая отражает реакцию образца на ударное воздействие (рис. 5).

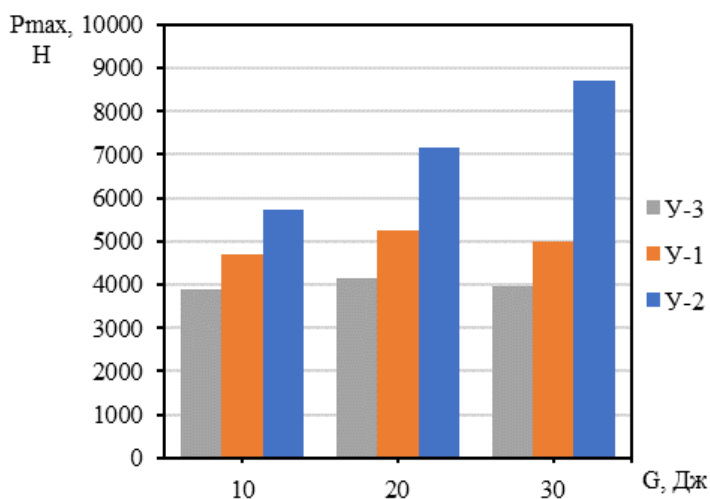


Рис. 5 – Диаграмма зависимости максимальной нагрузки от энергии удара образцов углепластика

Наилучшую ударостойкость показали образцы углепластика серии У-2. Данный материал показал наибольшее значение максимальной нагрузки во всем диапазоне энергий удара: оно составило 8712,9 Н при энергии удара 30 Дж. В качестве первичной оценки механических повреждений образцов ПКМ применены визуальный контроль и измерение геометрических характеристик вмятины. Размер отпечатка фиксировался сразу после удара и через 7 дней для измерения релаксации материала. Глубину вмятины определяли микрометром с цифровой индикаторной головкой, измерение геометрических характеристик вмятины в трех плоскостях производилось с помощью координатно-измерительной машины (КИМ) с лазерной сканирующей головкой.

Исследование ударостойкости интегральных панелей

Из условий инициации неполного разрушения интегральных панелей энергия удара составляла 2 и 10 Дж. Удар наносился в зону подкрепления обшивки стрингером, так как повреждение в данной зоне должно приводить к более сильному снижению прочности панели при постударном нагружении. Испытания образцов углепластиковых интегральных панелей показали, что панели (тип «С») обладают высокой жесткостью. Максимальная глубина внедрения ударника в панель (при ударе в 10 Дж)

составляет 4,5–5,4 мм. Среднее значение максимальной реакции углепластиковой интегральной панели при ударе 2 Дж составляет 1700 Н, при ударе 10 Дж – 2500 Н. На рис. 6 показан характер разрушения панели непосредственно в месте удара и с обратной стороны (в месте перехода нижней части обшивки в стрингер).

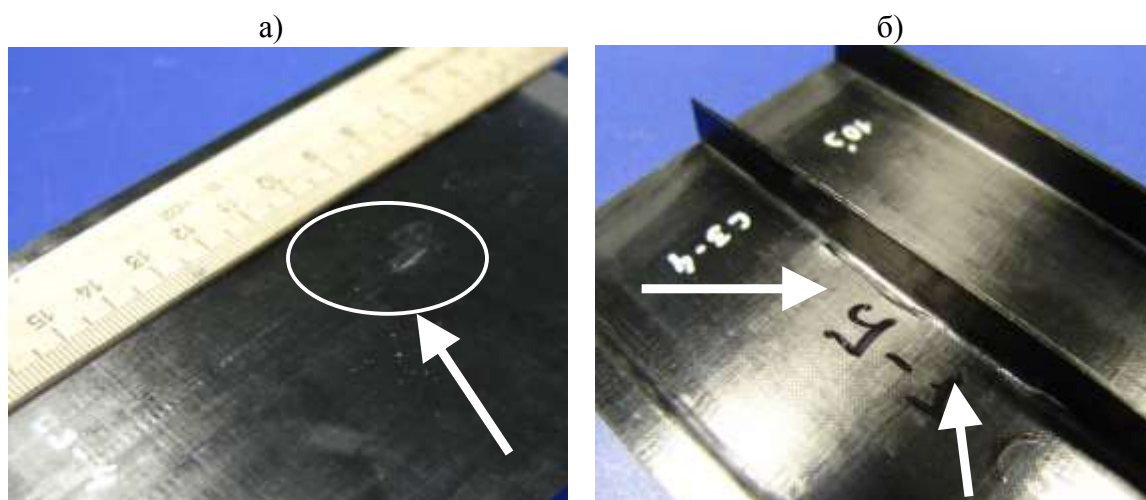


Рис. 6 – Характер повреждения внешней (а) и внутренней (б) стороны панели и стрингера при ударе 10 Дж

Эксперимент показал, что среднее значение максимальной нагрузки комбинированной интегральной панели при ударе 2 Дж составляет 1450 Н, при ударе 10 Дж – 2200 Н. По характеру нагружения можно сказать, что данный тип панелей более упруго воспринимают удар в 2 Дж, по сравнению со сплошными углепластиковыми панелями.

Визуальный осмотр показал, что при ударе в 2 Дж, для каждого типа панелей, видимых повреждений на панелях не наблюдалось, а удар в 10 Дж приводит к частичному внутрислоевому и межслоевому разрушению панелей с обратной стороны в месте перехода обшивки в стрингер.

Статические постударные испытания на продольное сжатие

Для проведения постударных испытаний в данной работе используется универсальная электромеханическая машина Instron 5882. Скорость нагружения штока составила 5 мм/мин. Образцы закреплялись в

специализированной испытательной оснастке и нагружались со скоростью сжатия 2 мм/мин до потери устойчивости. В ходе эксперимента записывали диаграммы деформирования и регистрировали наибольшую нагрузку P_{\max} , которую выдержал образец ПКМ с ударным повреждением. По окончании испытаний оценивали характер, область и местоположение разрушения.

На рис. 7 показан срез панели (тип «С») по месту удара и характер разрушения при сжатии. На данной фотографии видно, что по сечению панели наблюдаются характерные зоны повреждения: первая – трещина от действия удара под углом в 45° пересекает обшивку и выходит наружу у корневой части стрингера. Вторая зона – межслоевое разрушение, возникающее при продольном сжатии панели. Возможно, что это связано с низкой межслоевой прочностью материала.

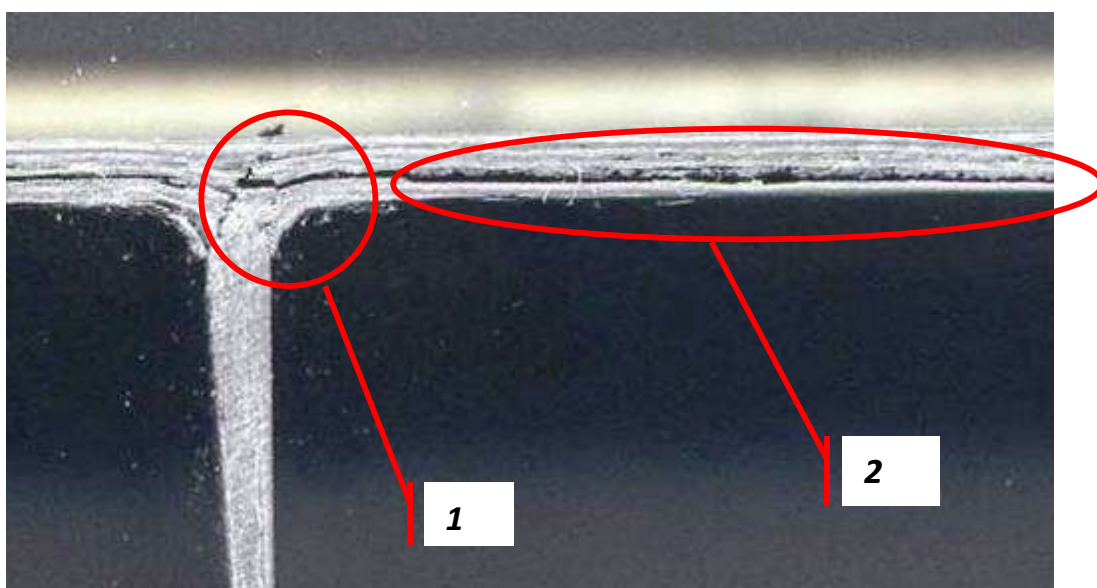


Рис. 7 – Характер разрушения по сечению панели в месте удара (10 Дж) после испытаний на продольное сжатие

Наиболее резкое падение несущей способности во всем диапазоне энергий показали стандартные образцы серии У-1. Максимальная нагрузка при разрушении интегральных углепластиковых панелей составляет около 42 кН, а комбинированных – 30 кН. Удар в 2 Дж практически не сказался на прочностных свойствах панелей при постударных испытаниях на продольное сжатие. Уменьшение максимального усилия при разрушении

углепластиковых панелей составляет не более 10 %, комбинированных – не более 5 %. Сравнение разных типов панелей при постударных испытаниях на продольное сжатие по среднему значению максимальной разрушающей нагрузки показано на рис. 8.

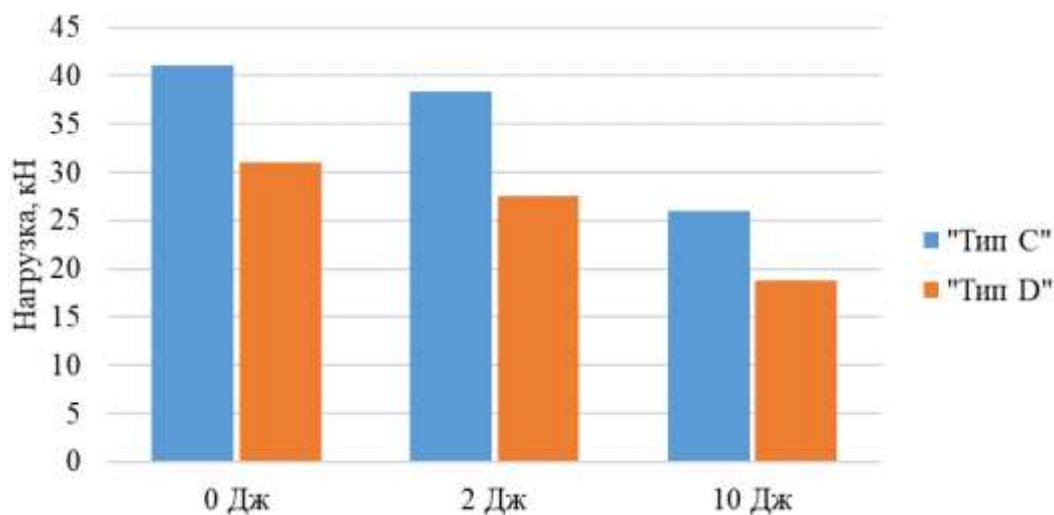


Рис. 8 – Гистограмма сравнения прочностных свойств образцов при продольном сжатии

Выводы

По результатам проведенного исследования показаны закономерности между параметрами ударостойкости и типом армирующего материала. Сделан вывод о том, что образцы углепластика серии У-2 имеют наилучшую ударостойкость. Данный материал показал наибольшее значение максимальной нагрузки во всем диапазоне энергий удара.

Образцы углепластиковых панелей (тип «С») обладают большей жесткостью по сравнению с образцами из комбинированного материала (уголь-полиэтиленпластик тип «D»). Среднее значение максимальной реакции углепластиковой интегральной панели при ударе 2 Дж составляет 1700 Н (1450 Н для панелей из комбинированного материала), при ударе 10 Дж – 2500 Н (2200 Н для панелей из комбинированного материала). Однако, по форме графиков зависимости нагрузки от времени на диаграмме ударного нагружения можно сказать, что панели из комбинированного

материала более упруго воспринимают удар в 2 Дж, по сравнению с углепластиковыми панелями.

Установлены зависимости снижения несущей способности образцов, имеющих различные ударные повреждения. Показано, что образцы углепластика серии У-2, имеющие мультиаксиальную схему переплетения, продемонстрировали наименьшее падение несущей способности после ударных воздействий во всем диапазоне энергий.

Образцы интегральных углепластиковых панелей имеют максимальную нагрузку при сжатии в среднем 40 кН. Образцы панелей из материала «уголь-полиэтиленпластик» показали результат на 25 % хуже (30 кН). Для повышения ударостойкости и живучести панелей необходимо повышать межслоевую прочность в композиционном материале. Увеличение толщины обшивки и стрингеров также должно привести к увеличению прочности и ударостойкости данных конструкций.

Интегральные панели позволяют реализовать прочную и ударостойкую конструкцию, сочетающую в себе оптимальные решения по выбору конструктивных параметров панели, схемы подкрепления, выбору армирующих материалов и схемы укладки.

Результаты эксперимента показали, что сочетание различных по своим свойствам материалов, таких как углепластик и полиэтилен пластик, может привести к увеличению ударостойкости конструкции, за счет предотвращения развития трещин и разрушения материала от места инициации повреждения на обшивке к силовому набору.

Работа выполнена при финансовой поддержке программы стратегического академического лидерства «Приоритет-2030».

Список литературы

1. Ветроэнергетические технологии, 50-я структура AAA, Структурная динамика, и Материалы конференции Палм-Спрингс, Май (2009).
2. Watson C.J. Composite Materials for Wind Blades // Wind Systems. – 2010. – Vol. 66. – pp. 46–51.
3. Окольников Г.Э., Бронников Д.А., Щедрин Н.И. Использование углеродного волокна в конструкциях ветровых электростанций. _ Системные технологии. – 2018. – № 27. – С. 60–63.
4. Беззаметнов О.Н., Митряйкин В.И., Халиулин В.И. Испытания низкоскоростным ударом различных композиционных материалов / Вестник Московского авиационного института. – 2019. – Т. 26. – № 4.
5. Каблов Е.Н. Авиационное материаловедение в XXI веке. Перспективы и задачи. Авиационные материалы. Избранные труды ВИАМ 1932-2002. М. – 2002. – С. 23–47.
6. Колосова А.С., Сокольская М.К., Виткалова И.А., Торлова А.С., Пикалов Е.С. Современные полимерные композиционные материалы и их применение. Международный журнал прикладных и фундаментальных исследований. – 2018. – № 5 (часть 1). – С. 245–256.
7. Савин С.П. Применение современных полимерных композиционных материалов в конструкции планера самолётов семейства МС-21 // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. – 2012. – Т. 14. № 4 (часть 2). – С. 686–693.
8. Полимерные композиционные материалы: научное издание / Баженов С.Л., Берлин А.А., Кульков А.А., Ошмян В.Т. – Долгопрудный: Издательский дом «Интеллект». – 2010. – 352 с.

УДК 620.178.746.4:539.422.23

Оценка связи сопротивления металла вязкому разрушению с поглощенной энергией при испытаниях падающим грузом

А.В. Ларионов; В.Ю. Филин, д.т.н.; А.В. Ильин, д.т.н.

npk3@crism.ru

НИЦ "Курчатовский Институт" - ЦНИИ КМ «Прометей». 49, Шпалерная ул., Санкт-Петербург, 191015, Россия

Аннотация

При испытаниях падающим грузом на вертикальных копрах необходим переход к измерению поглощенной энергии (работы удара), для этого разработана методика калибровки систем измерения, а также предложены некоторые шаги по обоснованию требований.

Ключевые слова:

испытания падающим грузом, поглощенная энергия, требования

Введение. Описание методики испытаний

ИПГ входит в перечень аттестационных испытаний хладостойких судостроительных сталей и используются при контроле серийного производства труб и штрипса для магистральных трубопроводов. Данный метод испытаний описан в следующих нормативных документах: ГОСТ 30456, СТО-07516250-259-2014 (НИЦ "Курчатовский институт" – ЦНИИ КМ "Прометей"), API RP 5L3, ASTM E436, DIN EN 10274. Испытание заключается в воздействии падающего груза на образец с острым надрезом, нагружаемый по схеме трехточечного изгиба. Скорость груза при контакте с образцом должна быть в пределах 5...9 м/с, начальная потенциальная энергия груза поглощается разрушаемым образцом, остаток гасится демпферами копра.

Размеры образца в перечисленных стандартах примерно одинаковы: длина около 300 мм, стандартная высота около 75 мм, глубина концентратора около 5 мм. В пределах возможностей испытательного оборудования образцы должны иметь натурную толщину, поэтому копры для испытаний должны обеспечивать большую энергию удара, что заставляет использовать грузы, падающие вертикально. Допуски на размеры нетто-сечения образца достаточно широки. По ГОСТ 30456 нетто-сечение образца может иметь высоту от 67.5 до 72.5 мм (разница до 7 %).

Способы изготовления концентраторов: П – прессованный острым ножом, Р – механически обработанный резанием, Ш – шевронный пропил. Концентратор типа Р включен только в ГОСТ, считается, что он вносит дополнительную неопределенность в результат испытания, так как может быть выполнен на разных режимах резания, то есть вносить различный наклеп. Однако следует иметь в виду, что согласно современным нормам, например, «Правилам классификации и постройки морских судов» Российского морского регистра судоходства, данный вид испытаний применяется и для высокопрочных сталей, когда прессование надреза

обеспечить невозможно: нож будет либо сминаться, либо откалываться. Шевронный пропилен рекомендован в тех случаях, когда желательно снизить работу разрушения образца, то есть при переходе к количественному критерию вряд ли будет применим.

С апреля 2022 года вступает в силу новая редакция ГОСТ 30456 на испытания падающим грузом. В нем предусмотрен постепенный переход от качественного критерия (процента волокна) к количественному – измерению поглощенной энергии (работы удара). С одной стороны, это призвано облегчить работу испытательных лабораторий по измерению доли волокна. С другой стороны, это позволит обоснованно назначать количественные требования к величине поглощенной энергии $A_{п}$.

Современные стали показывают многообразие морфологии изломов, при этом не ясно, как трактовать участки квазискола, образовавшиеся на фоне больших пластических деформаций. Термомеханическая обработка делает производство стальных полуфабрикатов дешевле, однако повышает склонность металла к расщеплению при испытании. Расщепления, с одной стороны, блокируют появление кристаллических участков при температурах испытания, и сами должны трактоваться как вязкие участки излома, однако они снижают сопротивление распространению трещины.

Очевидно, что необходимо переходить к количественной характеристике результата испытания – работе разрушения образца (поглощенной энергии) $A_{п}$. Новая редакция ГОСТ призывает к такому переходу. Однако определение $A_{п}$ сопряжено с необходимостью решения вопросов по трем направлениям:

– инструментация — какие средства измерения использовать, и как решать возникающие методические проблемы,

– метрология — как оценивать неопределенность измерения поглощенной энергии на инструментированных вертикальных копрах различных изготовителей,

– требования — как обосновать нормы поглощенной энергии.

Цель настоящей работы – изложение путей решения перечисленных проблем и представление некоторых результатов, полученных авторами.

Калибровка системы измерения поглощенной энергии при испытаниях ИПГ

Известны различные способы инструментации вертикальных копров. Наиболее простым способом является установка акселерометра на падающий груз. В НИЦ «Курчатовский институт» – ЦНИИ КМ «Прометей» установлена лазерная система измерения скорости груза с использованием эффекта Доплера. Более распространенным является оснащение копров силоизмерителем на бойке и датчиком перемещения бойка. Считается, что последний вариант считается более точным по сравнению с использованием акселерометра, поскольку не требуется определение перемещения как второй производной ускорения, а также по сравнению с использованием доплеровского датчика скорости, когда перемещение определяется как ее производная. Основная проблема заключается в выделении поглощенной образцом энергии из потенциальной энергии груза, установленной перед испытанием: избыток этой энергии гасится амортизаторами копра.

Инструментация копра позволяет осуществлять запись диаграммы деформирования образца и перейти к вопросу разделения поглощенной образцом энергии A_n на энергию зарождения трещины A_z и энергию ее распространения A_p , поскольку с использованием современных методов нелинейной механики разрушения можно оценить требуемые значения последней. Важным аспектом является разработка методики калибровки измерительных систем копров, которая позволяет оценить точность измерения поглощенной энергии.

Калибровка средств измерения (СИ) — это совокупность операций, выполняемых в целях определения действительных значений метрологических характеристик СИ, она осуществляется в соответствии с

ГОСТ Р 8.879. Для системы, предназначенной для измерения работы разрушения образцов при испытании падающим грузом, если она не является СИ утвержденного типа, для установления её метрологических характеристик, необходимо применять калибровку, так как ни в одном известном нормативном документе нет требований к погрешностям величин, измеряемых такой системой. Производители копров также не смогли указать данные характеристики по запросу НИЦ "Курчатовский институт" – ЦНИИ КМ "Прометей".

Для проведения процедуры калибровки необходимо испытать серию образцов, металл которых находится в полностью вязком состоянии, так как при проскоке трещины по хрупкому механизму нет возможности останавливать разрушение. Исходя из перечисленных выше допусков на размеры образца, поглощенная ими энергия даже в этом случае будет иметь достаточно большой разброс. Из этого следует вывод, что для сравнения результатов испытаний, получаемых на разных копрах, с учетом разной массы падающего груза, обязательно соблюдение следующих требований: одинаковая номинальная высота нетто-сечения и толщина образцов, один и тот же тип надреза, скорость удара, близкая к минимально необходимой для разрушения образца, при некоторой установленной массе груза.

С целью калибровки предложено использовать величину энергии, поглощенную образцом, не полностью разрушенным при испытании, однако достаточную для достижения прогиба более 30 мм. При этом, получив определенный прогиб, образец полностью останавливает падающий груз. В этом случае исключается потеря энергии в демпферах, а значения энергии копра близки к требуемым стандартами для полного разрушения образца. Методика основана на сопоставлении значений поглощенной энергии, полученных двумя независимыми методами: измерительной системой, калибровку которой необходимо провести, и прямым определением по величинам массы и высоты подъема груза.

Перед испытанием первого образца оценивают энергию удара копра, достаточную для разрушения образца, по СТО-07516250-259-2014,

$$E = KV \times t \times \sigma_T / 100, \quad (1)$$

где $E \geq A_{\Pi}$ – потенциальная энергия копра, Дж, KV – среднее значение работы удара на образцах Шарпи тип 11 по ГОСТ 9454 при комнатной температуре, Дж, t – толщина образца, мм, σ_T – предел текучести материала при комнатной температуре, МПа.

Оценку ожидаемого уровня A_{Π} предлагает откорректированная формула компаний Nippon Steel и Sumitomo [1]

$$A_{\Pi} = 6.6 t^{1.5} KV^{0.544}. \quad (2)$$

Физическое обоснование формул вида (1) или (2) состоит в попытке учета масштабного эффекта между двумя типами образцов – ИПГ и Шарпи, – испытываемых по схеме приложения нагрузки ударным изгибом. Приведем примеры использования таких формул по результатам испытаний, выполненных авторами. Для стали Х60 толщиной 22 и 32 мм с пределом текучести 425 МПа и работой удара $KV \approx 200$ Дж оценки величины E по формуле (1) составляют 18700 и 27200 Дж, соответственно. По формуле (2) получены оценки $A_{\Pi} = 12160$ и 21330 Дж. Замеренная поглощенная образцами энергия составила 11200...13000 Дж для образцов толщиной 22 мм и 14100...22000 Дж для образцов толщиной 32 мм.

Для стали 09ХНЗМДФ толщиной 15 и 30 мм с пределом текучести 900 МПа и работой удара $KV \approx 180$ Дж оценки величины E по формуле (1) составляют 24300 и 48600 Дж. По формуле (2) получены оценки $A_{\Pi} = 5880$ и 16620 Дж, соответственно. Замеренная поглощенная образцами энергия составила 7670 Дж для образца толщиной 15 мм и 22590 Дж для образца толщиной 30 мм. Таким образом, формула (1) обеспечивает достаточность энергии копра, а формула (2) дает приемлемую оценку поглощенной энергии для категорий прочности, характерных для трубных сталей, но недооценивает поглощенную энергию для высокопрочной стали.

Процедура калибровки заключается в следующем. Производят испытание первого образца из серии с потенциальной энергией копра E , гарантированно позволяющей полностью разрушить образец, и измеряют поглощенную образцом энергию $A_{п}$. Дальнейший выбор энергии E направлен на то, чтобы получить как минимум три образца, которые при испытании достигли прогиба 30 мм и более, не разрушившись полностью. Для этих образцов определяют поглощенную энергию по формуле

$$A_{п} = P h, \quad (3)$$

где P – вес груза, Н, h – полный путь, пройденный грузом до момента его полной остановки, м,

$$h = h_1 + h_2, \quad (4)$$

где h_1 – высота сброса груза до контакта с образцом, h_2 – расстояние, пройденное бойком от момента касания верхней поверхности образца до его полной остановки (рис. 1, а).

Полученное по формуле (3) значение сравнивают с показанием измерительной системы копра и определяют относительную или абсолютную погрешность измерений. Выполнение испытаний образцов стали категории прочности Х60 с надрезом типа Р при комнатной температуре на копре НИЦ «Курчатовский институт» - ЦНИИ КМ «Прометей» показало, что практически во всех случаях относительная погрешность измерений не превышает 1% (рис. 1, в), и это значение может быть принято в качестве критерия калибровки.

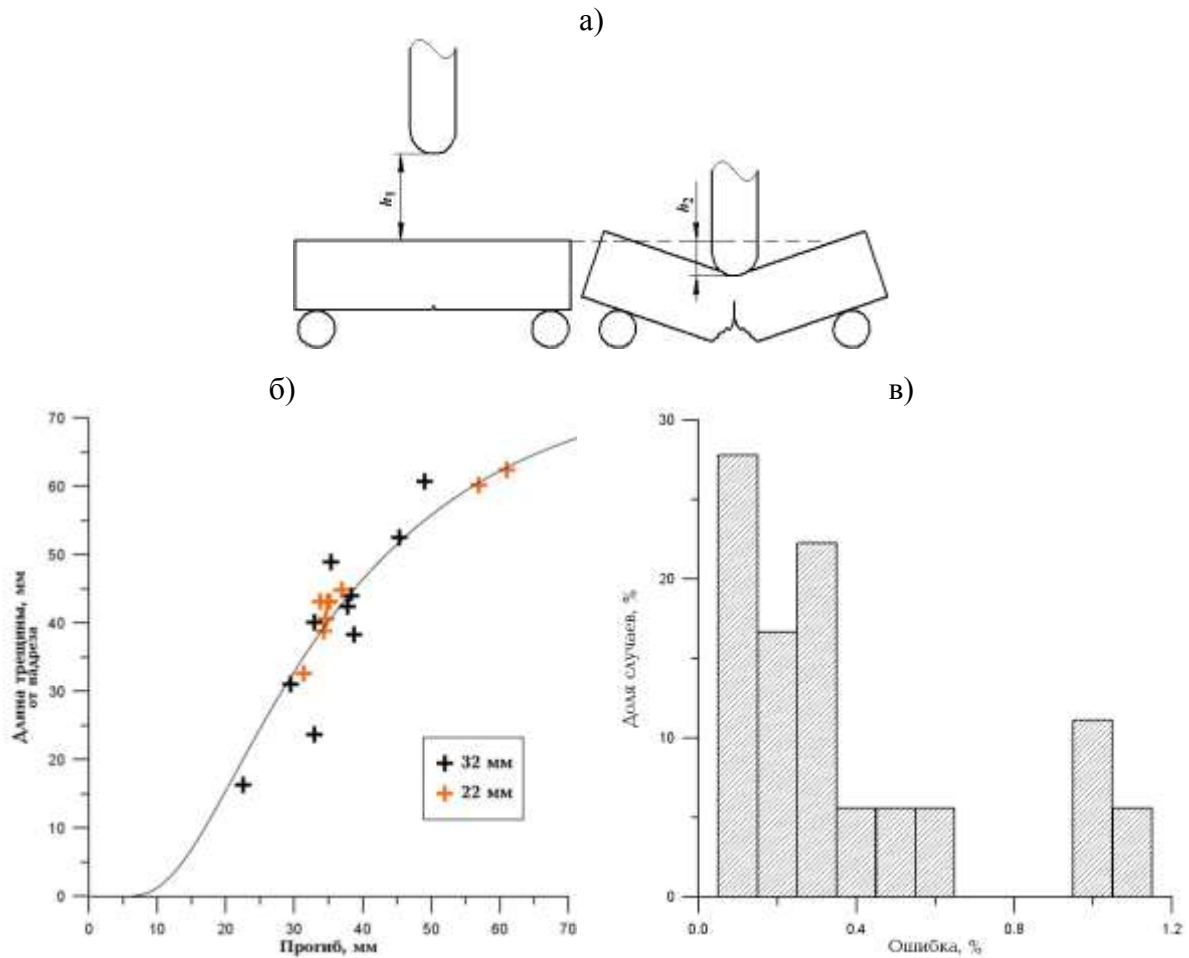


Рис. 1 – Путь, пройденный бойком при испытании образца (а), зависимость длины трещины от прогиба h_2 на недоразрушенных образцах стали Х60 (б) и распределение ошибки определения A_{II} (в)

Испытанные образцы показали полностью вязкий механизм разрушения. В экспериментах авторов с тепловым окрашиванием недоразрушенных образцов подтверждено, что полное разрушение образца происходит при прогибе не более $h_2 = 70$ мм (рис. 1, б), и эта величина может служить обоснованной границей окончания рассмотрения диаграммы нагружения. Установленная энергия копра была практически одинаковой, что говорит об отсутствии ее корреляции с длиной продвижения трещины в образцах и, соответственно, о большом разбросе A_{II} на верхнем шельфе температурной кривой. Одним из источников такого разброса является неконтролируемый наклеп при нанесении концентраторов резанием.

Оценка уровня требований к поглощенной энергии

Для выполнения такой оценки можно использовать известные корреляции работы распространения трещины A_p с параметром механики разрушения СТОА – критическим углом раскрытия в вершине трещины. В НИЦ «Курчатовский институт» – ЦНИИ КМ «Прометей», например, было показано [6], что существенное влияние оказывает наличие расщеплений – с увеличением их суммарной протяженности в изломе СТОА падает. Согласно [7], критическое значение СТОА в градусах может быть связано с работой пластического деформирования на губах среза w_{pl} [Дж/мм³] формулой

$$(\text{СТОА})_c = \frac{180}{\pi} (2571) \frac{w_{pl}}{\sigma_{0d}}, \quad (5)$$

где $\sigma_{0d} = 0.65 (\sigma_T + \sigma_B) \approx 1.5 \sigma_T$ — аналог напряжения течения, МПа, величину w_{pl} можно поставить в соответствие объёму «зоны процесса», связанной с размерами нетто-сечения излома при разрушении по вязкому механизму,

$$w_{pl} = A_p / [(W - a_0)t^2], \quad (6)$$

где A_p – работа распространения трещины в образце, Дж, $(W - a_0) \approx 70$ мм – начальная высота нетто-сечения образца.

Выражение (6) отличается от ранее предложенного авторами в работе [4], но включает предложенный в той же работе объем «зоны процесса», который подтверждается накопленными авторами экспериментальными данными по поглощенной энергии при ИПГ материалов различных категорий прочности и толщин, находящихся в полностью вязком состоянии.

Тогда для критического значения СТОА в градусах получаем

$$(\text{СТОА})_c = 1400 \frac{A_p}{t^2 \cdot \sigma_T}. \quad (7)$$

Критическое значение СТОА обсуждается исследователями до сих пор. Согласно данным Ги Плювинажа [8], давление остановки трещины в трубопроводе значительно возрастает при росте СТОА до 10°, и гораздо

медленнее при дальнейшем увеличении СТОА. В первом приближении приемлемое значение $(СТОА)_c$ согласно [8] должно составлять не менее 15° , что согласуется с данными авторов [4, 6], получивших $(СТОА)_c = 11...17^\circ$. Тогда уровень требований к работе распространения трещины в образце ИПГ должен находиться на уровне $A_p \approx 0.01 \cdot t^2 \cdot \sigma_T$. Например, для стали толщиной 19 мм с пределом текучести 500 МПа это составит 1800 Дж.

Для определения требований к величине поглощенной энергии A_n необходимо оценить работу зарождения трещины в образцах ИПГ. Из предыдущей работы авторов [4], где работу зарождения трещины исключали за счёт хрупкой наплавки на образцы ИПГ из стали К65 с пределом текучести около 600 МПа, следует, что уровень работы зарождения трещины в образцах ИПГ A_3 , Дж, при температурах вязко-хрупкого перехода в численном выражении составлял

$$A_3 \approx 200 t. \quad (8)$$

Как показали новые испытания высокопрочной стали марки 09ХНЗМД, таблица 1, на верхнем шельфе температурной зависимости A_n старт трещины как от надреза, так и от хрупкой наплавки сопровождается большой пластической деформацией, выделить работу A_3 затруднительно.

Таблица 1

Результаты сравнительных испытаний ИПГ образцов из стали 09ХНЗМД с надрезом и хрупкой наплавкой

Толщина образцов, мм	$T_{исп}, ^\circ C$	Доля волокнистой составляющей в изломах	A_n , Дж, на образце с надрезом	A_n , Дж, на образце с хрупкой наплавкой	A_3 , Дж
15	+20	100	6960	6470	490
	-90	100	8120	5520	2590
	-90	100	6680	4100	
	-120	0	2560	450	2185
	-120	0	2600	340	
30	+20	100	21920	19660	1490
	+20	100	20710	19990	
	-120	0	6610	930	4390
	-120	0	4190	1090	

Оценка A_3 получена авторами на нижнем шельфе температурной зависимости, она несколько ниже полученной ранее и составляет около $150t$. Поэтому формула (8) дает консервативную оценку и может быть использована для стали различных категорий прочности. Таким образом, может быть предложена полиномиальная аппроксимация обобщенного требования к поглощенной энергии,

$$A_n \approx 0.01t^2 \sigma_T + 200t. \quad (9)$$

Оценивая результаты, представленные в таблице 1, можно заключить, что верхний шельф температурных зависимостей поглощенной энергии соответствует примерно 1.5 требуемого по (9) значения.

О методике оценки требований к поглощенной энергии на основании результатов моделирования МКЭ

Вторым путем определения требований к величине A_n является оценка удельной энергоемкости разрушения металла, соответствующей полностью вязкому механизму разрушения. Для этого выполняется моделирование распространения трещины в образце и опытное определение распределений деформации вблизи поверхностей изломов испытанных падающим грузом образцов с участками различной морфологии.

Математическое моделирование процесса разрушения образца ИПГ методом конечных элементов (МКЭ) является перспективной задачей авторов и в настоящее время выполняется с использованием критериев конкурирующего вязкого и хрупкого разрушения, использованных авторами для моделирования других типов образцов: ТКБ, Шарпи и широких пластин [9, 10]. Обновленные критерии представлены в докладе «Определение критических температур хрупкости стали на базе численного моделирования испытаний образцов Шарпи», также представленного на конференции «Тестмат-2022».

Эксперимент по оценке критической деформации, соответствующей различным видам разрушения, основан на предполагаемом соответствии

значений твердости HV5, измеренных вблизи поверхностей разрушения образцов ИПГ, с аналогичными значениями, полученными на образцах на сжатие из того же металла, продеформированными в различной степени. В качестве материала для исследований использовали прокат судостроительной стали марок F420 и F460 с пределом текучести 506 МПа, но разными коэффициентами деформационного упрочнения (0.07 и 0.09) и различной исходной твердостью: 186 HV5 и 203 HV5, соответственно.

Образцы на сжатие в виде столбиков сечением 10×10 и высотой 20 мм были изготовлены из недеформированной части испытанных образцов ИПГ и осажены сжатием до 10, 20, 30, 40 и 50 % исходной высоты. Вид образцов после сжатия показан на рис. 2.



Рис. 2 – Образцы на сжатие

После этого боковые выпуклые грани были сошлифованы до параллельности сторон, и выполнены измерения твердости на двух взаимно перпендикулярных боковых гранях по Виккерсу HV5. Замеренное повышение твердости показано на рисунке 3. Из испытанных образцов ИПГ были вырезаны поперечные шлифы, примеры которых показаны на рис. 4, на которых определяли твердость HV5 в трех зонах: зона 1 на удалении от излома, зоны 2 и 3 – у поверхности разрушения. Средние значения твердости определяли по пяти замерам. Результаты определения твердости и критической деформации при разрушении представлены в таблице 2. Показано, что в образце, разрушенном по полностью вязкому механизму, пластические деформации вблизи излома достигают 64 %.

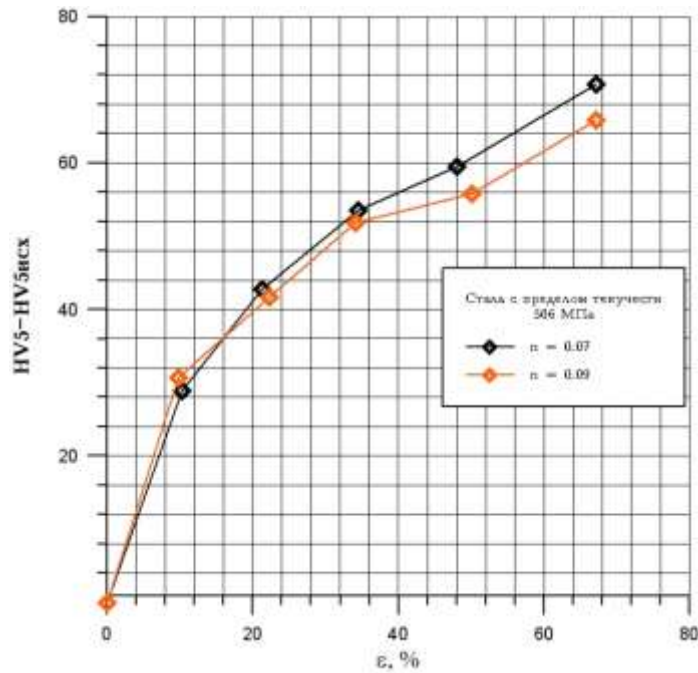


Рис. 3 – Повышение твердости у излома в зависимости от деформации.



Рис. 4 – Шлифы из образцов ИПГ

Таблица 2

Определение пластической деформации в изломе, соответствующей различным видам разрушения

Маркировка шлифа	Толщина образца, мм	Поглощенная энергия A_p , Дж	Исследуемый вид разрушения	HV5 – HV5 _{исх.}	ε, %
11 ($n=0.07$)	25.5	2340	хрупкий отрыв	8	3
9 ($n=0.07$)	25.5	16540	вязкий срез	64	55
6 ($n=0.07$)	25.5	19780	вязкий срез	69	64
14 ($n=0.09$)	26.0	16530	кристаллическое пятно	5	2
16 ($n=0.09$)	26.0	23600	«размерная стрелка»	45	25
17 ($n=0.09$)			«обратный излом»	18	6

Может быть выполнена грубая оценка работы распространения трещины при полностью вязком разрушении: считая, что достигнутая деформация охватывает всю «зону процесса», получаем

$$A_p \approx \sigma_T \cdot \varepsilon \cdot 0.001 \cdot [(W - a_0)t^2] = 506 \cdot 0.64 \cdot 0.001 \cdot 70 \cdot 25.5^2 = 14740 \text{ Дж,}$$

что в совокупности с использованием формулы (8) приводит для исследованного материала к оценке $A_{\pi} \approx 19840$ Дж, это совпадает с экспериментально полученным значением (шлиф № 6).

Выводы и рекомендации

Предложена предварительная оценка требуемой поглощенной энергии на образцах ИПГ, которая составила примерно 2/3 от экспериментально получаемой при полностью вязком разрушении образцов. Продолжаются экспериментальные работы по определению корреляций поглощенной энергии с долей волокнистой составляющей и моделированию МКЭ разрушения образцов ИПГ для более обоснованного назначения требований к поглощенной энергии.

С применением разработанной методики калибровки инструментированных копров предлагается организовать межлабораторные испытания по определению температурных кривых поглощенной энергии и доли волокна в изломах, которые позволили бы дополнительно оценить неопределенности, вносимые используемыми процедурами охлаждения образцов и измерений в изломах.

Список литературы

1. Makino H., Amano T. Demonstration of Crack Arrestability of X100 Line Pipe and Development of Evaluation Technologies for Three-dimensional Fracture Process. Nippon Steel & Sumitomo Metal TR No. 107, February 2015.
2. Ларионов А.В., Ильин А.В., Леонов В.П., Малышевский В.А. Определение энергоемкости разрушения при испытании падающим грузом трубных сталей // Труды международной научно-технической конференции ТРУБЫ-2010, 2010, доклад № 41.
3. Башаев В.К., Ильин А.В., Гусев М.А., Ларионов А.В. Проблемы определения характеристик сопротивления деформированию и разрушению металла трубопроводов высоких параметров. Новые методики испытаний

//Научно-технический сборник Российского морского регистра судоходства, 2012, № 35. С. 52–74.

4. Филин В.Ю., Артемьев Д.М., Ильин А.В., Ларионов А.В. О проблемах перехода к количественным оценкам энергоемкости разрушения при испытаниях падающим грузом образцов натурной толщины //Авиационные материалы и технологии, 2017, № 4 (49), - с. 87–94.

5. Филин В.Ю., Артемьев Д.М., Гусев М.А., Ларионов А.В. Испытания падающим грузом материалов подводных трубопроводов и проката "ARC" – сталей //Научно-технический сборник Российского морского регистра судоходства, 2018, № 50-51. С. 41–52.

6. Виноградов О.П., Гусев М.А., Ильин А.В. Разработка методики определения критического угла раскрытия трещины СТОА как характеристики сопротивления магистральному вязкому разрушению металла трубопроводов //Вопросы материаловедения.–2012.– № 2.С. 150–160.

7. Xu S., Tyson W.R., Eagleson R., et al. Measurement of СТОА of pipe steels using MDCB and DWTT specimens/ Proceedings of the 8th International Pipeline Conference IPC2010.

8. Benamara M., Pluvinae G., Capellea J., Azari Z. Influence Yield Stress on Arrest Pressure in Pipe Predicted by СТОА/21st European Conference on Fracture, ECF21, 20-24 June 2016, Catania, Italy.

9. Ильин А.В., Артемьев Д.М., Филин В.Ю. Моделирование МКЭ распространения и торможения хрупкого разрушения в пластинах с исходной трещиной //Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2018. Том 84. № 1(I). С. 56–65.

10. Filin, V.Yu. Quality Control of Steels for Large-Sized Welded Structures of the Arctic Shelf: Application of Russian and Foreign Requirements. Inorganic Materials: Applied Research, 2019, Vol. 10, No. 6, pp. 1492–1503, doi: <https://doi.org/10.1134/S207511331906008X>.

УДК 534.2.22

Результаты исследования динамического сжатия бериллия методом составного стержня Гопкинсона

Ф.Ф. Галиев¹; А.А. Аушев¹; А.М. Васильев¹; А.В. Кальманов¹;
Е.В. Кошатова¹; Д.В. Крючков¹; В.А. Пушков²; В.И. Скоков¹

postmaster.ifv@vniief.ru

¹ *Российский федеральный ядерный центр – ВНИИЭФ, 607190 Саров, Нижегородская обл., Россия*

² *Саровский физико-технический институт «НИЯУ МИФИ», 607190 Саров, Нижегородская обл., Россия*

Аннотация

В работе представлены результаты исследований высокоскоростного деформирования (сжатие) образцов бериллия российского производства методом составного стержня Гопкинсона (ССГ). Зависимости напряжения от деформации $\sigma(\varepsilon)$ указывают на высокое деформационное упрочнение бериллия. В реализованном диапазоне скоростей деформаций условный предел текучести не зависит от скорости деформирования, с увеличением скорости деформирования пластичность у отечественного бериллия возрастает. Проведены сравнения химических составов, микроструктуры и диаграмм сжатия исследуемого бериллия и марки S-200F производства США. Сравнение данных указывает на различия прочностных и пластических свойств материалов. Полученные данные о свойствах бериллия будут полезны при проектировании, расчетном моделировании и конструировании бериллиевых деталей изделий, испытывающих динамические нагрузки, характерные, например, для аварийных ситуаций в ядерной технике.

Ключевые слова:

бериллий, метод составного стержня Гопкинсона, динамическое сжатие, структура, прочность, пластичность

Введение

Бериллий, обладая рядом уникальных свойств, является весьма востребованным материалом. Одновременно он имеет малую плотность, высокие модули упругости и прочности, высокую теплопроводность, в связи с чем бериллий находит широкое применение в космической технике, авиа- и ракетостроении. Он является одним из лучших материалов для отражателей и замедлителей нейтронов в ядерной технике благодаря малой атомной массе, малому сечению захвата и радиационной стойкости [1]. Исследование механических свойств бериллия при статическом и динамическом нагружении является актуальной задачей. Знание его динамических характеристик важно, например, при оценке поведения конструкций в аварийных ситуациях на атомных электростанциях (АЭС).

Данные о механических свойствах бериллия получены, в основном, при статическом нагружении [2], [3], [4]. О его динамических характеристиках данных немного. Так, ряд данных о динамических диаграммах деформирования бериллия разных марок, в частности S-200D и S-200F (США), приведены в [5], [6].

Метод составного стержня Гопкинсона (ССГ) – наиболее простой и распространенный метод экспериментальных исследований динамических свойств материалов. Он позволяет получать некоторые прочностные и реологические характеристики при скоростях деформирования порядка $10^2 \div 10^4 \text{ с}^{-1}$. Ранее в работах [7], [8] получены диаграммы динамического сжатия для бериллия при скоростях деформации ($\dot{\epsilon}$) до 2000 с^{-1} . В настоящей работе получены зависимости напряжения от деформации ($\sigma(\epsilon)$) при $\dot{\epsilon}$ от 1880 до 3700 с^{-1} . Проведено сравнение диаграмм динамического сжатия отечественного бериллия и бериллия марки S-200F производства США [6], которое указывает на различия прочностных и пластических свойств материалов.

Показано влияние размера зерна, содержания кислорода и примесей на прочностные и пластические свойства бериллия при динамическом деформировании.

1. Исходные данные и результаты структурных исследований.

Исследуемый бериллий изготовлен методом горячего прессования в вакууме [1] из порошка ранее изготовленного бериллия. По плотности, содержанию Be и основных примесей материал близок к бериллию марок S-200D и S-200F [5], [6].

С помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) с функцией микроанализатора исследована кристаллографическая структура образцов (рис. 1а), построена ориентационная карта с границами зерен (рис. 1б), после обработки которой определена величина среднего размера зерна $d_{cp}=5,8$ мкм. У бериллия марки S-200F средний размер зерна $d_{cp}=11,4$ мкм [6], что в ~ 2 раза выше, чем у исследуемого бериллия, благодаря чему следует ожидать его более низкую пластичность.

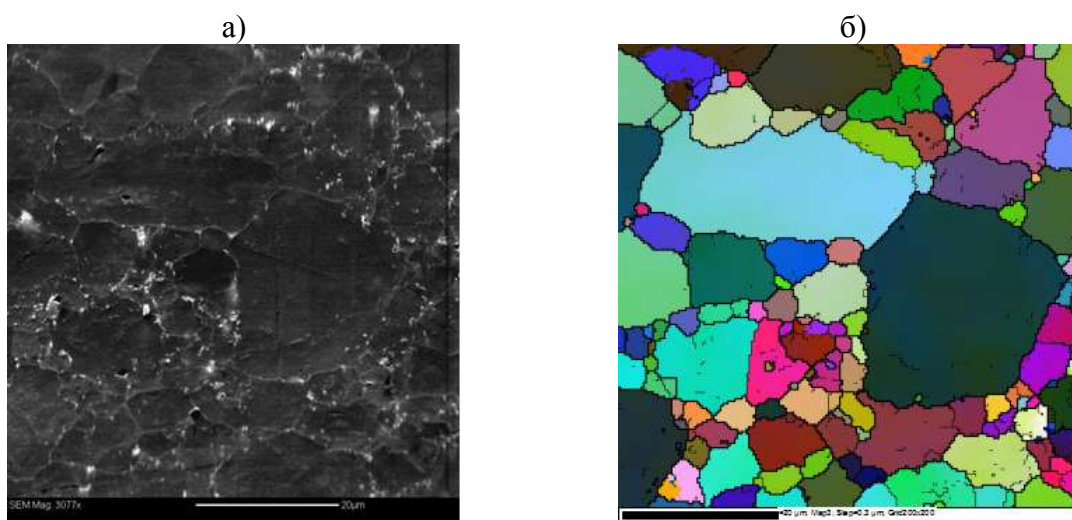


Рис. 1 – Участок дифракционного анализа поверхности образца Be (а) и ориентационная карта с границами зерен (б) (масштаб 20 мкм)

В ходе анализа было выявлено наличие таких элементов, как окись бериллия и многоэлементные частицы, состоящие из элементов: O, Al, Si, Sc, Ti, Cr, Mn, Fe, Mo, W, характерных и для бериллия марки S-200F (без Sc,

Mo). Кислород, являясь основным примесным элементом, локализован, в основном, по границам зерен и, частично, в теле зерен в виде включений BeO. Карты других элементов показали, что остальные включения распределены в основном вблизи границ зерен.

На основании результатов многочисленных статических прочностных испытаний бериллиевых образцов установлено [9], что содержание BeO является важным фактором, влияющим на физико-механические свойства бериллиевых деталей. Показано, что минимальным пределом текучести и максимальной пластичностью обладают наиболее чистые от примесей бериллиевые образцы. Увеличение содержания BeO приводит к заметному росту прочностных характеристик образцов, так как у оксида бериллия в ~ 3 раза более высокая прочность, чем у бериллия. Но с другой стороны, с ростом содержания окиси бериллия снижается пластичность деталей, так как BeO, являясь хрупким керамическим материалом, обладает низкой пластичностью.

Согласно полученным данным измерений СЭМ в исследуемом бериллии содержание кислорода в 1,4–2,2 раза выше, чем у бериллия марки S-200F ($\sim 0,5$ % и от 0,7 до 1,1 %, соответственно). Исследование фазового состава образцов бериллия проведено рентгеноструктурным методом. По данным анализа образцы бериллия состоят из двух фаз – альфа-бериллия Be и окиси бериллия BeO, имеющих гексагональную кристаллическую решётку. Содержание фазы BeO в образце исследуемого бериллия составляет 6,6 %, что в 2 раза выше, чем у марки S-200F.

При дальнейшем исследовании механических свойств бериллия методом ССГ показано влияние обнаруженных отличий в структуре, химическом и фазовом составех исследуемого бериллия и бериллия марки S-200F.

2. Постановка исследований по методу ССГ. Образцы бериллия диаметром 10 мм и высотой 7 мм испытаны при $\dot{\epsilon}$ от 1880 до 3700 с⁻¹

методом ССГ [10]. На рисунке 2 представлена схема постановки исследований.

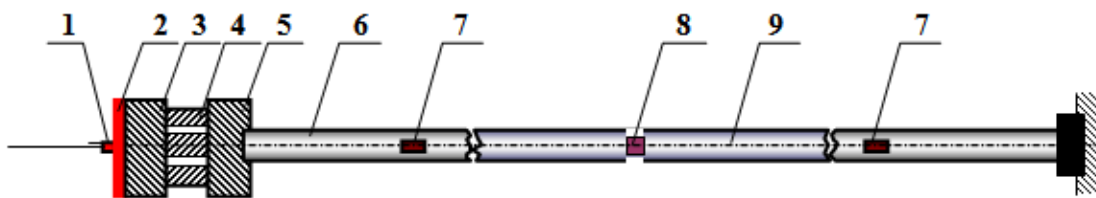


Рис. 2 – Схема постановки исследований: 1, 2 – взрывчатые материалы, 3 – ударник, 4 – алюминиевый крешер, 5 – переходник, 6 – нагружающий стержень, 7 – тензометрические датчики, 8 – образец, 9 – опорный стержень

Образец, расположенный между нагружающим и опорным стержнями, сжимался с помощью энергии взрыва, выходящей на стержень через демпфирующую систему, состоящую из стальных ударника, переходника и алюминиевого крешера. Тензодатчиками регистрировались деформации в стержнях, возникавшие в результате прохождения ударной волны. По формулам метода ССГ [11] записи деформаций преобразовывались в зависимости напряжения от деформации. В опытах использовались нагружающий и опорный стержни диаметром 20 мм, длиной 1200 и 1000 мм, соответственно, изготовленные из высокопрочной термически обработанной инструментальной легированной стали 30ХГСА с пределом текучести около 1300 МПа.

3. Результаты исследований динамического сжатия. Зависимости интенсивности напряжений от интенсивности деформаций в образцах бериллия, полученные по результатам опытов, представлены на рисунке 3. Для сравнения представлена аналогичная зависимость для бериллия марки S-200F [6].

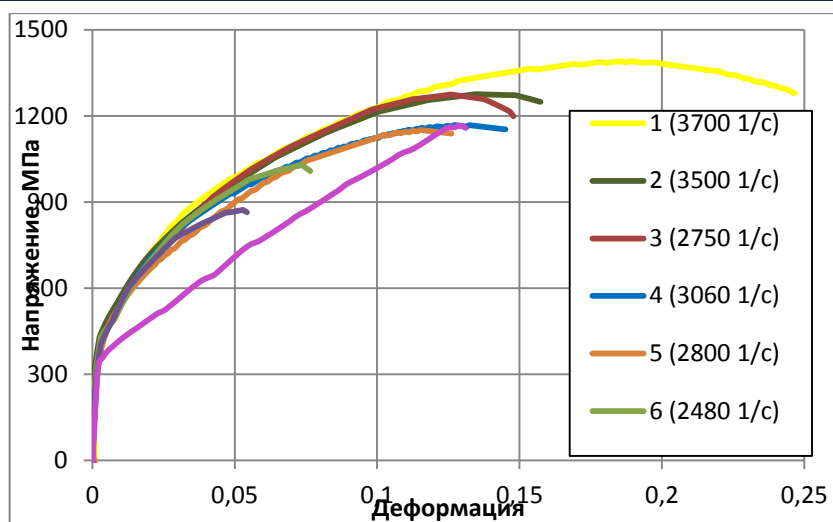


Рис. 3 – Диаграммы динамического сжатия бериллия

Как видно на рисунке, диаграммы динамического сжатия соответствуют диаграммам упругопластической модели деформирования. Образец № 1 при скорости деформации 3700 с^{-1} претерпел квазихрупкое разрушение в осевой плоскости, характерное образцу в работе [7]. Данный факт свидетельствует о влиянии примесей, охрупчивающих бериллий. Кривые, полученные в результате экспериментальных исследований, находятся выше кривой, полученной для S-200F. Причем первые имеют четко выраженную выпуклость вверх. Максимальные значения $\dot{\epsilon}$, условного предела текучести ($\sigma_{0,2}$) и остаточной деформации ($\epsilon_{ост}$) образцов бериллия приведены в таблице.

Экспериментально полученные механические параметры исследуемого бериллия и параметры Вc марки S-200F [6]

№ образца	$\dot{\epsilon}$, с^{-1}	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\epsilon_{ост}$, %
1	3700	440	23,3
2	3500	473	15,5
3	2750	444	14,3
4	3060	429	14,5
5	2800	426	12,1
6	2480	450	7,2
7	1880	434	5,0
S-200F	3500	~356	~9,0

В диапазоне $\dot{\epsilon}$ от 1880 до 3700 с⁻¹ условный предел текучести в бериллии не зависит от скорости деформирования. Среднее значение $\sigma_{0,2}$ для образцов №№ 1÷7 составило 442±16 МПа. Значение предела прочности σ_B получено при $\dot{\epsilon} = 3700$ с⁻¹ и равно 1390 МПа. При нагружении бериллий упрочнялся в 2–3,2 раза, модуль упрочнения равен 5–7 ГПа, что согласуется с результатами работы [5]. При одной и той же скорости деформации условный предел текучести исследуемого бериллия выше, чем у S-200F примерно в 1,3 раза, а остаточная деформация – в 1,7 раза. Наблюдаемые различия прочности и пластичности авторы настоящей работы связывают с меньшим размером зерна и более высоким содержанием в нем кислорода, и соответственно, окиси бериллия.

Заключение

В результате исследования микроструктуры, химического и фазового составов бериллия выявлено наличие включения окиси бериллия и включений, состоящих из элементов O, Mg, Al, Si, Ca, Sc, Ti, Cr, Mn, Mo, Fe, Zr, W, U, характерных и для бериллия марки S-200F. Средний размер зерен бериллия составил $d_{cp}=5,8$ мкм, что в ~2 раза меньше, чем у бериллия марки S-200F.

Основным примесным элементом в исследованных образцах бериллия является кислород. Согласно данным измерений СЭМ в исследуемом бериллии содержание кислорода в ~1,4–2,2 раза выше, чем у бериллия марки S-200F (~0,5 % и от 0,7 до 1,1 %, соответственно).

Исследование фазового состава образцов бериллия показало, что он состоит из двух фаз: фазы альфа бериллия $\alpha\text{-Be}$ с гексагональной кристаллической решёткой и небольшого количества фазы оксида бериллия BeO также с гексагональной кристаллической решёткой. Содержание BeO в исследованном бериллии в 2 раза выше, чем у бериллия марки S-200F.

Полученные диаграммы динамического сжатия бериллия при скоростях деформации от 1880 до 3700 с⁻¹ имеют неявный переход из

упругой деформации в пластическую. Условный предел текучести в материале не зависит от скорости деформации в исследованном диапазоне. Среднее значение $\sigma_{-0,2}$ составило 442 ± 16 МПа, предел прочности – 1390 МПа при скорости деформации 3700 с^{-1} . При одной и той же скорости деформации условный предел текучести исследованного бериллия выше, чем у S-200F примерно в 1,3 раза, а остаточная деформация – в 1,7 раза.

На основе анализа данных о микроструктуре, химическом и фазовом составе образцов бериллия сделан вывод, что уменьшение размера зерна и увеличение содержания кислорода, и соответственно, окиси бериллия приводит к повышению пластических свойств и динамической прочности бериллия.

Перспективными представляются дальнейшие исследования динамических диаграмм бериллия при различных температурных режимах, что позволит получить больше данных о свойствах материала. Полученные данные о свойствах бериллия будут полезны при проектировании, расчетном моделировании и конструировании бериллиевых деталей и изделий, испытывающих динамические нагрузки, характерные, например, для аварийных ситуаций в ядерной технике.

Список литературы

1. Большая Советская Энциклопедия. М., Изд-во Советская энциклопедия, Т. 3, 1970.
2. Бивер В.В., Уилль К.Г. Бериллий. Сб. перев. под. ред. М.Б. Рейфмана. Вып.4. М.: Изд-во иностр. лит. 1956. С. 65.
3. Дарвин Дж., Баддери Дж. Бериллий. М.: Изд-во иностр. лит. 1962.
4. Давиденков Н.Н., Сидоров Б.А., Шестопапов Л.М. и др. Исследование механических свойств бериллия // Атомная энергия. Т. 18. Вып. 6. 1965.

5. Blumenthal W.R., Abeln S.P., Cannon D.D., et al. Influence of strain rate and temperature on the mechanical behavior of beryllium // AIP Conf. Proc. 1997. V. 429. P. 411-414.

6. Prime M.B., Chen S.R., Adams C.D. Advanced plasticity models applied to recent shock data on beryllium // AIP Conf. Proc. 2011. V. 1426. P. 1035–1038.

7. Батьков Ю.В., Большаков А.П., Глушак Б.Л., и др. Деформационные и прочностные характеристики бериллия при высоких скоростях нагружения. М.: ЦНИИАтоминформ. 1991. 22 с.

8. Pushkov V.A., Yurlov A.V., Okinchits A.A., et al. Beryllium strain under dynamic loading // ДУМАТ Conf. Proc. 2015.

9. Папилов И.И. Бериллий - конструкционный материал. М. «Машиностроение». 1977 г.

10. Зукас Дж.А., Николас Т., Свифт Х.Ф. и др. Динамика удара. М.: Мир. 1985.

11. Кольский Г. Исследование механических свойств материалов при больших скоростях нагружения. М.: Механика, вып. 4. 1950. С. 108–128.

УДК 691.32

Исследование влияния различных типов стальной фибры и их содержания на остаточную прочность современных особо прочных бетонов

В.Г. Соловьев, к.т.н.; Л.И. Ефишов; Е.В. Матюшин

S_vadim_g@mail.ru
efishov.luka@gmail.com
matyushin010@gmail.com

Национальный исследовательский Московский государственный строительный университет, г. Москва, Российская Федерация

Аннотация

В статье рассматриваются результаты исследования особо прочных бетонов с дисперсным армированием стальной фиброй. Представлены характеристики прочности на растяжение и остаточной прочности, полученные в соответствии с СП 360.1325800.

Ключевые слова:

особо прочные бетоны, сталефибробетоны, остаточная прочность

Введение

В связи с растущими требованиями к долговечности бетонных и железобетонных конструкций возникает необходимость разработки и применения современных эффективных материалов, отвечающих заданным требованиям. К таким материалам можно отнести особо прочные бетоны с дисперсным армированием, более известные за рубежом как Ultra High Performance Concrete – УНПС. К их отличительным особенностям относятся высокие физико-механические и эксплуатационные характеристики. Как правило, подобные бетоны имеют предел прочности при сжатии от 120 до 250 МПа, при растяжении – от 5 до 8 МПа и модуль упругости от 40 до 80 ГПа [1–5]. Особо плотная, низко пористая структура особо прочных бетонов практически исключает возможность проникновения агрессивных по отношению к бетону сред, что предопределяет его повышенную долговечность.

Повышенные механические и эксплуатационные характеристики особо прочных бетонов обеспечиваются тщательным подбором исходных сырьевых компонентов с точки зрения их гранулометрического состава, а также применением высокодисперсных активных минеральных добавок в сочетании с современными типами химических пластифицирующих добавок [6].

В настоящий момент особо прочные бетоны активно применяют при производстве пролетных строений мостов, плит, колонн, фасадных панелей, а также в качестве ремонтных составов для восстановления железобетонных конструкций [7–9]. Основным преимуществом является возможность изготавливать элементы более сложной геометрии с меньшей площадью поперечного сечения и расходом арматурной стали на единицу объема, в результате чего затраты на транспортирование и монтаж подобных изделий могут быть снижены. Существенным недостатком остается низкая трещиностойкость, что характеризуется мгновенным разрушением бетонного элемента при достижении критического значения внешней нагрузки. Данную

проблему можно решить за счет дисперсного армирования. Для этого в состав смеси вводят волокна из высокопрочной стальной проволоки длиной (l) от 6 до 60 мм и диаметром (d) от 0,12 до 0,75 мм, которые вводятся в бетонную смесь от 2 до 6 % по объему, что позволяет повысить предел прочности при растяжении в 1,5–2 раза [10].

В результате дисперсного армирования изделия приобретают остаточную прочность, которую принято определять экспериментально в соответствии с СП 360.1325800. Однако, в настоящий момент, в отечественной нормативной документации отсутствуют нормативные и расчетные значения параметров особо прочных бетонов, класс которых превышает В100, а также указания и требования о возможности применения и проектирования бетонных конструкций из подобных бетонов. В связи с этим возникает необходимость систематического исследования и установления количественных зависимостей между составом и свойствами особо прочных сталефибробетонов для расширения нормативной базы.

Методы и материалы

Для проведения испытаний была приготовлена тонкодисперсная высокопрочная матрица с прочностью на сжатие 190 МПа, в основе вяжущего вещества: портландцемент по ГОСТ 31108, аморфный микрокремнезем по ГОСТ Р 58894 и кварцевая мука, соответствующая ГОСТ Р 56592. Химический состав компонентов вяжущего представлен в таблице 1.

Таблица 1

Химический состав сырьевых материалов

Компонент	Химический состав, [%]						Примечание
	SiO ₂	Al ₂ O ₃	Fe ₂ O ₃	CaO	MgO	SO ₃	
ЦЕМ I 52.5 N Akkerman ¹	21,9	4,8	4,25	65,92	1,8	3,1	R ₂₈ = 54,8 МПа ² S _{уд} = 408 м ² /кг
Микрокремнезем МКУ-85	92,7	-	-	<1,58	-	-	
Кварцевая мука Silverbond 20 EW, d ₁₀₀ = 20 мкм	99,7						S _{уд} = 400 м ² /кг
¹ содержание СЗА – 5,5%							
² удельная поверхность по методу Блейна							

В качестве заполнителя используется кварцевый песок по ГОСТ 22551, ввиду постоянства его гранулометрического состава, а также низкого содержания пылевидных и глинистых частиц, содержание которых не должно превышает 0,5% по массе. Основные нормируемые характеристики представлены в таблице 2.

Таблица 2

Основные характеристики мелкого заполнителя

Компонент	d_{min} , мм	d_{max} , мм	ρ_n , кг/м ³	SiO ₂ , %
ПБ-150-1	0,1	0,4	1385	98,0
ПБ-150-1	0,4	0,8	1524	

В основе получения высокопрочных бетонов лежит принцип создания полидисперсной системы с наибольшей плотностью упаковки, обеспечивающей минимальную прослойку вяжущего вещества. Для этого уменьшают наибольшую крупность зерен заполнителя, снижают пустотность за счет введения дополнительных фракций. Вместе с этим повышают общую плотность системы за счет снижения водоцементного отношения и/или модификации продуктов гидратации, что способствует увеличению прочности механического сцепления на границе раздела фаз с заполнителем. Перечисленные факторы на представленных материалах ранее были исследованы в работе [11]. Оптимальный состав тонкодисперсного особо прочного бетона представлен в таблице 3.

Таблица 3

Номинальный состав

Ц, кг	МК, кг	В, кг	П, кг	КМ, кг	В/Ц	ρ_{bc}
847	212	203	913	212	0.24	2416

Ц – портландцемент, МК – микрокремнезем, П – кварцевый песок, КМ – кварцевая мука, ρ_{bc} – фактическая плотность бетонной смеси

Для исследования остаточной прочности особо прочного бетона была использована фибра, характеристики и содержание которой представлены в таблице 4.

Перечень стальной фибры и ее характеристики

Наименование	d , мм	l_f , мм	$R_{f, ser}$, Н/мм ²	Содержание*	Тип
ФСЛВ 0.3x15	0,3	15	1235	1,5%; 2,0%; 2,5%	Волновая
ФСЛА 0.3x30	0,3	30	900	0,5%; 1,0%; 1,5%	Анкерная
Hendix 1x50	1,0	50	1150	1,5%; 2,5%; 3,5%	Анкерная
* содержание определяется по объему					

Для данной работы была применена методика испытаний, учитывающая положения ГОСТ 29167 и зарубежные рекомендации по определению остаточной прочности на образцах с тонкодисперсной матрицей [12,13].

Испытания выполнены на образцах балках, достигших 28-суточной прочности, с размерами 70(b)×70(b)×280(L) мм, с пропилом в растянутой зоне. Пропил глубиной 12 мм выполняли с использованием алмазного диска, толщиной 4 мм. Разрывная машина Instron 3382 с электромеханическим приводом представлена на рис. 1. Скорость нагружения выбрана 0,02 мм/с на восходящем участке диаграммы деформирования и 2.0 мм/с на нисходящем. Образцы испытывали с контролем перемещений (жесткая схема нагружения), а также ширины раскрытия трещины с помощью датчика Instron 2670-116.



Рис. 1 – Испытательная машина Instron 3382 (слева) вместе с испытательным образцом (справа)

Результаты и обсуждение

Данные, полученные после обработки результатов, приведены в Таблице 5. Оценка выполнена на основании следующих характеристик: R_{Felm} – среднее значение прочности на растяжение, $R_{F0.5m}$, $R_{F2.5m}$ – средние

значения нагрузки, при ширине раскрытия внешних граней пропила 0,5 мм и 2,5 мм; $R_{f_{bt}, n}$, – нормативное значение по прочности на растяжение (класс), $R_{f_{bt2}, n}$, $R_{f_{bt3}, n}$ – нормативные значения остаточной прочности на растяжение (класс).

Таблица 5

Результаты испытаний

№	Фибра	Содержание	Характеристики					
			$R_{F_{elm}}$	$R_{F_{0.5m}}$	$R_{F_{2.5m}}$	$R_{f_{bt}, n}$	$R_{f_{bt2}, n}$	$R_{f_{bt3}, n}$
0	Нет	0	4,7	-	-	-	-	-
1.1	Волновая (ФСЛВ)	1,5%	12,8	8,1	4,5	11,1	7,0	3,9
1.2		2,0	16,7	10,7	7,5	14,5	9,3	6,5
1.3		2,5	20,5	13,0	9,8	17,8	11,3	8,5
2.1	Анкерная (ФСЛА)	0,5%	11,5	7,5	4,9	10,0	6,5	4,3
2.2		1,0%	19,1	11,5	9,9	16,6	10,0	8,6
2.3		1,5%	21,4	12	11,1	18,6	10,4	9,6
3.1	Анкерная (Hendix)	1,5%	14,4	9,4	5,4	12,5	8,2	4,7
3.2		2,5%	19,0	11,9	8,4	16,5	10,3	7,3
3.3		3,5%	26,5	14,3	13,1	23,0	12,4	11,4
4.1	Волновая и анкерная (ФСЛВ + Hendix)	0,5 + 3	25,7	13,8	12,9	22,3	12,0	11,2
4.2		1,75 + 1,75	26,6	16,3	14,3	23,1	14,2	12,4
4.3		1 + 2,5	26,0	15,2	13,2	22,6	13,2	11,5

Графическая интерпретация результатов представлена на графике 1 (а-г). Дополнительно была испытана серия образцов, на которой определяли влияние комбинированного (смешанного) типа дисперсного армирования (№№ 4.1–4.3 по таблице 5, график 1г).

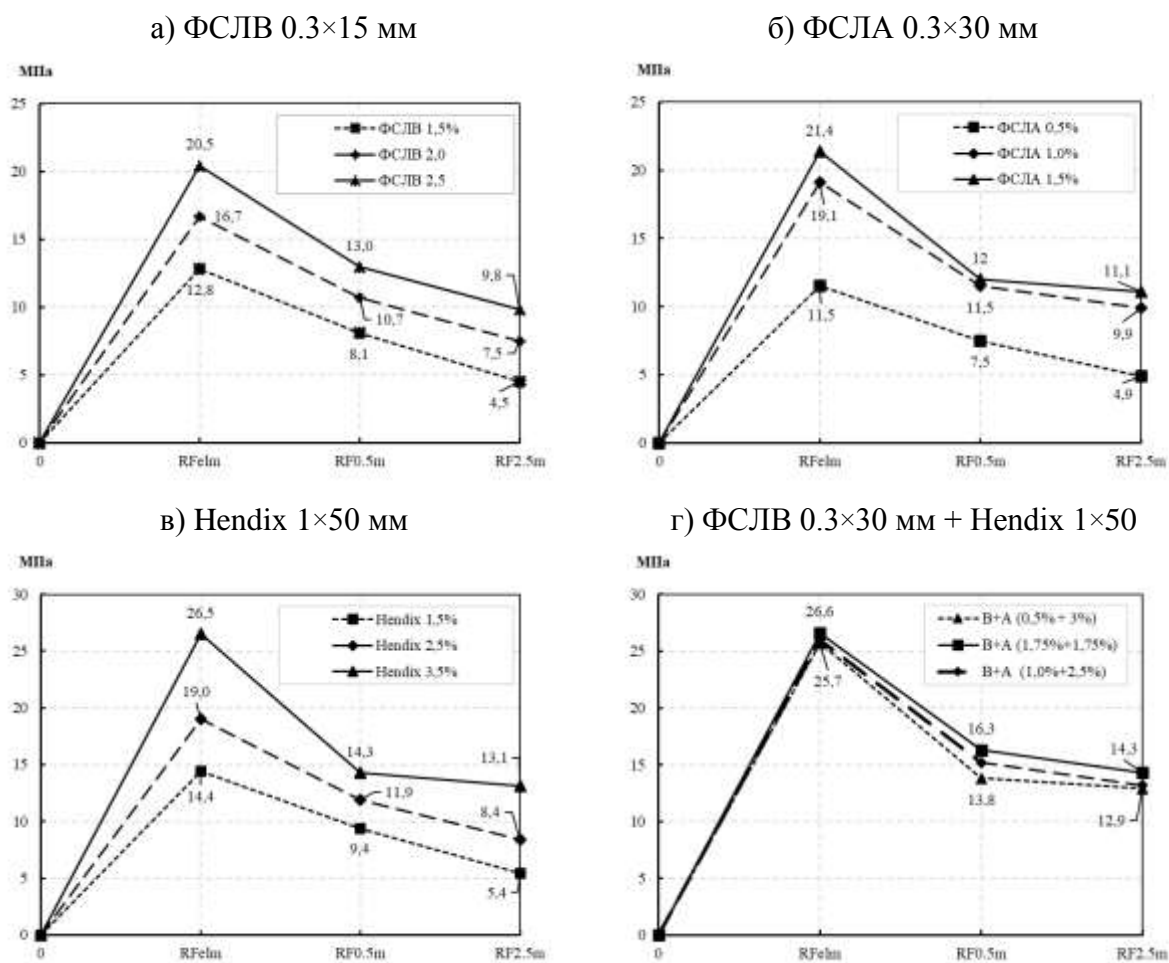


График 1 – Графическая интерпретация результатов

Высокую эффективность показывает ФСЛА 0.3×30 мм, при объемном содержании 1,0...1,5%. Например, Hendix 1×50 мм при аналогичной концентрации обладает прочностью на 30 % ниже. Это объясняется тем, что при равной объемной дозировке фибра с меньшим сечением будет обладать большим количеством фибр в единице объема, что увеличивает количество контактов с матрицей, таким образом больший объем образца вовлекается в работу деформации. Однако, это же приводит к значительному снижению удобоукладываемости, что ограничивает возможное содержание.

Тонкая короткая фибра ФСЛВ 0.3×15 мм не обеспечивает аналогичного перекрытия магистральной трещины, как ФСЛА 0.3×30 мм. Большой диаметр фибры Hendix 1×50 мм приводит к значительному уменьшению количества фибр в образце при эквивалентном объемном содержании. Таким

образом, как в случае фибры ФСЛВ 0.3×15 мм, так и Hendix 1×50 мм, компенсация негативных факторов решается за счет увеличения объемной дозировки.

В качестве дополнительного эксперимента были проведены испытания комбинированного армирования. Для увеличения перекрывающей способности фибры ФСЛА 0.3×15 мм в области магистральной трещины были испытаны образцы со смешанным типом фибры (Hendix 1×50 и ФСЛА 0.3×15). Из графиков видно, что вне зависимости от внутреннего соотношения пиковая прочность остается на одном уровне. Отличия видны в значения остаточной прочности, например для $R_{F0.5m}$ – увеличение содержание волновой фибры позволяет лучше сдерживать микротрещины, в то время как фибра Hendix 1x50 мм препятствует распространению магистральной трещины.

Выводы

Наибольшая эффективность достигнута при применении анкерной фибры ФСЛА 0.3×30 мм в количестве 1,5 % по объему, что в большей степени обеспечено ее оптимальным геометрическим фактором (отношением длины к диаметру), равным 100. Фибра Hendix 1×50 мм при аналогичной концентрации 1,5 % обладает прочностью на 30 % ниже, ФСЛВ 0.3×15 мм – на 40 %.

Снижение диаметра фибры повышает ее количество в единице объема, а увеличение длины повышает перекрывающую способность. Комбинация этих эффектов позволяет вовлекать больший объем образца в работу деформации.

Особо прочные бетоны в данном исследовании демонстрируют рост остаточной прочности при увеличении объемного содержания фибры до 3,5 %. В большинстве случаев полученные значения превосходят нормативные, из чего следует, что для данного типа материалов высокое содержание фибры является вполне обоснованными.

Дополнительные сведения

Работы выполнены на оборудовании Головного регионального центра коллективного пользования научным оборудованием и установками НИУ МГСУ при финансовой поддержке Минобрнауки России (соглашение № 075-15-2021-686).

Список литературы

1. Yang J., Chen B., Nuti C. Influence of steel fiber on compressive properties of ultra-high performance fiber-reinforced concrete // Construction and Building Materials – 2021. – Vol. 303.
2. Wu Z., Shi C., He W., Wu L. Effects of steel fiber content and shape on mechanical properties of ultra-high performance concrete // Construction and Building Materials – 2006. – Vol. 103. – Pp. 8–14.
3. Wang R., Gao X. Relationship between Flowability, Entrapped Air Content and Strength of UHPC Mixtures Containing Different Dosage of Steel Fiber // Applied Sciences – 2016. – Vol. 6.
4. Alsalman A., Kareem R., Dang C.N., Marti-Vargas J. R., Hale W. M. Prediction of modulus of elasticity of UHPC using maximum likelihood estimation method // Structures – 2022. – Vol. 35. – Pp. 1308-1320.
5. Stengel L., Lowke D., Mazanex O., Schiessl P., Gehlen C. UHPC mit alternativen Zusatzstoffen – Rheologie und Faserverbund //Beton- und Stahlbetonbau – 2011. - № 106. – S. 31–38.
6. Zhou M., Wu Z., Ouyang X., Hu X., Shi C. Mixture design methods for ultra-high-performance concrete - a review // Cement and Concrete Composites. – 2021. – Vol. 124.
7. Blais P.Y., Couture M. Precast, Prestressed Pedestrian Bridge – World’s first Reactive Powder Concrete Structure // PCI JOURNAL – 1999. – Vol. 44. – Pp. 60–71.

8. Bajaber M.A., Hakeem I.Y. UHPC Evolution, development and utilization in construction: a review // JMR&T – 2021. – Vol. 10. - Pp. 1058–1074.
9. Casanova, P.; Durukal, A. The Semaises footbridge: an fire-resistant ultra-high performance fibre reinforced concrete footbridge without reinforcement. Footbridge 2002 International conference. Paris 20-22 November 2002.
10. Huang H., Gao X., Khayat K.H. Contribution of fiber alignment on flexural properties of UHPC and prediction using the Composite Theory // Cement and Concrete Composites. – 2021. Vol. 118.
11. Vadim Soloviev, Luka Efishov, Evgenij Matyushin, Combined Heat Treatment Method for Producing of Ultra-High Performance Concrete, Solid State Phenomena Vol. 329, 2022. Pp. 83–91.
12. Пухаренко Ю.В., Жаворонков М.И., Пантелеев Д.А. Совершенствование методов определения силовых и энергетических характеристик трещиностойкости ибробетона // Вестник МГСУ. 2019. Т. 14. Вып. 3. С. 301–310. DOI: 10.22227/1997-0935.2019.3.301-310.
13. Giaccio G., Tobes J.M., Zerbino R. Use of small beams to obtain design parameters of fiber reinforced concrete. 2008, doi:10.1016/j.cemconcomp.2007.10.004.

Системные требования: Intel Pentium; 1,3 ГГц и выше; Windows 7/10; Adobe Reader 6.0 и выше; дисковод CD-ROM.

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: 18 Мб.

Тираж 100 экз.

Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Государственный научный центр Российской Федерации (НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ)

Изд-во НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ

admin@viam.ru