### МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ

### РОССИЙСКАЯ АКАДЕМИЯ НАУК

# Отделение энергетики, машиностроения, механики и процессов управления

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН



7-я Международная научно-техническая конференция

### Живучесть и конструкционное материаловедение ЖивКоМ – 2024

# Survivability and Structural Materials Science SSMS - 2024

29-31 октября 2024 г. Москва

# ТРУДЫ КОНФЕРЕНЦИИ

7-я Международная научно-техническая конференция «Живучесть и конструкционное материаловедение» (ЖивКоМ – 2024): Сборник трудов конференции (Москва, 29-31 октября 2024) / М: Изд-во ИМАШ РАН, 2024, электронный формат – 479 с.

В сборнике представлены статьи участников 7-й Международной научно-технической конференции «Живучесть и конструкционное материаловедение» (ЖивКоМ – 2024).

7-я Международная научно-техническая конференция «Живучесть и конструкционное материаловедение» (ЖивКоМ – 2024) прошла с 29 по 31 октября 2024 г. в Институте машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, г. Москва. На конференции были заслушаны научные доклады и сообщения по следующим восьми научным направлениям:

1. Модели и критерии разрушения материалов и живучести конструкций на различных масштабно-структурных уровнях.

2. Вычислительная механика разрушения в проблемах живучести и конструкционного материаловедения.

3. Риск-анализ в системе критериев живучести и безопасности.

4. Динамические процессы разрушения. Диагностика и мониторинг поврежденных машин и конструкций. Экспериментальные методы исследования.

5. Сопротивление длительному статическому и циклическому деформированию и разрушению конструкционных материалов, работающих в экстремальных условиях.

6. Структура, прочностные и технологические свойства материалов со специфическими свойствами (наноматериалы и нанопокрытия, материалы с памятью формы, биметаллические материалы и т.п.).

7. Керамические и метало-керамические материалы и покрытия (получение, свойства, применение).

8. Влияние структурного состояния на деформационные, прочностные и трибологические характеристики конструкционных материалов.

Требования к оформлению статей были размещены на сайте конференции. Оргкомитет оставил публикации в авторском исполнении.

Сайт конференции <u>https://ssms-imash.com</u>

© ИМАШ РАН, 2024

I. Модели и критерии разрушения материалов и живучести конструкций на различных масштабно-структурных уровнях. УДК 620.17

#### ДЕФОРМАЦИОННЫЕ КРИТЕРИИ МАЛОЦИКЛОВОГО РАЗРУШЕНИЯ И ИХ ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ УСТАЛОСТНОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ С УЧЕТОМ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ

Абашев О.В<sup>1</sup> – к.т.н, доцент, Поляков А.Н.<sup>2</sup> – ведущий инженер-конструктор <sup>1</sup> Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет) <sup>2</sup> АО «Уральский завод гражданской авиации» e-mail: <u>o.abashev@gmail.com</u>

#### DEFORMATION CRITERIA OF LOW-CYCLE FRACTURE AND THEIR USE TO DETERMINE FATIGUE LIFE TAKING INTO ACCOUNT RESIDUAL STRESSES Abashev O.V<sup>1</sup> – DoPh, associate professor, Polyakov A.N.<sup>2</sup> – Lead engineer <sup>1</sup> Moscow Aviation Institute (National Research University) <sup>2</sup> JSC «UWCA»

#### e-mail: <u>o.abashev@gmail.com</u>

**Abstract.** The analysis of deformation criteria for low-cycle loading of metal materials is carried out. An amendment for the Manson criterion is proposed, taking into account the intensity of the average cycle voltage. The results for the known deformation criteria and the modified Manson criterion for the B9504T2 alloy are compared.

Key words: low-cycle fatigue, deformation criteria, Manson criterion.

Аннотация. Проведен анализ деформационных критериев при малоцикловом нагружении металлических материалов. Предложена поправка для критерия Мэнсона, учитывающая интенсивность среднего напряжения цикла. Проведено сравнение результатов для известных деформационных критериев и модифицированного критерия Мэнсона для плиты из сплава B950чT2.

**Ключевые слова:** малоцикловая усталость, деформационные критерии, критерий Мэнсона.

При разработке высокоресурсных авиационных конструкций требуется с высокой точностью определять механические характеристики конструкционных материалов. Помимо статических, важными являются характеристики сопротивления усталости при приложении повторных и знакопеременных нагрузок и деформаций [1].

Усталость металлов можно охарактеризовать временем работы детали под нагрузкой, включающее зарождение и распространение трещины, до разрушения. Разрушение происходит при достижении трещины критической длины. Из-за неоднородности материала и анизотропии на микроуровне концентрация напряжений становится выше в локальных областях, где имеются геометрические неровности с высокими локальными остаточными напряжениями. Таким образом, даже если на макроуровне действующие напряжения ниже предела прочности материала, на микроуровне напряжения становятся большими что приводит к локальной пластической деформации. Следствием этого процесса является появление трещин. Во время каждого цикла нагружения эти трещины распространяются по детали. Как только достигается предел вязкости материала к разрушению, деталь разрушается [1].

Основные усталостные характеристики материала получают в результате проведения натурных испытаний. Однако, поскольку испытания на усталость требуют значительных временных и финансовых затрат предлагаются различные методы для оценки кривых зависимости срока службы от деформации на основе простых данных о растяжении или твердости [1-7]. Наиболее применимым для металлических материалов является метод Мэнсона-Коффина [1-7], который позволяет связать деформационные параметры петли гистерезиса с числом циклов до зарождения магистральной усталостной трещины, при малоцикловой усталости, близкой к числу циклов до разрушения.

$$\varepsilon_a = \varepsilon_y + \varepsilon_p = \frac{\sigma'_f}{E} N^b + \varepsilon'_f N^c \tag{1}$$

где  $\varepsilon_a$  – амплитуда полной деформации;  $\varepsilon_y$  – упругая часть амплитуды полной деформации;  $\varepsilon_p$  – пластическая часть амплитуды полной деформации;  $\sigma'_f$  – коэффициент сопротивления усталости; E – модуль упругости; N – число циклов до зарождения магистральной усталостной трещины (при малоцикловой усталости можно принять равным числу циклов до разрушения); b – экспонента усталостной прочности (экспонента Басквина);  $\varepsilon'_f$  – коэффициент усталостной пластичности; c – экспонента усталостной пластичности (экспонента Мэнсона-Коффина).

Иллюстрация уравнения (1) представлена на рисунке 1.



При N = 1 из (1) следует, что для пластичного материала  $\varepsilon_a \approx \varepsilon_p \approx \varepsilon'_f$ , для хрупкого материала  $\varepsilon_a \approx \varepsilon_y \approx \frac{\sigma'_f}{E}$ . Особенностью хрупкого разрушения является быстрый рост трещин, который не требует повышающей нагрузки, для их стремительного роста достаточно запасенной упругой энергии образца [5, 6].

Для оценки малоцикловой прочности, связывающих размах деформаций  $\varepsilon_a$  с числом циклов до появления макротрещины используется критерий типа Мэнсона (2) [7]:

$$\varepsilon_a = \frac{1}{4 * N_T^{mlo}} \cdot \ln \frac{1}{1 - \psi_k} - 0,435 \cdot \frac{6_B (1 + 1,4 * \phi_k)}{E * N_T^{(mlo)l}}$$
(2)

где  $\Psi_k$  – коэффициент поперечного сужения материала;  $N_T$  – циклическая долговечность детали (образца);  $6_B$ - предел прочности; E – модуль продольной упругости;  $m_{l_0}$ ,  $(m_{l_0})l$  – эти значения для материалов (сталей) с  $6_B$ < 700 МРа;  $m_{l_0}$ ;  $m_{l_0} \sim 0.5$ ,  $(m_{l_0}) l$  – 0.09...0,12. Можно принять  $(m_{l_0})l = 0.1$ .

В [8] приводится также модифицированный критерий Мэнсона (3):

$$\varepsilon_{a} = \frac{1}{2} \cdot 0,266 \cdot D^{0,155} \cdot \left[\frac{6_{b}}{E}\right]^{-0,53} \cdot N_{T}^{-0,56} + \frac{1}{2} \cdot 1,17 \cdot \left[\frac{6_{b}}{E}\right]^{0,832} \cdot N_{T}^{-0,09}$$
(3)  
rge  $D = ln\left(\frac{1}{1-\psi_{r}}\right).$ 

Представляет интерес учесть в (3) влияние среднего напряжения цикла 6 *m*:

$$\varepsilon_a = \frac{1}{2} * 0,266 \cdot D^{0,155} \cdot \left[\frac{6_b - 6_m}{E}\right]^{-0,53} \cdot N_T^{-0,56} + \frac{1}{2} \cdot 1,17 \cdot \left[\frac{6_b - 6_m}{E}\right]^{0,832} \cdot N_T^{-0,09}$$
(4)

Таким образом, можно видеть, что средние напряжения растяжения понижают прочность при малоцикловом нагружении, средние напряжения сжатия повышают.

На рисунке 2 приведены некоторые результаты по применению различных методов (2)-(4) для оценки малоцикловой усталости плиты из алюминиевого сплава B950чT2. Так же на рисунке 2 приведена расчетная кривая усталости плиты из алюминиевого сплава B950чT2. Хорошо видно, что учет среднего напряжения позволяет с высокой точностью прогнозировать поведение сплава в зоне малоцикловой усталости.



#### Литература

1. 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 №4 (61), 2020. С. 59-70.

2. Ерасов В.С., Орешко Е.И. Испытания на усталость металлических материалов (обзор). Часть 2. Анализ уравнения Басквина–Мэнсона–Коффина. Методики испытаний и обработки результатов. Авиационные материалы и технологии №1 (62), 2021. С. 80-94.

3. Ramesh A., Kalkur G.U. Fatigue Life Validation of Aircraft Materials. Master thesis report. – Linköpings universitet, 2020. – 83 p.

4. Lee Kwang-Soo, Song Ji-Ho Estimation methods for strain-life fatigue properties from hardness. International Journal of Fatigue 28 (2006). P. 386–400.

5. Tirbonod B. A fixed point in the Coffin–Manson law. International Journal of Fatigue 81 (2015). P. 143–147.

6. Zenner H. On the estimation of cyclic material properties – Part 1: Quality of known estimation methods. Fatigue Testing 60 (2018) 10. P. 945-952.

7. Махутов Н.А. Деформационные критерии разрушения и расчет элементов конструкций на прочность. – М.: Машиностроение, 1981. – 272 с.

8. Муралидхарян У., Мэнсон С.С. Модифицированное уравнение с универсальными показателями степени для оценки усталостных характеристик материалов. Труды американского общества инженеров механиков. Теоретические основы инженерных расчетов. №4, 1988, стр. 87-92.

УДК 620.178.3, 620.191.33, 669.245

#### ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПЕРИОДА ЗАРОЖДЕНИЯ И РОСТА УСТАЛОСТНОЙ ТРЕЩИНЫ В ОБРАЗЦАХ ИЗ ГРАНУЛИРУЕМОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ЭП741НП

Артамонов М.А. – к.ф.-м.н., начальник бригады отдела прочностных испытаний ОКБ им. А.Люльки – филиал ПАО «ОДК-УМПО» maxartamonov@gmail.com

#### DETERMINATION OF THE PERIOD OF ORIGIN AND GROWTH OF FATIGUE CRACKS IN SAMPLES OF GRANULATED NICKEL ALLOY EP741NP

Artamonov M.A.<sup>2</sup> – Cand. Sc. (Physics and Mathematics), head of Strength Tests Department team

A. Lyulka Design Bureau PJSC «UEC-Ufa Engine Industrial Association» Subsidiary maxartamonov@gmail.com

**Abstract.** Tests for low-cycle fatigue were carried out during a "hard" loading cycle of samples made of granulated nickel alloy EP741NP at different temperatures, deformation range and cycle asymmetry. Using a scanning electron microscope, the growth period of the fatigue crack was determined by measuring the size of the fatigue grooves at different distances from the focus. This made it possible, knowing the overall durability, to determine the period of crack formation. A relationship has been established between the overall durability and the period of development and nucleation of the fatigue crack. This information can be used to establish the life of the part, taking into account the conditions under which the operation took place.

**Key words:** scanning electron microscope, fractography, fatigue striations, the period of origin of the fatigue crack.

Аннотация. Были проведены испытания на малоцикловую усталость при «жестком» цикле нагружения образцов из гранулируемого никелевого сплава ЭП741НП при разных температурах, размаха деформации и асимметрии цикла. С помощью растрового электронного микроскопа установлен период роста усталостной трещины путем измерения размеров усталостных бороздок на разных расстояниях от очага. Это позволило в свою очередь, зная общую долговечность, определить период зарождения трещины. Была установлена связь между общей долговечностью и периодом развития и зарождения усталостной трещины. Данную информацию можно использовать для установления ресурса детали учитывая условий, при которых происходило эксплуатация. Ключевые слова: сканирующий электронный микроскоп, фрактография, усталостные бороздки, период зарождения усталостной трещины.

В настоящее время гранулируемый сплав ЭП741НП широко применяется для изготовления особо ответственных и нагруженных узлов газотурбинных двигателей, таких как диски турбин и компрессоров [1]. Особое внимание при проектировании данных узлов уделяется малоцикловой усталости (МЦУ), так как их работа, как правило, происходит в условиях циклического нагружения при высоких температурах. Для безопасной эксплуатации деталей изготовленных из данного материала необходимо знать усталостные характеристики материала и факторы, влияющие на развитие разрушения. Усталостное разрушение материала можно разделить на два процесса – зарождение усталостной трещины и ее рост. Если для многоцикловой усталости (МнЦУ) существенная часть приходится на стадию зарождения усталостной трещины, то для МЦУ стадия роста усталостной трещины может быть соизмерима со стадией зарождения. Существует множество моделей, описывающих зависимость долговечности материала от условий нагружения [2–7]. Долговечность включает в себя как период зарождения, так и

период распространения усталостной трещины. У всех этих зависимостей не учитывается многостадийность развития усталостного разрушения. Основные факторы, влияющие на зарождение усталостной трещины, могут по-другому воздействовать на кинетику роста усталостной трещины. Для получения универсальной зависимости долговечности от условий, при которых находился материал, необходимо рассматривать отдельно разные стадия развития усталостного разрушения. Проблема заключается в том, что технически довольно сложно в процессе проведения испытания определить момент зарождения усталостной трещины.

Одним из возможных способов решения данной проблемы является применение фрактографического анализа излома испытанного материала. При анализе излома можно получить информацию о стадии роста трещины и определить, где произошло зарождение усталостной трешины. Рост усталостной трешины можно разделить на три стадии. Первая - стадия неустойчивого роста трещины с формированием квазибороздчатого рельефа. Вторая стадия роста трещины - устойчивая. При этом в изломе формируются усталостные бороздки. Существует ряд исследований, описывающих взаимосвязь между усталостными бороздками и скоростью роста трещины усталости [8-11]. Ширина усталостной бороздки соответствует приращению трещины за один цикл нагружения, а расположение участков с усталостными бороздками соответствует положениям фронта трещины на разных этапах развития. И третья стадия – заключительная – когда участки с усталостными бороздками наблюдаются вместе с ямочным рельефом. Измеряя шаг усталостных бороздок на различных расстояниях от очага можно определить длительность развития трещины на второй стадии ее роста. Определив, таким образом, длительность роста трещины, можно оценить количество циклов зарождения усталостной трещины. Для этого необходимо из общей долговечности вычесть количество циклов роста трещины.

Условия, при которых находился испытуемый материал (температура, уровень деформации и т.д.), по-разному влияют на механизмы зарождения и роста усталостной трещины. Получив не только общую долговечность образца, но и период зарождения и развития разрушения, можно установить связь между периодами зарождения, роста трещины и общей долговечностью в зависимости от условий, в которых находился материал.

Материал образцов – никелевый гранулируемый сплав ЭП741НП, у которого размер гранул не превышает 140 мкм. Образцы были вырезаны из диска турбины низкого давления (ТНД). Микроструктура сплава после термической обработки представляет собой твердый раствор γ-Ni со средним размером зерна ~40 мкм, в объеме зерен размер кубоидных частиц γ'-фазы составляет около 0,4 мкм. Объемная доля γ'-фазы составляет ~55 %.

Для испытания применялись цилиндрические образцы. Испытание образцов на МЦУ проводилось с использованием испытательных машин серии 8862 фирмы Instron в широком диапазоне температуры от 350 °C до 750 °C. Испытания проводились в соответствии с ГОСТ 25.502-79 при «жестком» цикле нагружения. Параметры нагружения при испытаниях образцов: форма цикла – синусоидальная; частота нагружения – 1 Гц; контролируемый параметр в процессе нагружения – размах деформации в цикле, коэффициент асимметрии цикла R = 0 и 0,5. Проведены исследования 87 образцов, испытанных при R = 0, 5.

Фрактографическое исследование проводилось с использованием растрового электронного микроскопа JSM-IT300LV фирмы JEOL. Устанавливалось местонахождение очага. В случае нахождения нескольких очагов для последующего анализа выбирался тот очаг, которому принадлежала наибольшая область усталостного разрушения. Производился поиск участков, на которых можно наблюдать формирование усталостных бороздок, при этом данные участки должны были располагаться вдоль одной прямой и соответствовать вектору развития усталостной трещины от очага. Для каждого данного

локального участка излома фиксировались координаты, что позволило вычислить расстояние до очага, и проводилось измерение шага усталостных бороздок (размер которых характеризует скорость роста усталостной трещины за один цикл нагружения). Размер усталостной бороздки определялся путем измерения размера блока усталостных бороздок и усреднения по количеству усталостных бороздок, находящихся в данном блоке. На рисунке 1 приведен пример для образца, испытанного при температуре 550 °C, размахе деформации 0,8 и коэффициенте асимметрии цикла R=0. Полученная зависимость скорости роста усталостной трещины от расстояния до очага позволяет подсчитать количество циклов развития трещины (живучесть).



Рис.1. Поверхности излома образца, по которому проводилось измерение размеров усталостных бороздок (локальные участки обозначены цифрами), и полученный график динамики роста усталостной трещины (d – скорость роста, Nc – количество циклов)

Период зарождения усталостной трещины No определялся из следующего соотношения:

$$N_o = N_f - N_c \tag{1}$$

где N<sub>f</sub> – общая долговечность образца, Nc – период роста трещины. Бь

$$n^* = \frac{N_C}{N_c} \tag{2}$$

$$n = \frac{N_o}{N_f} = 1 - \frac{N'_c}{N_f} = 1 - n^*$$
(3)

Коэффициент запаса показывает, какая доля от общей долговечности относится к периоду зарождения усталостной трещины, обратный коэффициент запаса – какая доля от общей долговечности относится к периоду роста трещины. Зная данные коэффициенты можно через полученную по испытаниям общую долговечность определить период зарождения и период роста трещины.

Анализ полученных значений п и п\* в зависимости от размаха деформации показал, что для n\* существует степенная зависимость от размаха деформации вида:

$$n^* = A \cdot \Delta \varepsilon^m \tag{4}$$

На рисунке 2 приведен пример зависимости n\* от  $\Box \Box$  для образцов, испытанных при температуре T = 550 °C и R = 0, R = 0,5.



Рис.2. Зависимость обратного коэффициента запаса  $n^*$  от размаха деформации для образцов, испытанных при температуре T = 550 °C при R = 0 (a) и R = 0.5 (б)

Полученные значения коэффициента A и показателя степени m можно использовать для определения изменения коэффициента запаса n и обратного коэффициента запаса n\* от размаха деформации и температуры для значений R = 0 и 0,5. Зависимость коэффициентов n и n\* от размаха деформации, температуры и асимметрии цикла позволяет определить значимость в общей долговечности стадии зарождения и стадии роста усталостной трещины.

Полученные распределения  $n^*$ , n, по формулам (1 - 4), для R = 0 и 0,5 показаны на рисунке 3. Видно, что с ростом асимметрии цикла уменьшается период зарождения усталостной трещины.

Можно исследовать, как меняются коэффициент А и показатель степени m в зависимости от температуры. Из рисунка 4 видно, что характер изменения коэффициента А близок к линейному, а показателя степени m - нелинейный.

Если при повышении асимметрии цикла график зависимости коэффициента A от T смещается параллельно в сторону более высоких значений A, то зависимость m от T меняется более сложным способом. Можно предложить следующую формулу изменения величины n\* в зависимости от температуры и асимметрии цикла:

$$n_{\text{party}}^* = A(R,T) \cdot \Delta \varepsilon^{m(R,T)} = (8.5 \cdot 10^{-4} \cdot T + 0.5 \cdot R) \cdot \Delta \varepsilon^{(\frac{m(T)}{(1-R)} - 9.2 \cdot R)},$$
(5)

 $m^*(T)$ 

( )

$$m^{*}(T) = -1.34998 \cdot 10^{-7} \cdot T^{3} + 1.96689 \cdot 10^{-4} \cdot T^{2} - 8.57812 \cdot 10^{-2} \cdot T +$$
(6)  
14.79107

Функция A(R,T) получена из анализа рисунка 4 (б), а для функции m(R,T) удалось подобрать поправку на коэффициент асимметрии цикла, при котором остается зависимость только от температуры m\*(T). Функция m\*(T) была получена аппроксимацией полиномом третьей степени и коэффициент корреляции при этом достигает значения 0,89 (Рис. 4 в).





Рис.3. Зависимости n, и n\* npu значениях коэффициента асимметрии цикла R = 0 и 0.5



Рис.4. Зависимости показателя степени т (а), коэффициента А (б) и скорректированной функции т\* (в) от температуры Т

Данная инженерная функция (5-6) позволяет получать значения n\* и n для промежуточных значений показателя асимметрии цикла R и температуры T, и ее можно использовать для оценки общей долговечности зная живучесть детали (длительность роста усталостной трещины). Применение этой функции позволит определить, какой существует запаса по периоду зарождения усталостной трещины при различных условиях работы детали в эксплуатации и учесть его при назначении ресурса.

#### Литература

1. Сиротин Н.Н. Основы конструирования, производства и эксплуатации авиационных газотурбинных двигателей и энергетических установок в системе CALS технологий. Книга 3. Москва, 2012. 616 с.

2. Theoretical estimation to the cyclic strength coefficient and the cyclic strain hardening exponent for metallic materials: Preliminary study / Z. Zhang, et al. // J. Mater. Eng. Perform. 2009. Vol. 18, N<sup>o</sup> 3. P. 245-254.

3. Биргер И. А., Балашов Б. Ф., Дульнев Р. А. Конструкционная прочность материалов и деталей газотурбинных двига-телей. М.: Машиностроение, 1981. 222 с.

4. Socie D. F., Morrow J. D. Review of contemporary approaches to fatigue damage analysis. In: Risk and Failure Analysis for Improved Performance and Reliability (Edited by J. J. Burke & V. Weiss), 1980, Plenum Publication Corp., New York, pp. 141-194.

5. Manson S. S., Halford G. R. Practical implementation of the double linear damage rule and damage curve approach for treating cumulative fatigue damage // Int. J. of Fracture. 1981. No. 17. Pp. 169-172.

6. Ince A., Glinka G. A modification of Morrow and Smith-Watson-Topper mean stress correction models // Fatigue & Fracture Engineering Materials & Structures. 2011. V. 34, № 11. Pp. 854-867.

7. Васильев Б.Е., Плещеев И. И., Шибаев С. А., Колотников М. Е. Прогнозирование циклической долговечности дисков ГТД из сплава ЭИ698-ВД с учетом асимметрии цикла нагружения // Вестник УГАТУ. 2020. Т. 24, № 2 (88). 3-12 с.

8. McMillan J.C., Pelloux R.M.N. // Fatigue crack propagation under program and random loading. Fatigue Crack Propagation. 1967. ASTM STP 415. P. 505.

9. Laird C. // The influence of metallurgical structure on the mechanisms of fatigue crack propagation. Fatigue Crack Propagation. 1967. ASTM STP 415. P. 131.

10. Шанявский А.А. Безопасное усталостное разрушение элементов авиаконструкций. Уфа: Монография, 2003. 802 с.

11. Туманов Н.В. // Механизм устойчивого роста усталостных трещин. Механизмы деформации и разрушения перспективных материалов: Труды XXXV конференции «Актуальные проблемы прочности». Т.1. 1999. С. 307.

#### О ВОЗМОЖНОСТИ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ПАРАМЕТРОВ ПОЛЗУЧЕСТИ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ ПО РЕЗУЛЬТАТАМ ДИНАМИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ

Власов Д.Д. – м.н.с., Полилов А.Н. – д.т.н., проф., г.н.с. Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН Khurmaed@yandex.ru

#### ON THE POSSIBILITY OF DETERMINING THE CREEP PARAMETERS OF POLYMER COMPOSITES BASED ON THE RESULTS OF DYNAMIC TESTING Vlasov D.D. – junior researcher, Polilov A.N. – Dr.Sci., professor, principal researcher Blagonravov Mechanical Engineering Research Institute RAS Khurmaed@yandex.ru

**Abstract.** The paper considers a method of determining the creep parameters of hereditarily elastic bodies based on the results of high-speed vibration tests. On the example of a simple exponential kernel, the principal impossibility of unambiguous determination of creep parameters due to the incompleteness of experimental dependences is shown. Similar conclusions are drawn for unbounded kernels of more complex form. The example of the restoration of creep curves shows the fundamental instability of the considered methodology. **Key words:** polymer fiber-reinforced composites, hereditary elasticity, creep, vibration loading.

Аннотация. В работе рассмотрена методика определения параметров ползучести наследственно упругих тел на основе результатов высокоскоростных испытаний. На примере вырожденного экспоненциального ядра показана принципиальная невозможность однозначного определения параметров ползучести ввиду неполноты экспериментальных зависимостей. Аналогичные выводы сделаны и для неограниченных ядер более сложного вида. На примере восстановления кривых ползучести показана принципиальная неустойчивость рассматриваемой методики.

Ключевые слова: полимерные волокнистые композиты, наследственная упругость, ползучесть, вибрационное нагружение.

Для описания поведения полимерных волокнистых композитов (ПКМ) при некоторых видах нагружения в определяющие соотношения необходимо вводить явную временную зависимость. Это связано со структурой ПКМ, которые на 30...60% состоят из полимерной матрицы, проявляющей вязкоупругое (наследственное) поведение [1, 2, 4], и заметную ползучесть даже при небольших напряжениях и комнатной температуре, а также существенное запаздывание деформации при вибрационных нагрузках из-за эффекта «внутреннего трения». Для изучения ползучести существуют отработанные и стандартизованные методики длительных (сотни часов) квазистатических испытаний, по результатам которых строится кривая ползучести материала, позволяющая также оценить момент разрушения при возникновении неустойчивости деформирования [1]. Более быстрые в реализации методы исследования эффектов запаздывания в полимерных материалах развились относительно недавно благодаря росту числа конструкционных пластиков, и эти методы используются преимущественно для определения степени отверждения пластиков в процессе полимеризации.

Известна взаимосвязь различных реологических процессов наследственно упругих материалов, которая в принципе позволяет определить диссипативные свойства материала по результатам длительного нагружения и наоборот – определить параметры ползучести на основе вибрационных испытаний [1-5]. Последнее видится наиболее перспективным, поскольку в теории позволяет описать сразу два режима деформирования – высокоскоростное и низкоскоростное - на основе одного относительно

непродолжительного эксперимента.

Определяющее соотношение для описания поведения линейно-наследственноупругого тела записывается в виде интегрального уравнения Вольтерры второго рода [2, 4]:

$$\varepsilon(t) = \frac{1}{E} \left[ \sigma(t) + \int_{0}^{t} K(t-\tau) \sigma(\tau) d\tau \right].$$
(1)

Здесь  $\varepsilon(t)$ ,  $\sigma(t)$  - значения деформации и напряжения в момент времени t;  $K(t-\tau)$  - затухающее ядро памяти интегрального оператора (ползучести), учитывающее влияние истории воздействия  $\sigma(\tau)$ ;  $\tau$  - промежуточный момент времени, в который прикладывалось напряжение  $\sigma(\tau)$  в прошлом. Следует отметить, что уравнение (1) справедливо для одномерного нагружения без учета анизотропии материала и температурных эффектов, и при постоянном напряжении  $\frac{d\sigma}{dt} = 0$  описывает ползучесть [6]:

$$\varepsilon(t) = \frac{\sigma}{E} \left[ 1 + \int_{0}^{t} K(t - \tau) d\tau \right].$$
<sup>(2)</sup>

Задавая гармонический закон изменения деформаций и напряжений, можно получить частотные зависимости действительной и мнимой компонент комплексного динамического модуля материала, с помощью которых описываются накопленная упругая энергия и рассеяние при колебаниях:

$$E'(\omega) = E\left(\frac{1+K_{c}}{\left(1+K_{c}\right)^{2}+K_{s}^{2}}\right); E''(\omega) = E\left(\frac{K_{s}}{\left(1+K_{c}\right)^{2}+K_{s}^{2}}\right);$$

$$K_{c} = \int_{0}^{\infty} K(z) \cos \omega z dz; K_{s} = \int_{0}^{\infty} K(z) \sin \omega z dz; z = t - \tau.$$
(3)

Обращая синус- и косинус-интегралы Фурье, из (3) получаем связь искомого ядра ползучести материала K(t) с определяемыми в вибрационном эксперименте частотными функциями:

$$K(t) = \frac{2}{\pi} \int_{0}^{\infty} f'(\omega) \cos \omega t d\omega = \frac{2}{\pi} \int_{0}^{\infty} f''(\omega) \sin \omega t d\omega.$$
(4)

Выражения (4), а также ограничения и асимптотика функций  $f'(\omega)$  и  $f''(\omega)$  описаны в монографиях [2-5] и представляют основу методики построения кривых ползучести по результатам вибрационных испытаний. Тем не менее практических примеров использования этого подхода для конструкционных материалов в литературе не встречается, что ставит вопрос о возникающих естественных ограничениях метода.

Для апробации методики примем вид ядра ползучести в виде [2]:

$$K(t) = \lambda e^{-\alpha(t-\tau)},\tag{5}$$

где  $\lambda$  и  $\alpha$  - неизвестные константы, которые предстоит определить из динамического эксперимента. Экспоненциальная функция (5) при подстановке в (2) описывает ограниченную ползучесть, свойственную некоторым материалам при небольших нагрузках. Однако благодаря простоте вычислений с её помощью можно получить результаты, которые ввиду общности физических процессов в материалах распространяются и на ядра более сложного вида. С помощью выражений (3) для ядра (5) получаются частотные зависимости модулей накопления и потерь:

$$E'(\omega) = \frac{E(a^2 + \omega^2 + \lambda a)}{\omega^2 + (a + \lambda)^2}; \ E''(\omega) = \frac{E\lambda\omega}{\omega^2 + (a + \lambda)^2}.$$
 (6)

Значения искомых параметров ядра ползучести определяются в результате

аппроксимации экспериментальных точек выражениями (6), а значит, точность методики существенно зависит от совпадения вида теоретических (рис. 1,a) и экспериментальных (рис.  $1,\delta$ ) зависимостей, а также от полноты результатов испытаний.



Рис. 1. Частотные зависимости компонент комплексного модуля; а – теоретические кривые (6): 1 – модуль накопления, 2 – модуль потерь; б - экспериментальные данные модуля накопления углепластика Для более удобной интерпретации кривой 1 на рис. 1, а введем в (6) замены:

 $\frac{Ea}{a+\lambda} = E'(0) = E'_0, \ E = E'(\infty) = E'_\infty$  и  $a+\lambda = k$ . Тогда сигмоидная кривая 1 описывается выражением:

$$E'(\omega) = E'_0 + (E'_{\infty} - E'_0) \frac{\omega^2}{\omega^2 + k^2}.$$
(7)

При бесконечно малых частотах колебаний (нулевой скорости нагружения)  $E'_0$  значение статического модуля, которое невозможно определить экспериментально. При бесконечно больших частотах  $E'_{\infty}$  - динамический модуль упругости, определяемый при высокоскоростном или вибрационном нагружении. k - условная частота колебаний в процессе перехода значения модуля от  $E'_0$  к  $E'_{\infty}$ . По аналогии проводятся преобразования и для  $E''(\omega)$ , однако, нет смысла их обсуждать ввиду отсутствия соответствующих результатов эксперимента.

Из сопоставления рис. 1,*а* и 1,*б* очевидно следует, что полученные экспериментальные данные для модуля накопления неполные и с достаточной точностью аппроксимировать их зависимостью (7) невозможно. Полученное значение  $E' \approx 180$  ГПа, исходя из физического смысла и интерпретации рис. 1,*a*, должно соответствовать динамическому модулю. Тогда кривую рис. 1,*б* можно экстраполировать согласно (7), задав произвольным образом неизвестные значения  $E'_0$  и *k* (рис. 2). Для возможности их экспериментального определения необходимо проведение испытаний на большом диапазоне частот с высокой точностью измерений, что осложняется диссипацией и разогревом. Этим можно объяснить отсутствие таких данных для конструкционных материалов в литературе.

Таким образом, из трех искомых параметров, необходимых для построения кривых ползучести, однозначно (с учетом погрешности эксперимента) определяется только один. Значения же двух других не могут быть оценены ни в одном другом эксперименте и в большинстве случаев могут быть выбраны произвольно (рис. 2), что говорит о принципиальной неустойчивости методики. Приведенные на рис. 3 кривые ползучести, восстановленные на основе 6 зависимостей  $E'(\omega)$  (рис. 2, *a*, *б*), это подтверждают.



Рис. 2. Произвольно дополненные экспериментальные кривые; a - изменялось значение  $E'_0$  - 5, 20, 50;  $\delta - изменялось$  значение k - 0.05, 0.5, 5



*Рис. 3. Кривые ползучести, восстановленные на основе экстраполированные экспериментальных данных (рис. 2)* 

Выводы о неустойчивости, полученные для вырожденного экспоненциального ядра (5), справедливы и для более часто применяемых неасимптотических ядер Абеля и Ржаницына [4]:

$$K(t) = \frac{A}{(t-\tau)^{\alpha}}; \quad K(t) = \frac{Ae^{-\beta t}}{(t-\tau)^{1-\alpha}}$$
(8)

С помощью преобразований (3) аналогично (6) определяются частотные зависимости модуля накопления для этих ядер, которые представлены на рис. 4:

$$E'_{A\delta}(\omega) = \frac{2E\omega\cos\left(\frac{\pi\alpha}{2}\right)\Gamma(\alpha)\left(k\pi + 2\omega\cos\left(\frac{\pi\alpha}{2}\right)\Gamma(\alpha)\right)}{k^2\pi^2\omega^{2\alpha}\left[\operatorname{ctg}\left(\frac{\pi\alpha}{2}\right)\right]^2 + \left(k\pi + 2\omega\cos\left(\frac{\pi\alpha}{2}\right)\Gamma(\alpha)\right)^2};\tag{9}$$

$$E'_{P,\infty}(\omega) = E - \frac{A\Gamma(\alpha)E\left(\left(\beta^2 + \omega^2\right)^{\frac{\alpha}{2}}\cos\left[\alpha \arctan\left(\frac{\omega}{b}\right)\right] + A\Gamma(\alpha)\right)}{\left(\beta^2 + \omega^2\right)^{\alpha} + A\Gamma(\alpha)\left(2\left(\beta^2 + \omega^2\right)^{\frac{\alpha}{2}}\cos\left[\alpha \arctan\left(\frac{\omega}{b}\right)\right] + A\Gamma(\alpha)\right)}.$$
(10)



Рис. 4. Частотные зависимости модуля накопления для неограниченных ядер; а – ядро Абеля (9); б – ядро Ржаницына (10)

Характер теоретических кривых соответствует кривой 1 (рис. 1,*a*). В то же время громоздкость самих выражений значительно осложняет введение удобных замен для

аппроксимации экспериментальных данных. Кроме того, зависимость (10) содержит 4 неизвестных параметра, что усиливает неустойчивость их определения из ограниченного эксперимента.

#### Литература

1. Полилов А. Н. Этюды по механике композитов. — М.: Наука, ФИЗМАТЛИТ, 2015. — 320 с.

2. Работнов Ю. Н. Ползучесть элементов конструкций. — М.: Наука, 2014. — 752 с.

3. Ferry J. D. Viscoelastic properties of polymers. — New York: Wiley, 1980. — 641 p.

4. Работнов Ю. Н. Элементы наследственной механики твердых тел. — М.: Наука, 1977. — 384 с.

5. Gross B. Mathematical structure of the theories of viscoelasticity. — Paris, 1953. — 75 p.

6. Суворова Ю. В., Алексеева С. И., Куприянов Д. Ю. Моделирование длительной ползучести георешеток типа FORTRAC на основе полиэтилентетрефталата // Высокомолекулярные соединения, Серия Б. 2005. № 6.

#### ОПРЕДЕЛЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ УПРУГИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ, ИЗГОТОВЛЕННЫХ МЕТОДАМИ 3D ПЕЧАТИ

Власов Д.Д. – м.н.с., Татусь Н.А. – к.т.н., с.н.с., Поляков А.Э. – м.н.с. Институт машиноведения им. А.А.Благонравова Российской академии наук Khurmaed@yandex.ru

#### DETERMINATION OF MECHANICAL ELASTIC CHARACTERISTICS OF POLYMER COMPOSITES FABRICATED USING 3D PRINTING Vlasov D.D. – junior researcher, Tatus` N.A. – Ph.D., senior researcher, Polyakov A.E. - junior researcher Blagonravov Mechanical Engineering Research Institute of the Russian Academy of Sciences Khurmaed@yandex.ru

**Abstract**. The paper deals with a new class of materials - fiber-reinforced composites manufactured using additive technologies. The aim of the study was to evaluate the applicability of the mixture rule to new materials. For this purpose, the values of elastic modulus along the fibers of printed carbon fiber-reinforced plastics and basalt fiber-reinforced plastics were calculated on the basis of experimentally determined properties of the components using Voigt's hypothesis. The obtained characteristics were compared with those obtained by tensile testing of unidirectional specimens along the reinforcement direction. It was shown that with a certain accuracy the calculated properties can be applied in practice.

**Key words:** polymer fiber-reinforced composites, effective elastic characteristics, elastic modulus, additive technologies.

Аннотация. В работе рассматривается новый класс материалов – волокнистые композиты, изготовленные с помощью аддитивных технологий. Цель исследования состояла в оценке применимости правила смеси к новым материалам. Для этого на основе экспериментально полученных свойств компонентов с помощью гипотезы Фойгта были рассчитаны значения модуля упругости вдоль волокон напечатанных углепластиков и базальтопластиков. Полученные характеристики сравнивались с экспериментальными, полученными при растяжении однонаправленных образцов вдоль направления армирования. Было показано, что с определенной погрешностью рассчитанные свойства могут быть применены на практике.

**Ключевые слова:** полимерные волокнистые композиты, эффективные упругие характеристики, модуль упругости, аддитивные технологии.

Расширение области применения волокнистых полимерных композитов (ПКМ) делает особенно актуальным вопрос о корректном определении их механических характеристик. Для обеспечения жесткости конструкций на этапе проектирования необходимо знать упругие свойства материала. Волокнистые композиты, как известно, обладают структурной анизотропией и их упругие характеристики в общем случае выражаются через 21 независимую постоянную. На практике чаще всего используются симметричные системы армирования, что снижает число констант до 9 – три модуля Юнга:  $E_1$ ,  $E_2$ ,  $E_3$ , три модуля сдвига:  $G_{12}$ ,  $G_{13}$ ,  $G_{23}$  и три коэффициента Пуассона:  $\mu_{12}$ ,  $\mu_{13}$ ,  $\mu_{23}$ . Для однонаправленных монослоев (рис. 1), из которых состоят композиты, обычно рассматривается плоское напряженное состояние, поэтому остаются только  $E_1$ ,  $E_2$ ,  $G_{12}$ ,  $\mu_{12}$ . Из четырех технических констант главной считается модуль упругости вдоль направления армирования, поскольку его значение на 1-2 порядка превышает

 $E_2$ ;  $G_{12}$ , и именно  $E_1$  в большей степени определяет жесткость композита [1, 2]. Поэтому определение этой характеристики наиболее важно.



Рис. 1. Ортотропный монослой композита

Можно выделить три метода нахождения  $E_1$  - экспериментальный, численный и аналитический. Для экспериментального определения модуля Юнга существуют стандартизованные методики [3]. В процессе растяжения плоского композитного образца с помощью тензодатчика и динамометра измеряются деформации и напряжения, возникающие в материале, после чего  $E_1$  находится по соотношению  $E_1 = \frac{\sigma_1}{\varepsilon_1}$ . Численный подход основан на применении метода конечных элементов. В расчетном программном комплексе создается модель элементарной ячейки композита определенного объема, в которую входят матрица и наполнитель с известными свойствами. После чего задаются граничные условия и проводится расчет, в результате которого определяется эффективный (осредненный) модуль упругости композита. Аналитический метод так же позволяет оценить эффективный модуль на основе упругих характеристик компонентов композита. Для этого принимается гипотеза Фойгта о равенстве деформаций волокон и матрицы при растяжении. Если представить материал в виде простейшей модели (рис. 2), объемная доля компонентов обозначается  $V_{\epsilon}$  - для наполнителя и  $(1-V_{\epsilon})$  - для матрицы.



Рис. 2. Модель композита

Тогда для случая изотропных волокон и матрицы модуль Юнга композита будет определяться выражением [4]:

$$E_1 = E_f V_f + E_m (1 - V_f), (1)$$

где  $E_f$  и  $E_m$  - модули армирующих волокон и полимера. Если материал матрицы или наполнителя обладает анизотропией свойств, что характерно, например, для углеродных волокон, в выражение (1) подставляются значения модулей, определенных при растяжении в том же направлении -  $E_{1f}$  и  $E_{1m}$ .

Описанные методики отработаны и активно применяются на практике для определения характеристик композитов, изготовленных с помощью вакуумной инфузии, пултрузии и других стандартных композитных технологий. В то же время появление аддитивных технологий сделало возможным изготовление полимерных новых композитов, армированных непрерывными волокнами с помощью 3D принтеров и установок автоматизированной выкладки [5]. За счет технологических особенностей производства структура таких материалов значительно отличается от структуры традиционных ПКМ. Послойный алгоритм подачи компонентов в зону печати, а также неодновременное формование матрицы и армирующей структуры приводят к повышенной пористости материала. Невысокие температуры и отсутствие давления ухудшают пропитанность наполнителя полимером и, как следствие, адгезионные характеристики композита. Чтобы непрерывные нити в процессе печати не распушались и не запутывались, они предварительно пропитываются полимером и отверждаются, что снижает объемную долю наполнителя. Все эти явления влияют на поведение материала под нагрузкой, и применимость стандартных экспериментальных и расчетных методов определения  $E_1$  напечатанных композитов требует проверки, что и является целью исследования.

Экспериментальное определение модуля упругости. Плоские композитные образцы для испытаний были изготовлены согласно стандарту [3] (рис. 3) с помощью принтера Anisoprint COMPOSER A3. Особенность установки заключается в том, что для поочередной подачи компонентов используются 2 сопла (рис. 4): стандартное - для печати термопластичными полимерами и композитное - для печати пропитанным непрерывным наполнителем.





Рис. 3. Композитные образцы

Рис. 4. Принцип работы композитного принтера

В работе исследовались два вида волокнистых ПКМ – углепластик на основе полилактида (PLA) и углеродной нити Anisoprint CCF-1,5k и базальтопластик с той же матрицей и нитью Anisoprint CBF (рис. 3). Испытания на растяжение проводились на универсальной установке INSTRON TM 34, результаты приведены в табл. 1. Характеристики компонентов были также определены экспериментально и представлены в табл. 1. Свойства напечатанных полимеров, как известно, зависят от направления укладки филамента. Потому во всех изготовленных образцах полимер единообразно выкладывался вдоль направления 1 (рис. 1), в этом же направлении и был определен модуль Юнга.

Табл. 1.	Упругие свойства напечап	панных ПКМ и компонентов
Материал	Модуль упругости, ГПа	
DI A	2.0	

Материал	Модуль упругости, 1 Па
PLA	2,8
CCF-1,5k	124,8
CBF	46,8
PLA+ CCF-1,5k	30,0
PLA+ CBF	10,8

Аналитические определение модуля упругости. Для оценки  $E_1$  напечатанных ПКМ с помощью выражения (1) помимо найденных в эксперименте  $E_{1f}$  и  $E_{1m}$  необходимо значение объемной доли наполнителя  $V_f$ . Для его определения удобно воспользоваться встроенным функционалом программного обеспечения для настройки параметров печати. Визуализация модели позволяет в точности определить количество нитей в образце (рис. 5), что при известных диаметре нити ( $d^{yen} = 0,35$ ,  $d^{\delta as} = 0,28$ ) и размерах образца дает возможность оценить объемную долю наполнителя:  $V_f^{yen} = 0,237$  и  $V_f^{\delta as} = 0,209$ . Рассчитанные по формуле (1) значения  $E_1$  композитов приведены в табл. 2.





Рис. 5. Визуализация образца перед печатью

PLA+ CBF

Рис. 6. Модель элементарного объема композита

Численное определение модуля упругости. Для проверки применимости численных методов определения модуля упругости напечатанных ПКМ был использован решатель Material Designer программного пакета ANSYS. Конечно-элементная модель была построена с учетом характеристик компонентов (табл. 1) и объемной доли наполнителя. В ходе печати нити послойно укладываются по одинаковым траектория – одна над другой, по этой причине при моделировании была задана квадратная компоновка. Элементарный объем материала и его разбиение на сетку конечных элементов представлены на рис. 6. Расчет проводился для простейшего случая – без учета пористости и степени разориентации волокон, поскольку экспериментальное определение этих параметров выходило за рамки исследования. При задании характеристик компонентов композита, считалось, что материалы изотропны, значения были взяты из табл. 1. Полученные значения *E*<sub>1</sub> приведены в табл. 2.

Результаты. Применимость расчетных методик для определения упругих характеристик напечатанных ПКМ определялась погрешностью:  $\frac{\left|E_{1}^{\Im\kappa cn}-E_{1}^{Pacu}\right|}{E^{\Im\kappa cn}}\cdot 100\%$ .

ΙКМ

10,2

11.9

На основе табл. 2 можно сделать следующие выводы:

11.9

1. Расчетные методы определения Е<sub>1</sub> вполне применимы к волокнистым ПКМ, изготовленным с помощью аддитивных технологий. Причем простейшая гипотеза Фойгта для аналитической оценки и элементарная постановка и численный расчет элементарного объема дают одинаковые результаты с погрешностью по сравнению с экспериментом порядка 10%.

10.2

2. Объемная доля наполнителя в напечатанных композитах существенно ниже, чем в традиционных, где она составляет - в зависимости от технологии производства - 40-80%. Это связано с технологическими особенностями 3D печати, а также дополнительной пропиткой армирующих волокон полимером перед подачей в зону печати. По причине низкой объемной доли наполнителя изготовленные композиты по механическим характеристикам уступают стандартным угле- и базальтопластикам.

Финансовая поддержка. Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-23-00318 (Гибридные биоподобные композитные структуры переменной жёсткости как альтернатива квазиизотропным материалам), https://rscf.ru/project/23-23-00318/.

#### Литература

1. Tsai S.W., Melo J.D.D. Composite laminates. Stanford: Department of Aeronautics & Astronautics Stanford University, 2017.

2. Полилов А. Н., Татусь Н. А. Биомеханика прочности волокнистых композитов. — М.: ФИЗМАТЛИТ, 2018.

3. ГОСТ 32656 - 2017. КОМПОЗИТЫ ПОЛИМЕРНЫЕ Методы испытаний. Испытания на растяжение; Взамен ГОСТ 32656— 2014. - Москва: Издательство: СТАНДАРТИНФОРМ, 2017 – 23 с.

4. Vignoli L.L., Savi M.A., Pacheco P.M.C.L., Kalamkarov A.L. Comparative analysis of micromechanical models for the elastic composite laminae // Composites Part B. 2019. No174.

5. Saran O.S., Reddy A.P., Chaturya L., Kumar M.P. 3D printing of composite materials: A short review // Materials today: Proceedings. 2022. №64.

#### ВЛИЯНИЕ НЕСОВЕРШЕНСТВ ФОРМЫ ПОВЕРХНОСТИ ЦИЛИНДРИЧЕСКОЙ ОБОЛОЧКИ НА ВЕЛИЧИНУ КРИТИЧЕСКОГО ОСЕВОГО СЖАТИЯ<sup>1</sup>

Волков А.Н.<sup>1,2</sup> – к.т.н., научный сотрудник, ассистент, Одинцев И.Н.<sup>1</sup> – к.т.н., ведущий научный сотрудник, Кокуров А.М.<sup>1,3</sup> – научный сотрудник, ведущий инженер <sup>1</sup>Институт машиноведения им. А.А. Благонравова Российской академии наук <sup>2</sup> Московский авиационный институт, МАИ

<sup>3</sup> ПАО «Туполев»

E-mail: <u>an\_volkov@internet.ru</u>

#### *INFLUENCE OF IMPERFECTIONS IN THE SURFACE SHAPE OF A CYLINDRICAL SHELL ON THE CRITICAL AXIAL COMPRESSION* **Volkov A.N.**<sup>1,2</sup> – PhD, researcher, assistant, **Odintsev I.N.**<sup>1</sup> – PhD, leading researcher,

**Kokurov A.M.**<sup>1,3</sup> – researcher, leading engineer

<sup>1</sup> Blagonravov Mechanical Engineering Research Institute of the Russian Academy of Sciences <sup>2</sup> Moscow Aviation Institute, MAI

<sup>3</sup> PJSC Tupolev

E-mail: an\_volkov@internet.ru

**Abstract.** A numerical and experimental study of the influence of geometric imperfections of a cylindrical shell buckling under axial compression was conducted using three-dimensional scanning technology. The accuracy of existing approaches to accounting for imperfections in the shape of a cylinder surface during buckling analysis was established. Then, using the most advanced method for accounting for imperfections, the following was performed: determining the magnitude of imperfections in the shape of the surface, based on the data obtained, a numerical analysis was performed, the results of which were compared with experimental parameters.

**Key words:** cylindrical shells, axial compression, stability, initial geometric imperfections, defect (indentation), finite element method, nonlinear analysis, numerical modeling, three-dimensional scanning

Аннотация. Проведено численное и экспериментальное исследование влияния геометрических несовершенств поверхности цилиндрической оболочки на несущую способность при осевом сжатии с применением технологии трехмерного сканирования. Установлена точность существующих подходов к учету несовершенств формы поверхности цилиндра при анализе устойчивости. На основе наиболее близкого к результатам экспериментального исследования способа решения выполнено: определение величины несовершенств формы поверхности цилиндрических образцов, на основе полученных величин проведен численный анализ, результаты которого сопоставлены с экспериментальными данными.

Ключевые слова: цилиндрическая оболочка, осевое сжатие, устойчивость, начальные геометрические несовершенства, дефект (вмятина), метод конечных элементов, нелинейный анализ, численное моделирование, трехмерное сканирование

#### Введение.

Из экспериментов по осевому сжатию цилиндрических оболочек известно, что потеря устойчивости ими возникает гораздо раньше, чем предсказывают существующие аналитические и численные линеаризованные решения [1]. Подобное явление в первую очередь возникает из-за наличия различных несовершенств формы поверхности и

<sup>&</sup>lt;sup>1</sup> Финансовая поддержка. Работа поддержана грантом РНФ № 20-19-00769-П

нелинейности процесса деформирования. Также на снижение несущей способности оказывают влияние такие факторы, как несовершенство условий закреплений образца и наличие дефектов в структуре материала [2].

Несмотря на то, что разработаны достаточно точные аналитические методы определения критических усилий в оболочке при сжатии, их применение в инженерной практике ограничивается относительной сложностью [3]. В большинстве случаев прикладные расчеты ограничиваются введением понижающего коэффициента, что негативно отражается на весовых параметрах конструкции.

#### Постановка задачи.

В исследовании рассматриваются тонкостенные оболочки средней длины [1]. В первой части проводится сравнение наиболее распространенных прикладных подходов к определению несущей способности с ранее известными экспериментальными данными [4]. Далее, на основе подхода, результаты которого наиболее приближены к экспериментальным значениям, выполнен конечно-элементный расчет и проведены натурные испытания с последующим сопоставлением результатов.

Сравнительный анализ достоверности способов анализа устойчивости оболочек на основе введения начальных несовершенств

При проведении сравнительного анализа, направленного на определение корректности способа расчета устойчивости цилиндрических оболочек, в качестве экспериментальных значений  $P_5^{\kappa p}$  использовались материалы статьи [4]. Согласно приведенным в ней данным, свойства образцов должны соответствовать физическим параметрам материала SS-316 и SS-304. Другие параметры объекта исследования представлены в Таблице 1.

N⁰	Толщина 8 мм	Длина 1 мм	Радиус <i>В</i> мм	Материал	Параметр тонкостенности $R / \delta$	Относительное отклонение $k / R$
1	0.8	<i>i</i> iviivi		66.216	437.5	2.46.10-3
2	1	50	350	55-310	350	2.19.10-3
3	1.25			SS-304	280	$2.14 \cdot 10^{-3}$

Таблица 1 – Параметры цилиндрической оболочки.

При анализе рассмотрено 4 подхода к расчету устойчивости цилиндрической оболочки при осевом сжатии:

- 1. Критические значения  $P_1^{\kappa p}$  сжимающих усилий определяются в процессе нелинейного конечно-элементного анализа с предварительным введением несовершенств, вид которых соответствует формам потери устойчивости. [5]
- 2. Критические значения P<sub>2</sub><sup>кр</sup> сжимающих усилий определяются в процессе нелинейного конечно-элементного анализа с предварительным введением несовершенств, форма которых задается по тригонометрическому закону [5] (Формула 1, Рисунок 1). В формуле (1) *m*, *n* количество волн по окружности и высоте цилиндра соответственно, *k* [мм] величина отклонения геометрических несовершенств (половина амплитуды). Рассматриваемая форма характеризуется волнами как окружными, так и вдоль образующей.

$$R_{_{Hec}} = R + k\cos(m\varphi)\sin(\frac{m\varphi z}{l})$$
(1)

3. Величина критической силы  $P_3^{\kappa p}$  определяется по формуле (2) с введением понижающего поправочного коэффициента *a* [1]

$$P_{3}^{\kappa p} = 0.604 \frac{aE\delta}{R} \cdot 2\pi R \tag{2}$$

4. Величина критической силы  $P_4^{\kappa p}$  определяется по формуле (3) [6]



Рисунок 1 – Вид геометрических несовершенств цилиндрической поверхности, заданных согласно второму способу

При выполнении численного расчета учитывались нелинейные физические характеристики материала, согласно кривой деформирования  $\sigma - \varepsilon$ . Данные параметры получены по методу Рамберга-Осгуда [7]. Анализ проведен с использованием нелинейного решателя Nastran Sol 401 в среде Siemens NX. Расчетные величины представлены в Таблице 2. Здесь индекс при  $P_{\kappa p}$  соответствует порядку перечисления подходов к анализу устойчивости.

δ [мм]	$R/\delta$	$P_1^{\kappa p}$ КН	$P_2^{^{\kappa p}}$ КН	$P_3^{\kappa p}$ КН	$P_4^{\kappa p}$ КН	$P_5^{\kappa p}$ кн
0.8	437.5	137.5	157.4	112.5	132.1	140-163
1	350	270	242.2	140.7	181.9	219.5-247.1
1.25	280	400	303	175.8	250.1	286.7-321

Таблица 2 – Данные расчета критической силы, согласно рассматриваемым подходам

Согласно проведенному анализу, наиболее близкие значения к экспериментальным величинам критической силы сжатия позволяет получить подход с предварительным введением несовершенств, форма которых задается по тригонометрическому закону [5].

# Численное и экспериментальное исследование несущей способности цилиндрической оболочки при сжатии с учетом несовершенств формы поверхности.

Здесь и далее в качестве объекта исследования рассматривался цилиндр, выполненный из алюминиевого сплава 3004, толщиной стенки  $\delta = 0.11$  мм, радиусом R = 32.5 мм, длиной l = 150 мм. При этом параметр тонкостенности составил  $R / \delta = 295.5$ .

Численный расчет также проводился с применением метода конечных элементов и использованием нелинейного решателя Nastran Sol 401 в среде Siemens NX. Кривая деформирования, как и ранее, получена с использованием метода Рамберга-Осгуда. Стоит отметить, что при создании конечной модели использовалось 2 инструмента задания несовершенств, форма которых, определяется тригонометрическим законом. В первом

случае ( $P_{\kappa p.1}^{MK\Im}$ ) начальные несовершенства задавались с использованием встроенного инструмента «IMPERFECT» в Siemens NX и Nastran Sol 401. Во втором случае  $P_{\kappa p.2}^{MK\Im}$  координаты узлов расчетной модели задавались в явном виде по формуле (1).

При проведении экспериментального исследования были отобраны 12 цилиндров с различными случайными отклонениями от геометрической формы. Перед началом эксперимента была составлена карта высот или отклонений поверхности каждого из рассматриваемых образцов с использованием оптической системы Vic-3D [8-10] (Рисунок 1,2). Подобная постановка эксперимента и процесса трехмерного сканирования, позволила определить геометрические параметры с 28% площади поверхности всего образца. Полученное облако точек накладывалось на виртуальную модель образца с последующим вычислением отклонений (Рисунок 3). Величина k (формула (1)), рассчитывалась, как максимальное значение показаний отклонений облака точек от требуемой геометрии (Таблица 3).



Рисунок 1 – проведение эксперимента

Рисунок 2 – Результаты сканирования и построения поверхности по облаку точек

Рисунок 3 – Карта отклонений от исходной геометрии

По результатам испытаний образцов были получены зависимости перемещений от приложенной силы (Рисунок 4), что позволило определить величину критической силы (Таблица 3). Наглядно сравнение расчетных и экспериментальных величин представлено на Рисунке 5.



Рисунок 4 – Экспериментальные результаты

№ образца	<i>k</i> мм	$P_{_{\kappa p.1}}^{_{M\!K\! extsf{-}\!9}}$ н	$P_{_{\kappa p.2}}^{_{M\!K\!\Im}}$ н	$P_{_{\kappa p}}^{_{^{\mathfrak{s}\kappa cn}}}$ н
1	0.773	633	516	328.7
2	0.5336	750	708	500.3
3	0.6891	666.3	621	360.8
4	0.4964	777	644	506.3
5	0.574	726	578	543.7
6	0.4043	912	870	984.6
7	0.417	870.9	841	803.6
8	0.331	1164	1031.2	611.1
9	0.176	2226	2075	655.6
10	0.687	666	519	396.6
11	0.567	729	668	400.3
12	0.416	888	807	792.2

Таблица 3 – Сравнительный анализ расчета и эксперимента



Рисунок 5 – Сравнительный анализ численного расчета и эксперимента

Исходя из полученных значений видно, что наилучшее совпадение по результатам численного расчета и эксперимента достигнуто для образцов с номерами 5,6,7,12. Указанные образцы характеризовались наиболее приближенной формой к заданной геометрии поверхности и практически полным отсутствием видимых вмятин (до начала эксперимента). Наличие различных неучтенных несовершенств на остальных образцах могло приводить к достаточно заметному несовпадению по величине критической силы сжатия. Также необходимо заметить, что применение встроенного инструмента «IMPERFECT» в Siemens NX может приводить к завышенным результатам.

#### Заключение

В результате выполненных исследований было установлено, что при расчете потери устойчивости цилиндрической оболочки с использованием метода конечных элементов значения критической силы, наиболее близкие к экспериментальным данным, введением конструкцию начальных несовершенств получаются с В формы. распределенных по тригонометрическому закону. Применение трехмерного сканирования для определения отклонений от идеальной формы поверхности и метода определения критической силы при условии введения в модель несовершенств, распределенных по тригонометрическому закону, позволяет получать результаты приближенные к экспериментальным данным. Однако для наиболее точного расчета необходимо проводить сканирование всей поверхности образца. Можно также предположить, что создание расчетной модели с учетом истинной формы начальных несовершенств поверхности позволит достигнуть более близкого совпадения результатов эксперимента и численного анализа.

#### Список литературы.

1. Вольмир А.С Устойчивость деформируемых систем. М.:Наука, 1967. – 987 с.

2. A' rbocz J., Babcock Jr C. D. The effect of general imperfections on the buckling of cylindrical shells. – 1969.

3. Григолюк Э.И., Кабанов В.В. Устойчивость оболочек. М.: Наука, 1978 - 360 с.

4. Athiannan K., Palaninathan R. Experimental investigations on buckling of cylindrical shells under axial compression and transverse shear //Sadhana. – 2004. – T. 29. – C. 93-115.

5. Анисимов М. К., Поникаров С. И., Черенков А. В. Численный анализ устойчивости цилиндрических оболочек, нагруженных осевой сжимающей силой, с учетом геометрических несовершенств //Машиностроение и инженерное образование. – 2006. – № 4. – С. 49-56.

6. Пикуль В. В. К теории устойчивости оболочек //Вестник Дальневосточного отделения Российской академии наук. – 2006. – №. 4. – С. 81-86.

7. Ramberg W., Osgood W. R. Description of stress-strain curves by three parameters. – 1943. – №. NACA-TN-902.

8. Bodryshev, V.V., Babaytsev, A.V., Orekhov, A.A., Min, Y.N. Digital method for analysing speckle-interferometric images of material deformation. Periodicals of Engineering and Natural Sciences, 2021, 9(3), pp. 886–900

9. Apalkov A.A., Odintsev I.N., Usov S.M. Speckle pattern interferometry for measurement of residual stress: basic approach, mathematical support, special arrangement, practical application // Machines, technologies, materials. 2015. № 5. c.18-20/

10. Molina-Viedma A. J. et al. 3D mode shapes characterisation using phase-based motion magnification in large structures using stereoscopic DIC //Mechanical Systems and Signal Processing. – 2018. – T. 108. – C. 140-155.

### РАЗВИТИЕ ПОДХОДА Ю.Н. РАБОТНОВА К ОЦЕНКЕ ПРОЧНОСТИ

КОМПОЗИТОВ (к 110-летию со дня рождения)

**Волкова О.Ю.** – м.н.с., **Полилов А.Н.** – д.т.н., г.н.с. Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН

sklemina97@yandex.ru

#### DEVELOPMENT OF YU. RABOTNOV'S APPROACH TO COMPOSITE STRENGTH ESTIMATION (to the 110<sup>th</sup> anniversary of the birth) Volkova O.Yu. – Junior Researcher, Polilov A.N. – Doctor of Sciences, Chief Researcher Blagonravov Mechanical Engineering Research Institute of the Russian Academy of Sciences

sklemina97@yandex.ru

**Abstract.** This paper considers the approaches to the estimation of strength characteristics of structurally anisotropic composites based on the development of the ideas of Yu. N. Rabotnov. Particular attention is paid to the construction of a limiting surface for elastoplastic composite structures (in the form of a sofa cushion), which allows modeling the joint work of materials in different directions. A strength criterion formulated as a linear combination of normal and tangential stresses at the site of possible failure containing one of the reinforcement directions is presented, with a comparison with the well-known Hashin criterion. In addition, a rhombus model is considered and a limit surface consisting of three rectilinear segments is proposed. This approach, which takes into account different failure mechanisms, differs from attempts to create a single smooth limit surface and finds application in modern computational algorithms modeling material degradation processes.

**Key words:** fracture mechanics, composite material, strength criteria, limit surface in stress space, complex stress state, rhombus model.

Аннотация. В данной статье рассматриваются подходы к оценке прочностных характеристик конструктивно анизотропных композитов, основанные на развитии идей Ю.Н. Работнова. Особое внимание уделяется построению предельной поверхности для упругопластических композитных структур (в форме диванной подушки), что позволяет моделировать совместную работу материалов в различных направлениях. Представлен критерий прочности, сформулированный как линейная комбинация нормальных и касательных напряжений на площадке возможного разрушения, содержащей одно из направлений армирования, с сопоставлением с широко известным критерием Хашина. Кроме того, рассматривается модель ромба, и предложена предельная поверхность, состоящая из трех прямолинейных отрезков. Данный подход, учитывающий разные механизмы разрушения, отличается от попыток создания единой гладкой предельной поверхности И находит применение в современных расчетных алгоритмах, моделирующих процессы деградации материалов.

**Ключевые слова:** механика разрушения, композитный материал, критерии прочности, предельная поверхность в пространстве напряжений, сложное напряженное состояние, модель ромба.

**Введение.** В работах ряда учёных (Малмейстер, Гольденблат, Цай-Ву и др.) [1,2] предложены критерии прочности конструктивно анизотропных композитов в виде полиномов от инвариантов, представляющих собой свертки тензора напряжений с тензорами прочности различных четных рангов. Несмотря на определенные достоинства, подобные подходы обладают рядом существенных недостатков. Во-первых, построение гладких предельных поверхностей в пространстве напряжений затрудняет чёткое выяснение разных типов разрушения материала. Во-вторых, данные критерии включают большое количество параметров, определение которых на основе ограниченного объема экспериментальных данных может быть неоднозначным. Это обусловлено тем, что одни и

те же результаты эксперимента могут быть адекватно описаны различными наборами феноменологических параметров, при этом некоторые из них могут быть произвольно приравнены к нулю, что снижает достоверность модели.

Ю.Н. Работнов предложил совершенно иной способ построения предельных поверхностей в пространстве напряжений [3,4] (п.1). В дальнейшем он обосновал возможность построения критерия прочности в виде линейного соотношения напряжений на площадке возможного разрушения [4,5] (п.2). Подобные критерии стали общепризнанными [6,7] и продолжают развиваться [8]. В частности, предложенная Работновым модель ромба нашла практическое применение в методе оптимизации структуры армирования композитных баллонов для сжатого газа [9-12] (п. 3).

**Цель настоящей статьи** – проанализировать принципы построения критериев прочности, учитывающих направленные механизмы разрушения композитов.

1. Построение предельных поверхностей в пространстве напряжений для совместно работающих упругопластических композитных структур. Традиционное изображение предельной кривой в форме эллипса на плоскости  $\sigma_1 - \sigma_2$ для однонаправленного или ортогонально армированного материала с низкопрочной матрицей нельзя считать удовлетворительным. Альтернативный метод, предложенный Ю.Н. Работновым [3], основывается на концепции совместного деформирования волокон и матрицы. Для параллельно уложенных волокон предельная поверхность выглядит как отрезок на оси  $\sigma_1$  (рис. 1, *a*). Добавление предельной поверхности в виде эллипсоида для матрицы приводит к цилиндрической поверхности с закругленными концами. Наличие ортогональных волокон эквивалентно смещению этого цилиндра вдоль другой оси σ<sub>2</sub>, создавая форму, напоминающую диванную подушку с плоскими гранями и закруглениями (рис. 1, б). Добавление третьего семейства волокон приводит к предельной поверхности в виде существенно трёхмерного косоугольного параллелепипеда (рис. 1, e), что позволяет преодолеть недостаток однонаправленных материалов, проявляющийся в низком сопротивлении сдвигу и растяжению под углом к направлению волокон.



a) закруглённый цилиндр для однонаправленного композита; б) «диванная подушка» для ортогонально армированного пластика; в) трёхмерный косоугольный параллелепипед для армирования в трёх и более направлениях.

Для ортогонально армированного пластика (рис. 1,  $\delta$ ) «вектор» нагружения может «протыкать» предельную поверхность как по плоскости  $\tau_{12} = \tau^*(0)$ , что приводит к зависимости прочности:

$$\sigma^*(\varphi) = \tau^*(0) / (\sin\varphi \cos\varphi), \tag{1}$$

так и по закругленному краю (в зависимости от стороны «подушки»):

 $\sigma^*(\phi) \approx \sigma^*(0)$  или  $\sigma^*(\phi) \approx \sigma^*(90)$ . (2)

Угол ф<sup>\*</sup>смены площадки разрушения определяется равенством выражений (1) и (2):

$$\varphi^* \approx \frac{1}{2} \arcsin\left(2\tau^*(0)/\sigma^*(0)\right). \tag{3}$$

Критерии прочности для однонаправленных и ортогонально армированных пластиков, основанные на методе Ю.Н. Работнова, существенно проще по сравнению с тензорно-полиномиальными критериями и демонстрируют хорошее соответствие с экспериментальными данными по прочности композитов в разных направлениях.

2. Критерии прочности, поставленные на площадках возможного разрушения (в виде линейной комбинации нормальных и касательных напряжений). Сравнение с критерием Хашина. Учитывая направленный характер разрушения волокнистых композитов, разумно выразить критерий прочности в виде соотношения нормальных ( $\sigma_n$ ) и касательных ( $\tau_n$ ) напряжений на плоскости разрушения, которая включает одно из направлений армирования:

$$\Phi(\sigma_n, \tau_n) = 1. \tag{4}$$

Для ортогонально армированных пластиков условие прочности формулируется на двух взаимно перпендикулярных плоскостях, которые включают направления волокон одного из семейств армирования. При допущении, что функция  $\Phi$  линейна, (4) приводит к двум критериям прочности, определяющим условия разрушения на одной из плоскостей  $(n_1)$  или на другой  $(n_2)$ , связанной с направлением волокон одного из ортогональных семейств:

$$\sigma_{n1} + m_1 \tau_{n1} = \sigma(0) = c_1;$$
(5)

$$\sigma_{n2} + m_2 \tau_{n2} = \sigma(90) = c_2. \tag{6}$$

Из критериев (5), (6) следуют две зависимости прочности  $\sigma(\phi)$ от угла вырезки образца  $\phi$ :

$$\sigma(\varphi) = \frac{c_1}{\cos^2 \varphi + m_1 \sin \varphi \cos \varphi} \quad \text{при } \varphi \le \varphi^*;$$
(7)

$$\sigma(\varphi) = \frac{c_2}{\sin^2 \varphi + m_2 \sin \varphi \cos \varphi} \quad \Pi p \mu \varphi > \varphi^*.$$
(8)

Смена плоскости разрушения соответствует углу  $\phi^*$  из равенства (7)=(8):

$$φ^* = \operatorname{arctg} \frac{1}{2} \left( m_1 \varepsilon - m_2 + \sqrt{\left(m_2 - m_1 \varepsilon\right)^2 + 4\varepsilon} \right), \quad \text{где } \varepsilon = c_2 / c_1.$$
(9)

Как видно на рис. 3, критерии (5), (6), приводящие к (7), (8) позволяют описать зависимости прочности от направления нагружения однонаправленных и ортогонально армированных композитов.

Подобные (4) критерии принимались и другими авторами [6,7], которые вводили более сложные квадратичные соотношения вместо линейных (5), (6).



Рис. 2. Схема образца - а) Зависимости прочности композитов от направления вырезки образцов по двум линейным критериям: 1—(5), 2—(6); б) Однонаправленный композит (0); в) «Равнопрочный» композит (0/90); г) Композит с укладкой слоев (04/901)

**3.** Модель ромба для косоугольно армированных труб. Ю.Н. Работнов предложил модель разрушения композитной ячейки, представляющей собой ромб из нерастяжимых стержней (рис. 3), поворот которых сдерживается моментом  $M = 2\mu l^2 \sin \alpha \cos \alpha$ , пропорциональным площади ромба и возникающим от сдвига матрицы.



*Рис. 3. Схема цилиндрического композитного баллона и модель ромба из нерастяжимых стержней, уложенных под углами* ±*α. к продольной оси баллона* [11]

Сила осевого растяжения, действующая на вершину ромба, пропорциональна длине малой диагонали  $P_z = 2\sigma_z l \sin \alpha$ . Смещение этой вершины при изменении угла:  $\Delta = (2l \cos \alpha)' d\alpha = -2l \sin \alpha d\alpha$ . Приравнивая работу осевой силы  $\frac{1}{2} P_z \Delta$  к работе момента  $Md\alpha$ , который препятствует изменению угла  $d\alpha$ , получаем:

$$\sigma_z^*(\alpha) = \mu^* \operatorname{ctg} \alpha = \sigma_z^*(45) \operatorname{ctg} \alpha = \sigma_z^*(45)/t, \qquad (10)$$

где критическое значение распределенного момента  $\mu^*$ , соответствует прочности на растяжение трубы с намоткой ±45°. Удивительно, но модель Ю.Н. Работнова привела к такому же соотношению (10), которое было получено при описании экспериментов по растяжению стеклопластиковых трубок.

При двуосном растяжении окружная сила  $P_{\theta} = 2\sigma_{\theta} l \cos \alpha$  от действия окружных напряжений  $\sigma_{\theta}$  стремится увеличить  $\alpha$ , и приведённый выше анализ можно повторить с заменой  $\alpha$  на 90° –  $\alpha$ . Как ясно из рис. 3, осевые  $\sigma_z$  и окружные  $\sigma_{\theta}$  напряжения

деформируют ромб в различных направлениях, что приводит к значительному упрочняющему эффекту (рис. 4-6), описываемому следующей зависимостью, ограничивающей предельную поверхность двумя параллельными линиями 1 и 2:



*Рис. 4. Предельные поверхности для двухосного нагружения стеклопластиковых труб: с намоткой: a)* 55°; *б)* 72.5°; *в)* 35° [9]

Для известного отношения приложенных напряжений можно рассчитать оптимальный угол намотки, при котором разность в прямых скобках уравнения (11) становится равной нулю, а значит, перекашивание ромба невозможно и разрушение определяется прочностью волокон. Например, в цилиндрической части баллона для сжатого газа окружные напряжения вдвое больше осевых:  $\sigma_{\theta} = 2\sigma_z$ , и оптимальный угол намотки  $\alpha^*$  известен из «нитяной аналогии»:  $tg^2\alpha^* = 2 \Rightarrow \alpha^* = arctg\sqrt{2} = 54^\circ 44'$ .

Отрезок 3 (рис. 4-6) ограничивает предельную поверхность по условию разрыва волокон, и желательно, чтобы «вектор» нагружения «протыкал» предельную поверхность именно на участке 3, что соответствует максимальной прочности конструкции.



Рис. 5. Предельная поверхность для намотки ±18°



Рис. 6. Предельная поверхность прочности для намотки ±63°

Выводы. Подход Ю.Н. Работнова, основанный на разработке критериев прочности

композитных материалов с учётом направленных механизмов разрушения, доказал свою эффективность. Дальнейшее развитие этого подхода позволило создать основы практического применения нового класса критериев для оценки прочности композитных конструкций и оптимизации их структуры армирования.

#### Литература

1. Tsai S.W., Hahn H.T. Failure analysis of composite materials // In: Inelastic behavior of composite materials. New York, 1975. P. 73–96.

2. Алфутов Н.А., Зиновьев П.А., Попов В.Г. Расчет многослойных пластин и оболочек из композиционных материалов. М.: Машиностроение, 1984. 264 с.

3. Работнов Ю.Н. Упругопластическое состояние композитной структуры // Проблемы гидродинамики и механики сплошной среды. М.: Наука, 1969. С. 411–415.

4. Работнов Ю.Н. Механика деформируемого твердого тела. 2-е изд. М.: Наука, 1988. 712 с.

5. Rabotnov Yu.N., Polilov A.N. Strength Criteria for Reinforced Plastics // В кн.: Композиционные материалы. Доклады 1-го советско-японского симпозиума. М.: МГУ, 1979. С. 375–384.

6. Hashin Z. Failure Criteria for Unidirectional Fiber Composites // Journal of Applied Mechanics. 1980. № 47. P. 329–334.

7. Puck A., Shurmann H. Failure analysis of FRP laminates by means of physically based phenomenological models // Failure criteria of fiber-reinforced-polymer composites. Elsevier, 2004. P. 832–876.

8. Бондарь В.С., Абашев Д.Р., Воробьев И.А. Применение критерия прочности Хашина для оценки прочности композиционных материалов симметричной схемы армирования // Машиностроение и инженерное образование. 2024. № 3.

9. Полилов А.Н., Власов Д.Д., Склемина О.Ю., Татусь Н.А. Критерии прочности косоугольно намотанных композитных труб при двухосном растяжении // Проблемы прочности. 2021. № 5. С. 79–88.

10. Polilov A.N., Vlasov D.D., Sklemina O.Yu., Tatus' N.A. Strength criteria of obliquely wound composite tubes under biaxial tension // Strength of Materials. 2021. Vol. 53. No. 5. P. 765–774.

11. Polilov A.N., Sklemina O.Yu., Tatus' N.A. Design method of reinforcement structure with symmetric pairs of layers by the example of composite gas tank // Mechanics of Composite Materials. 2022. Vol. 57. No. 6. P. 769–784.

12. Полилов А.Н. Развитие взглядов Ю.Н. Работнова на критерии прочности композитов // Прикладная математика и механика. 2024. Т. 88. № 2. С. 198–216.

#### УЧЕТ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ ОЦЕНКЕ АДГЕЗИОННОЙ ПРОЧНОСТИ ТОНКИХ ТВЕРДЫХ ПОКРЫТИЙ МИКРОИНДЕНТИРОВАНИЕМ

Воронин Н.А. – д.т.н., гл. н. с. Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН voroninn@inbox.ru

#### ACCOUNTING FOR RESIDUAL STRESSES IN ASSESSING THE ADHESION STRENGTH OF THIN HARD COATINGS BY MICROINDENTATION Voronin Nikolay Alekseevich - Dr.Sci, Chief Researcher

Blagonravov Mechanical Engineering Research Institute of the Russian Academy of Sciences voroninn@inbox.ru

**Abstract.** A method for taking into account the contribution of residual process stresses to the value of adhesive strength of thin hard coatings deposited in a vacuum has been developed based on the results of an analysis of experimental data using theoretical regularities established for layered bodies during instrumental indentation. The novelty of the method lies in the creation of a method for determining the value of interfacial interaction based on the results of non-sample certification of real products using a non-destructive method.

**Key words:** thin hard coatings, instrumental indentation, penetration diagram, residual stresses, interfacial failure, adhesive strength.

Аннотация. Разработана методика учета вклада остаточных технологических напряжений в величину адгезионной прочности тонких твердых покрытий, осажденных в вакууме, по результатам анализа экспериментальных теоретических данных с помощью закономерностей, установленных слоистых тел при инструментальном для индентировании. Новизна методики заключается в создании методики определения величины межфазного взаимодействия по результатам безобразцовой аттестации реальных изделий неразрушающим способом.

**Ключевые слова:** твердые покрытия, податливая подложка, инструментальное индентирование, диаграмма внедрения, остаточные напряжения, межфазное разрушение, адгезионная прочность.

Технологии, основанные на взаимодействии высокоэнергетических потоков энергии и вещества с поверхностью твердых тел, широко применяются в настоящее время для получения тонких твердых покрытий самого различного назначения. Качество таких покрытий во многом определяется твердостью и адгезионной прочностью, оценка которых как в производственных условиях так и в научных исследованиях методами инструментального микро- и наноиндентирования [1,2]. осуществляется Указанные параметры качества являются расчетными величинами, получаемыми из анализа кривых нагружения и разгружения диаграмм внедрения, регистрируемых в процессе индентирования в исследуемую поверхность алмазной пирамидой. Вид диаграмм внедрения, а, следовательно, и расчетные значения величин твердости и адгезии покрытия к подложке зависят от остаточных напряжений в покрытии. Разработанные методики определения механических характеристик тонких покрытий иной природы, чем основа, на которую они нанесены, и математическое описание теоретических кривых нагружения и разгружения для слоистых систем дают возможность количественно влияние технологических и структурных оценивать факторов, влияюших на работоспособность твердых тел с композитным поверхностным слоем [3-6].

Настоящая работа направлена на разработку методики оценки влияния остаточных напряжений, возникающих в покрытии в процессе технологического изготовления
слоистой структуры, на адгезионную прочность покрытия к подложке по результатам микроиндентирования. Результаты работы могут быть использованы для оценки качества материала покрытий и контроля воспроизводимости технологии получения упрочненных поверхностей на производстве.

Для решения поставленной задачи проводится анализ диаграмм внедрения имеющих и не имеющих сжимающих остаточных напряжений в покрытии. Выбор вида остаточных напряжений основывался на типовом варианте возникновения таких напряжений для покрытий, получаемых ВИП технологией и предназначаемых для работы в узлах трения. Для таких узлов, как правило, используются покрытия на основе тугоплавких химических соединений, нанесение которых приводит к появлению в покрытиях остаточных напряжений сжимающего вида.

В качестве напряженной слоистой системы была выбрана система AlN - Д16T, для которой в работе автора [7] была разработана методика определения величина остаточных напряжений. Конструктивные параметры и механические характеристики система AlN-Д16T были следующие: толщина покрытия 5 мкм. Материал подложки имеет твердость  $H_0 = 1$  ГПа и модуль упругости  $E_0 = 100$  ГПа. Материал покрытия имеет твердость  $H_1 = 15$ ГПа, модуль упругости  $E_1 = 350$  ГПа. Измерение механических характеристик материалов исследуемой слоистой системы и получение диаграммы внедрения было проведено на нанотвердомере НаноСкан4D с применением пирамиды Берковича.

В качестве слоистой системы без остаточных напряжений в работе используется теоретическая диаграмма внедрения слоистой системы AlN - Д16T, получаемая по зависимостям, установленным в работах [3], [5], [7].

Результаты экспериментальных исследований экспериментального образца в виде диаграмм внедрения в координатах «нагрузка *P* – глубина внедрения *s*» для ряда различных конечных нагрузок индентирования представлены на рис. 1.



*Рис. 1. Вид экспериментальных диаграмм внедрения при значениях конечной нагрузки: 1 – 0.15 H; 2 – 0.30 H; 3 – 0.35 H; 4 – 0.50 H.* 

Теоретическая диаграмма внедрения была разработана для случая упругопластического внедрения конического жесткого индентора в идеальную однослойную слоистую систему [3]. Под идеальным однослойным топокомпозитом понимается слоистое твердое тело. с известными значениями механических характеристик гомогенных компонентов слоистой системой, известной толщиной покрытия и наличием когерентной жесткой связи между покрытием и основой, которая сохраняется в течение всего процесса испытания по индентированию. Не учитываются наличие трения между индентором и исследуемым материалом, остаточные напряжения в покрытии и деформационное упрочнение компонентов слоистой системы.

Анализ полученных экспериментальных кривых нагружения и разгрузки, проведенный автором и подробно описанный в работе [7], показывает, свидетельствуют о присутствии такого вида повреждения топокомпозита, как межфазное расслоение на границе раздела. Важным выводом, проведенного в работе [7] анализа, является vстановление факта завершения работы по образованию двух новых поверхностей на границе раздела покрытие – подложка к моменту достижения конечной нагрузки индентирования. Адгезионная связь между этими свободными поверхностями практически отсутствует и образование трещины (полости) не происходит лишь в связи с наличием сжимающей силы индентирования. При разгружении имеет место упругое восстановление (выпрямление) покрытия, для описания которого хорошо подходит модель упругого деформирования тонкой мембраны с центральным ее нагружением и с краями, жестко закрепленными на периферии. Экспериментальные диаграммы внедрения, в которых присутствуют повреждения в виде межфазного отслоения покрытия от подложки были использованы автором для определения величины и знака остаточных напряжений в покрытии и детально описаны в работе [7].

Полученные автором результаты по созданию математических зависимостей для построения теоретических диаграмм внедрения для идеальных слоистых систем (без остаточных напряжений в покрытии и при постоянстве когерентной связи покрытия к подложке в процессе деформирования) и методика определения остаточных напряжений в покрытиях для топокомпозитов, проявляющих межфазное разрушение в процессе деформирования, позволили автору предложить следующую методику оценки адгезионной прочности (прочности межфазного взаимодействия) таких слоистых систем.

Методика заключается в определении величины затраченной работы на пластическое сдвиговое деформирование материала основы топокомпозита в процессе нагружения, приводящее к разрушению адгезионной связи на границе покрытие – подложка и расчете размеров области межфазного разрушения. Знание этих двух параметров позволяет рассчитать адгезионную прочность покрытия к подложке по зависимости [2]:

$$G = \frac{\Delta U}{2\pi r_c^2},\tag{1}$$

где  $\Delta U$  – работа, затрачиваемая на межфазное расслоение,  $r_{\rm c}$  – радиус расслоения.

Для определения работы, затрачиваемой на межфазное расслоение использовался энергетических подход, который учитывает баланс работ, затрачиваемых на деформирование и разрушение слоистой системы при инструментальном индентировании.

Расчет слагаемых баланса работ для экспериментальной слоистой системы проведем на примере диаграммы внедрения, полученной при конечной нагрузке 0.4 Н в первом цикле нагружения и дополнительном цикле повторного нагружения до предельной нагрузке 0.2 Н (рис. 2).

Повторный цикл индентирования проводился при достижении усилия при разгрузке в первом цикле индентирования в районе не менее 0.02Н. Второй цикл индентирования заканчивался полной разгрузкой. Остаточная глубина отпечатка определялась значением абциссы *s*<sub>r</sub>. Конечная нагрузка второго цикла нагружения выбиралась из условия недопущения при нагружении возникновения пластических деформаций. Таким образом, диаграмма внедрения второго цикла индентирования отвечало поведению покрытия как свободной упругой мембраны (без связи с материалом основы).



Рис. 2. Экспериментальная диаграмма внедрения с повторным циклом индентирования: 1 – первый цикл индентирования, 2 – второй цикл индентирования, s<sub>r</sub> – пластическая глубина отпечатка после повторного индентирования

Особенности деформирования покрытия при повторном индентировании были проанализированы автором в работе [7]. Было установлено, что гистерезисный характер упругого деформирования покрытия при нагружении и разгружении позволяет определить координаты точки *C* на кривой разгружения, которые принадлежат также кривой упругого деформирования покрытия без остаточных напряжений. Эта кривая может быть рассчитана (вид и расположение), так как включает в себе упругую деформацию материала покрытия в результате индентирования и упругую деформацию покрытия как мембраны при ее центральном нагружении (см. [8]). На рис. 2 вид и расположение этой кривой представлен кривой *DCF*. Точка *F* на кривой разгружения первого цикла индентирования характеризует точку пересечения кривой нагружения топокомпозита при индентировании без остаточных напряжений.

Саму кривую нагружения без остаточных напряжений можем получить по координатам точек кривой нагружения топокомпозита первого цикла индентирования исходя из пропорциональности значений величин точки F относительно точки E. Расположение и вид кривой нагружения экспериментальной слоистой системы без остаточных напряжений представлен на рис. 2 кривой OF. Другими словами площадь диаграммы внедрения, ограниченная кривыми OE, EF и FD описывает вклад остаточных напряжений в работу деформирования слоистой системы при индентировании.

Построим теоретическую диаграмму внедрения слоистой системы и совместим ее с экспериментальной диаграммой внедрения (рис. 3).

Кривая OK представляет теоретическую кривую нагружения модельного индентора, кривая EM - теоретическую кривую разгрузки. Площадь области диаграммы внедрения OKFO соответствует работе пластической деформации ( $\Delta U$ ), затраченной на межфазное разрушения границы раздела покрытие-подложка в результате тангенциального пластического течения.



Рис. 3. Расчетная схема определения работы, затрачиваемой на межфазное разрушение слоистой системы: 1 – экспериментальная кривая упругопластического деформирования, 2 – теоретическая кривая упругопластического деформирования, 3 – расчетная кривая нагружения экспериментальной слоистой системы без остаточных напряжений. 4 – теоретическая кривая разгрузки слоистой системы, 5 – экспериментальная кривая разгрузки слоистой системы.

Радиус круговой трещины при межфазном разрушении адгезионной связи покрытия с подложкой в процессе индентирования может быть рассчитан из условия линейной связи величины центральной нагрузки и прогиба покрытия как мембраны по оси действия осевой силы из известной формулы [8]:

$$r_c = \sqrt{\frac{1}{L} \cdot \frac{4}{3} \cdot \frac{\pi E_1 h^3}{(1 - \mu_1^2)}}$$

где  $r_c$  – радиус круговой трещины,  $E_1$  – модуль упругости материала покрытия, h – толщина покрытия,  $\mu_1$  - коэффициент Пуассона, L –жесткость покрытия как упругой мембраны. Величина L может быть рассчитана по кривой деформирования покрытия для экспериментальной слоистой системы [7].

Результаты расчета по формуле (1) для исследуемой экспериментальной слоистой системы, состоящей из покрытия нитрида алюминия на подложке из сплава Д16Т дали значения адгезионной прочности  $G = 3,0\pm0,1$  Дж/м<sup>2</sup>, что близко к значениям, известным в литературе (см. например [9])

Заключение. Разработана методика определения адгезионной прочности тонких твердых покрытий по результатам анализа экспериментальной и теоретической диаграмм внедрения при микроиндентировании. Новизна методики заключается в определении величины работы, затрачиваемой на разрушение адгезионной связи покрытия к подложке при пластическом деформировании материала основы слоистой системы в тангенциальном направлении. Предлагаемая методика учета остаточных напряжений в покрытии для оценки межфазной прочности упрочненных поверхностей деталей машиностроения может быть использована для оценки качества материала покрытий и контроля воспроизводимости технологии получения тонких твердых покрытий непосредственно на конечных изделиях.

#### Литература

1. Bhushan B. Depth-sensing nanoindentation measurement techniques and applications. Microsystem Technologies. 2017. V. 23. P. 1595–1649.

2. Chen J., Shaw C., Gelman L.,Grattan K. Advances in test and measurement of the interface adhesion and bond strengths in coating-substrate systems, emphasising blister and bulk techniques. Measurement. 2019, No. 139, pp. 387–402.

3. Voronin N.A. Modeling of an Indentation Diagram for Topocomposites. Journal of Machinery Manufacture and Reliability, 2018, Vol. 47, No. 5, pp. 434–441.

4. Oliver W.C., Pharr G.M. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments. Journal of Materials Research. 1992, V. 7, No. 6, pp.1564-1583.

Fischer-Cripps A.C. Nanoindentation. Third Edition. New York, Springer, 2008. – 279 P.
 Voronin N.A. Composite, Effective, and Real Hardness of Thin Coatings. J. of Friction and Wear, 2010, Vol. 31, No.4, pp.241-252.

7. Voronin N. A. An Improved Method for Determining Residual Stresses in Thin Hard Coatings. Journal of Machinery Manufacture and Reliability, 2022, Vol. 51, Suppl. 1, pp. S28–S35.

8. Lu M., Huang H. Interfacial energy release rates of SiN/GaAs film/substrate systems determined using a cyclic loading dual-indentation method. Thin Solid Films. 2015, V. 589, pp. 822–830.

9. Xie, H.T. and H. Huang, Characterisation of the interfacial strength of SiN/GaAs film/substrate systems using energy balance in nanoindentation. Journal of Materials Research, 2013. 28: p. 3137-3145.

# О МЕТОДАХ РЕШЕНИЯ ЗАДАЧИ О ПОТЕРИ УСТОЙЧИВОСТИ КОМПОЗИТНЫХ СТЕРЖНЕЙ ПЕРЕМЕННОЙ ЖЕСТКОСТИ

Дмитриев H.B.<sup>1</sup> – аспирант, Власов Д.Д.<sup>1</sup> – м.н.с. <sup>1</sup>Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН torondornikitadv@gmail.com

# ON METHODS OF SOLVING THE BUCKLING PROBLEM OF COMPOSITE RODS OF VARIABLE STIFFNESS

**Dmitriev N.V.<sup>1</sup>** – graduate student, **Vlasov D.D.<sup>1</sup>** – junior researcher <sup>1</sup>Blagonravov mechanical engineering research institute RAS torondornikitadv@gmail.com

**Abstract.** This paper considers the classical buckling problem of rods with variable stiffness. Possible ways of increasing the load-bearing capacity of rod structures experiencing compressive loads are reviewed. Technologies of manufacturing composite rods with variable stiffness, the dimensions and methods of fixing of which do not change, which allows to keep a small weight of the structure, are noted. The paper describes two methods of solving the problem of finding the critical buckling load of variable stiffness rods. An example of calculation of the critical load by the two described methods is given on the example of a rod embedded at one end. **Key words:** buckling, longitudinal bending, variable stiffness.

Аннотация. В настоящей работе рассмотрена классическая задача о потере устойчивости стержней переменной жесткости. Обсуждены возможные способы повышения несущей способности стержневых конструкций, испытывающих сжимающие нагрузки. Отмечены технологии изготовления композитных стержней переменной жесткости, размеры и способы закрепления которых не изменяются, что позволяет сохранить небольшой вес конструкции. В статье описаны два метода решения задачи о нахождении критической силы потери устойчивости стержней с переменной жесткостью. Приведен пример расчета критической силы двумя описанными методами на примере заделанного с одного конца стержня.

Ключевые слова: потеря устойчивости, продольный изгиб, переменная жесткость.

Для снижения веса и обеспечения высокой несущей способности в различных конструкциях применяются полимерные волокнистые композиты, известные своими уникальными удельными механическими характеристиками [1]. Нередко из композитов изготавливают стержневые элементы ферменных конструкций, которые испытывают исключительно растягивающие и сживающие нагрузки. И, если при растяжении полимерные волокнистые композиты демонстрируют высокие прочностные и упругие характеристики, то сопротивление сжатию у таких материалов-конструкций ввиду особенностей их структуры значительно хуже. И помимо разрушения от сжимающих напряжений в длинных тонкостенных стержнях возможно возникновение потери устойчивости, что может привести к выходу из строя всей конструкции.

Критическая сила потери устойчивости стержней без учета анизотропии свойств и сдвиговых деформаций определяется формулой Эйлера (1) [2]. На основе анализа этого соотношения можно выделить несколько очевидных способов повышения предельной нагрузки, при которой происходит выпучивание конструкции:

$$P_{\kappa p} = \frac{\pi^2 E I}{\mu^2 l^2},\tag{1}$$

где *l* - длина стержня, *E* и *I* - его модуль упругости и момент инерции.

1. Изменение условий закрепления (то есть уменьшение µ);

#### 2. Уменьшение его длины l;

3. Повышение жесткости за счет увеличения момента инерции I при E = const.

Сложность реализации перечисленных методов состоит в неизбежном увеличении веса конструкции и возникновении необходимости ее перепроектирования при изменении граничных условий, длины и площади сечения стержня. Решение проблемы видится в применении стержней, жесткость которых переменна по их длине. Таким образом, сохраняя объем и, следовательно, массу детали, можно повысить критическую силу потери устойчивости, задавая закон изменения площади поперечного сечения I(x) [2-6]. В то же время развитие методов производства новых волокнистых композитов сделало возможным изменение жесткости детали за счет варьирования угла армирования (методом намотки) или изменения объемной доли наполнителя (с помощью аддитивных технологий). При этом площадь поперечного сечения и размеры стержня остаются неизменными, а повышение критической силы достигается заданием функции E(x). Возможен вариант и одновременного изменения модуля упругости и момента инерции, в таком случае удобно ввести общую функцию жесткости B(x) = E(x)I(x). Поиск вида функции B(x) реализующей наибольшую критическую силу – отдельная нетривиальная задача.

Решение задачи о нахождении критической силы *P<sub>кp</sub>* потери устойчивости стержня с произвольными граничными условиями состоит в решении дифференциального уравнения четвертого порядка [2, 3]:

$$\frac{d^2}{dx^2}\left(B(x)\frac{d^2v}{dx^2}\right) + P\frac{d^2v}{dx^2} = 0.$$
(2)

Если жесткость стрежня постоянна: B(x) = const, из (2) легко находится функция прогиба v(x):

$$v(x) = C_1 \sin\left(x \sqrt{\frac{P_B}{B}}\right) + C_2 \cos\left(x \sqrt{\frac{P_B}{B}}\right) + C_3 x + C_4.$$
 (3)

С помощью граничных условий задачи составляется система из четырех уравнений, а равенство нулю определителя этой системы позволяет получить характеристическое уравнение и значение критической силы P для конкретного расчетного случая.

Если же  $B(x) \neq \text{const}$ , получить решение задачи в общем виде становится невозможно, поскольку единственное уравнение (2) содержит две неизвестные функции. Причем вид функции прогиба v(x) будет отличаться от выражения (3). В таком случае можно рассмотреть два подхода, позволяющих решить проблему.

Первый способ состоит в произвольном задании функции B(x), например, в виде линейной, квадратичной или экспоненциальной зависимости [2-6]:

$$B_{1}(x) = a_{1}(b_{1}x+1); \quad B_{2}(x) = a_{2}(b_{2}x-1)^{2} + c_{2}; \quad B_{3}(x) = a_{3}e^{-b_{3}x}.$$
(4)

Коэффициенты a, b и c подбираются на основе вводимых ограничений на объем, жесткость, а также площадь поперечного сечения. Характер зависимостей (4) может быть обоснован различными соображениями, например, подобием изменению изгибающего момента по длине стержня или форме потери устойчивости. После подстановки заданного выражения B(x) в (2) получается нелинейное уравнение относительно единственной неизвестной функции прогиба v(x), которое решается аналитически с помощью специальных функций, либо численно. Так для стержня с экспоненциальным изменением жесткости  $B_3(x)$  (4) прогиб определяется функциями Бесселя нулевого порядка:

$$v(x) = \frac{C_1}{P} + \frac{C_2}{P} x + C_3 J_0 \left(\frac{2}{b_3} e^{b_3 x/2} \sqrt{\frac{P}{a_3}}\right) + C_4 Y_0 \left(\frac{2}{b_3} e^{b_3 x/2} \sqrt{\frac{P}{a_3}}\right),\tag{5}$$

откуда после подстановки граничных условий находится критическая сила.

Второй способ решения этой задачи – исключение одной из функций из уравнения (2) за счет установления однозначной взаимосвязи в виде: v(x) = f(B(x)), либо  $\frac{d^2v}{dx^2} = g(B(x))$ . Поскольку изменение v(x) и момента зависит от вида заданной B(x), такой подход может быть обоснован для некоторых расчетных случаев и был реализован рядом авторов [7-9]. Так в работах Дж. Келлера рассмотрен стержень осесимметричного поперечного сечения с постоянным *E*, переменным моментом инерции  $I(x) = \alpha A^2(x)$  и заданным объемом  $V = \int_{0}^{L} A(x) dx$ . Решая вариационную задачу, автор получил выражение для связи  $\frac{d^2 v}{dx^2}$  с функцией изменения площади поперечного сечения A(x) [8, 9]:

$$\frac{d^2 v}{dx^2} = A^{-1/2}.$$
 (6)

Тогда уравнение (2) можно решать относительно неизвестной A(x):

$$\frac{d^2}{dx^2} \left( A^{\frac{3}{2}} \right) + \frac{P}{E\alpha} A^{-\frac{1}{2}} = 0.$$
(7)

Вводя в (7) замену  $\gamma = A^{\frac{3}{2}}$ , удобно привести уравнение к более простому виду:

$$\frac{d^2}{dx^2}\gamma + \frac{P}{E\alpha}\gamma^{-\frac{1}{3}} = 0.$$
 (8)

(8) в общем виде представляется трансцендентным уравнением Решение  $\int \left( C_1 + 2 \int \left( -\frac{P}{E\alpha} \gamma^{-\frac{1}{3}} \right) d\gamma \right)^{-\frac{1}{2}} d\gamma = C_2 \pm x$ , из которого с помощью граничных условий автор

получает значение критической силы [8, 9]. Функция прогиба стержня находится в результате обратной замены.

Для сравнения эффективности двух описанных методик был рассмотрен частный случай продольного сжатия стержня, заделанного на одном конце и свободного на втором (рис. 1). В качестве исходного рассматривался стержень постоянной жесткости с круглым поперечным сечением и длиной L=250 мм. Радиус сечения равнялся r=3 мм, модуль упругости стержня – E=40 ГПа.



Рис. 1. Модель стержня переменной жесткости

Поскольку второй способ основан на интегральном условии сохранения объема  $V = \int_{0}^{L} A(x) dx$ , для проведения сравнительных расчетов по двум подходам переменная жесткость стержня задавалась изменением момента инерции (площади сечения) при

постоянном значении модуля Юнга:  $B(x) = \alpha EA^2(x)$ . Для задания A(x) согласно *первому* способу использовались выражения (4), значения коэффициентов которых (табл. 1) определялись двумя условиями: 1 - равенством объемов стержня переменной жесткости и

исходного; 2 - ограничением значения переменного радиуса  $r_{max} = 4$  мм.

Табл. 1. Значения коэффиииентов	з в зависимостях A(x)
---------------------------------	-----------------------

Вид зависимости	$a_i$	$b_i$
Линейная	50,266	-0,00350
Квадратичная	50,266	-0,00213
Экспоненциальная	50,266	0,00515

Для реализации *второго способа* изменение площади сечения стержня определялось системой уравнений, полученной в результате разрешения (8) [8, 9]:

$$A(x) = \frac{4}{3} \frac{V}{L} \sin^2(\theta(x));$$
  

$$\theta(x) - \frac{1}{2} \sin(2\theta(x)) + \frac{\pi}{2} = \frac{\pi}{2} Lx.$$
(9)

На рис. 2 приведены зависимости A(x), полученные с помощью выражений (4) и (9). Кривые, построенные по выражениям (4), при заданных ограничениях оказываются близкими, в то же время характер зависимости (9) принципиально отличается. Без введения дополнительного ограничения площадь сечения стержня на свободном конце равна нулю.



Рис. 2. Сравнение полученных законов изменения площади сечения стержней переменной жесткости. Красным цветом обозначена линейная зависимость; синим – квадратичная; зеленым – экспоненциальная; желтым – по закону (9); бирюзовая горизонтальная линия – площадь стержня постоянной жесткости

Значения  $P_{\kappa p}$ , полученные для всех расчетных случаев, представлены в табл. 2. Результаты показывают, что при всех заданных законах изменения A(x) несущая способность стержня увеличивается. Среди выражений (4) большего преимущества по сравнению с исходным стержнем позволяет достичь квадратичный вид A(x), при этом все три зависимости дают повышение  $P_{\kappa p}$  порядка 20%. Использование выражения (9) увеличило предельную нагрузку на треть, что делает *второй подход* предпочтительным в такой постановке задачи.

Табл. 2. Ср	авнение значений критиче	ской силы для стержней п	остоянной и переменной ж	сесткости
	Закон изменения	Значение критической	Разница с исходным	
		OTHER I	$\frac{1}{2}$	

Jukon nomenennin	эна тепие крити тескои	т азпица с исходным
площади сечения	силы, Н	стержнем, %
Const	100,5	-
Линейный	119,7	19,1
Квадратичный	121,2	20,6
Экспоненциальный	120,8	20,2
Выражение (9)	133,9	33,2

#### Выводы

1. Можно выделить два подхода, позволяющих решить задачу об определении критической силы потери устойчивости стержней переменной жесткости. Первый метод

состоит в изначальном задании закона изменения жесткости. Второй метод заключается в отыскании однозначной связи двух неизвестных функций – v(x) и B(x).

2. Расчеты, проведенные для конкретного примера, показали, что второй подход в некоторых случаях позволяет достичь увеличения несущей способности на 33%. В то же время этот метод гораздо более трудоемкий и требует дополнительных обоснований.

3. Среди заданных функций изменения площади поперечного сечения наибольшего преимущества – 20,6% – позволяет достичь квадратичный закон. Подбором коэффициентов выражения это значение может быть увеличено.

#### Список источников

1. Полилов А. Н., Татусь Н. А. Биомеханика прочности волокнистых композитов. — М.: ФИЗМАТЛИТ, 2018.

2. Тимошенко С. П. Устойчивость стержней, пластин и оболочек. — М.: Наука, 1971.

3. Динник А. Н. Устойчивость упругих систем. — М.: ОНТИ НКТП СССР, 1935.

4. Алфутов Н. А. Основы расчета на устойчивость упругих систем. — М.: Машиностроение, 1991.

5. Wang C. M., Wang C. Y., Reddy J. N. Exact solutions for buckling of structural members. CRC Press, 2005.

6. Вольмир А. С. Устойчивость деформируемых систем. — М.: Наука, 1967.

7. Николаи Е. Л. Задача Лагранжа о наивыгоднейшем очертании колонны // Известия Санкт-Петербургского политехнического института. 1907. № 8.

8. Keller J. B. The shape of the strongest column // Institute of Mathematical Sciences, New York. 1960.

9. Tadjbakhsh I., Keller J. B. Strongest columns and isoperimetric inequalities for eigenvalues // Journal of applied mechanics. 1962.

## МИКРОМЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ СТАЛИ БАНДАЖА ЛОКОМОТИВНОГО КОЛЕСА ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ В ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ УСЛОВИЯХ СЕВЕРА<sup>1</sup>

Дьячковский Иван Иванович<sup>1,\*</sup> – аспирант, вед.инж., Лепов Валерий Валерьевич<sup>1</sup> – д.т.н., г.н.с., Ачикасова Валентина Семёновна<sup>1</sup> – н.с., Григорьев Альберт Викторович<sup>1</sup> – к.т.н., с.н.с.

<sup>1</sup>Институт физико-технических проблем Севера им. В.П.Ларионова СО РАН – обособленное подразделение Федерального исследовательского центра «Якутский научный центр СО РАН», Россия, Якутск e5dii@mail.ru

### STUDY OF FRACTURE MICRO-MECHANISMS FOR LOCOMOTIVE WHEEL BANDAGE STEEL UNDER THE EXTREME CONDITIONS OF THE NORTH Dyachkovskii Ivan Ivanovich<sup>1,\*</sup> – PhD student, lead engineer, Lepov Valeriy Valerievich<sup>1</sup> – Dr.Sc.(Eng,), chief researcher, Achikasova Valentina Semyonovna<sup>1</sup> - researcher, Grigoriev Albert Viktorovich<sup>1</sup> – PhD (Eng), senior researcher

<sup>1</sup> V.P. Larionov Institute of Physical and Technical Problems of the North SB RAS - separate division of the Federal Research Center "Yakutsk Scientific Center SB RAS", Russia, Yakutsk e5dii@mail.ru

**Abstract.** On the basis of investigations of samples from locomotive wheel bandage steel after operation in extreme climatic conditions of Central Yakutia by methods of impact bending tests and scanning tunneling electron microscopy of fracture surfaces, the micromechanism of ductile-brittle transition was revealed and the critical temperature of brittleness depending on the degree of accumulated damage was determined.

**Key words:** low-temperature ductile-brittle transition, steel, impact bending, scanning tunneling microscopy, fractography, damage micromechanics

Аннотация. На основе исследований образцов из стали бандажа локомотивного колеса после эксплуатации в экстремальных климатических условиях Центральной Якутии методами испытаний на ударный изгиб и сканирующей туннельной микроскопии поверхностей разрушения выявлен микромеханизм вязко-хрупкого перехода и определен критическая температура хрупкости, зависящая от степени накопленных повреждений. Ключевые слова: низкотемпературный вязкохрупкий переход, сталь, ударный изгиб, сканирующая туннельная микроскопия, фрактография, микромеханика повреждений

Моделирование процессов разрушения стальных конструкций, эксплуатирующихся в экстремальных условиях Крайнего Севера и российской Арктики с целью прогнозирования их поведения, оценки и продления ресурса требует знания микромеханизмов накопления повреждений. Выявить их позволяет микроструктурный анализ поверхностей разрушения после испытаний при различных климатических температурах. Кроме характера разрушения, возможно и установление закономерностей процесса накопления повреждений в условиях эксплуатации. Проведение таких исследований на различных масштабных уровнях становится возможным с помощью детальных электронно-микроскопических исследований, а также качественных и количественных методов анализа [1].

Следует отметить, что процесс разрушения повреждённых материалов как сред с изменяющейся анизотропной микроструктурой в достаточной мере ещё не изучен. Так,

<sup>&</sup>lt;sup>1</sup> Работа поддержана Российским научным фондом (проект № 24-21-20122) с использованием оборудования ЦКП ФИЦ ЯНЦ СО РАН.

поведение в них трещин может отличаться от материалов с изотропной структурой как формой зарождающихся трещин [2], так и динамикой их дальнейшего роста и слияния [3], включая как статическое, так и усталостное нагружение [4,5], что может быть выявлено с помощью последующего качественного и количественного анализа поверхности методами оптической фрактографии и сканирующей электронной микроскопии изломов [6,7].

В работе представлены результаты исследования микромеханизмов разрушения стали бандажа локомотивного колеса, эксплуатирующегося в климатических условиях Центральной Якутии. Проведены ударные испытания образцов, вырезанных из металла областей, прилегающих к центральной части локомотивного колеса, и к поверхности качения бандажа (рис.1). Выявление особенностей микроструктуры при ударном изгибе образцов из повреждённого при эксплуатации в условиях ударно-усталостной нагрузки и низкой температуры материала позволяет выявить особенности накопления повреждений, аспекты низкотемпературного вязко-хрупкого перехода в стали, а также выработать меры по предотвращению или снижению преждевременного выхода колёс из строя.





Для выявления микромеханизмов разрушения и накопления повреждений проведен микроструктурный анализ изломов образцов из стали локомотивного колеса, испытанных на ударный изгиб, методами сканирующей растровой (Hitachi CM-3030) (см. рис.2) и сканирующей тоннельной (CMM-2000) электронной микроскопии. (см. рис.3).

У большей части исследованных поверхностей образцов, испытанных на ударную вязкость при низкой температуре, около концентратора и в зоне долома наблюдаются свойственные микродеформации сдвига ручьистые ветвления (см. рис.2), а морфология поверхности в переходных зонах более неоднородна, что свидетельствует о существенных различиях механических свойств, зависящих от уровня накопленных повреждений.

Оценка шероховатости поверхности разрушения (Рис.4) образцов, испытанных на ударный изгиб при температуре -60°С, и результаты их фрактального анализа (Рис.5) в зоне долома, количественно свидетельствуют об уровне неоднородности, и позволяют провести сравнительный анализ с субмикронным разрешением, основные выводы по которому согласуются с экспериментальными измерениями in situ тензоров градиента упругой деформации поля трещины, полученные с помощью дифракции электронов обратного рассеяния высокого углового разрешения [8].

В частности, при квазистатическом нагружении на изгиб, таком как при испытании на ударную вязкость, поля трещин смешанного типа, образующих ручьистый узор на поверхности хрупкого разрушения, соответствуют критерию максимальной постоянной скорости высвобождения потенциальной энергии при распространении трещины. Результаты [8] получены для кремния, однако такой подход может быть использован для изучения локального сопротивления хрупкому разрушению в микронном масштабе для анализа микроструктур материалов в сложных условиях нагружения, поскольку взаимодействие между полями напряжений на кончике трещины и близлежащими микроструктурными неоднородностями влияет на траекторию трещины и, в свою очередь, на эффективную вязкость разрушения материала.



Рис.2. Схема СРЭМ-исследования изломов ударных образцов из материала обода локомотивного колеса



Рис.3. Схема СТЭМ-исследования изломов ударных образцов из материала обода локомотивного колеса



Рис.4. Анализ шероховатости поверхности разрушения в зоне долома образца (-60°С)



Рис.5. Фрактальный анализ поверхности разрушения в зоне долома образца (-60°C)

Согласно приведенным на рис.5 результатам, вычисленные значения среднего арифметического отклонения профиля и средний шаг неровностей профиля, для испытанных при температуре -60° С образцов будут равны  $R_a = \{107,87\pm22,17\}$  нм;  $S_m = (1,647\pm0,135)$  мкм, соответственно; фрактальная размерность по сечению составит  $D_{fl} = 1,068\pm0,057$ , и по сканируемой площади поверхности образца:  $D_{f2} = 2,042\pm0,024$ , что по подобию на порядки уступает показателям вязкой поверхности образцов, испытанных при комнатной (+20°C) температуре:  $D_{fl} = 1,450\pm0,066$ ,  $D_{f2} = 2,150\pm0,019$ .

Однако результаты фрактального анализа, проведенного на малом масштабе, характеризуют поверхность разрушения как несвязную область (2 1,5 мкм), самоорганизация наблюдается лишь на большем масштабе изучения.

При накоплении достаточного количества данных по поверхностям разрушения возможно построение не только аналитических и численных моделей, но и алгоритмов, построенных на стохастических алгоритмах [9] или машинном обучении искусственных нейронных сетей [10] с целью для прогноза скорости и траектории трещины по заданным исходным распределениям дефектов и пор в материале, а также для оценки лежащей в их основе микромеханики разрушения.

Если поры в вязкой среде растут по мере увеличения деформации, и сливаются с первичной трещиной либо по границам, либо путём образования множества разрозненных зон повреждениями, то трещины при хрупком разрушении распространяются более прямолинейно, и внутренняя структура материала в меньшей степени определяет их рост. Как стохастическое моделирование, так и нейронные сети позволяют визуализировать и предсказывать рост трещины, количественно характеризуя скорость и вероятность разрушения.

#### Литература

1. Ботвина Л.Р. Разрушение: кинетика, механизмы, общие закономерности. – М.: Наука, 2008. – 334 с.

2. Irwin G (1957), Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate // Journal of Applied Mechanics, 1957, 24, 361–364

3. Lapin R.L., Kuzkin V.A., Krivtsov A.M. Quasi-static crack growth in three-layer media: a numerical experiment // Letters on Materials, 2023, Vol.3(3), pp. 272-277. DOI 10.22226/2410-3535-2023-3-272-277

4. Lepov V.V., Grigorev A.S., Achikasova V.S., Lepova K.Ya. Some aspects of structural modeling of damage accumulation and fracture processes in metal structures at low temperature // Modelling and Simulation in Engineering. 2016. P.1-6. DOI 10.1155/2016/7178028

5. Zhang Yunbo, Luo Yunrong, Wu Xin, Guan Yanbing. The Review of Research on Fatigue Crack Propagation in Metallic Materials // International Journal of Materials Science and Technology Studies, 2024, Vol.1(1). DOI 10.62051//ijmsts.v1n1.05

6. Surface science: an introduction / Oura ... (et al.). p. cm. - (Advanced texts in physics, ISSN 1439-2674) Includes bibliographical references and index. 1. Surfaces (Physics) I. Oura, K. (Kenjiro), 1941- II. Series. QC. DOI 10.1007/978-3-662-05179-5

7. Лепов В. В., Бисонг С. М., Голых Р. Н. Многоуровневый подход к моделированию процессов разрушения материалов с субмикроструктурой, применимых в условиях Арктики и Субарктики // Природные ресурсы Арктики и Субарктики. 2023;28(1):156-171. DOI 10.31242/2618-9712-2023-28-1-156-171

8. Koko Abdalrhaman, et al. HR-EBSD analysis of in situ stable crack growth at the micron scale // J. Mech. Phys. Solids 172 (2023) 105173. DOI 10.1016/j.jmps.2022.1051739. Lepov V., et al. Microstructure analyses and multiscale stochastic modeling of steel structures operated in extreme environment // Procedia Structural Integrity. 2018. C. 1201-1208.

10. Worthington M., Chew H.B. Crack path predictions in heterogeneous media by machine learning // J. Mech. Phys. Solids 172 (2023) 105188. DOI 10.1016/j.jmps.2022.105188

## ОСТАТОЧНЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ В ЗОНЕ КОНТАКТА КОМПОЗИТНОЙ ПЛАСТИНЫ СО СФЕРИЧЕСКИМ СТАЛЬНЫМ ИНДЕНТОРОМ<sup>1</sup>

**Елеонский С.И<sup>\*</sup>.** – к.т.н., с.н.с., **Писарев В.С.** – к.т.н., в.н.с. <sup>1</sup> Центральный аэрогидродинамический институт имени профессора Н. Е. Жуковского, Россия, 140180, Московская область, г. Жуковский, ул. Жуковского, д. 1; \*e-mail: juzzepka@mail.ru

### RESIDUAL STRESSES IN THE CONTACT ZONE OF A COMPOSITE PLATE WITH A SPHERICAL STEEL INDENTER

Eleonsky S.I. – Ph.D., Senior Researcher, Pisarev V.S. – Ph.D., Leading Researcher Central Aerohydrodynamic Institute named after N.E. Zhukovsky, Zhukovsky, 140180 Russi \*e-mail: juzzepka@mail.ru

**Abstract.** Novel approach, which is devoted to determination of principal residual stress components arising as a result of both static and impact contact interaction of spherical indenter and plane surface of cross-ply composite plate, is developed and implemented. Experimental technique employs probe hole drilling and further measurements of hole diameter increments in principal strain directions by speckle-pattern interferometry. Interference fringe patterns of high quality, which are essential for successful realization of created procedure, are visualized both inside and outside of contact dimple. In-plane displacement component values, derived from optical interferometric measurements, serve for residual stress determination proceeding from unequivocally solution of correctly-posed inverse problem. This fact provides minimal possible uncertainty in the final results. It is shown that residual stresses are a representative parameter that can be used to establish a correlation between a decrease in the strength of a composite plate and the quantitative characteristics of the residual stress field near contact dimple.

**Key words:** composite materials; contact interaction; residual stresses; probe hole; specklepattern interferometry.

Аннотация. Разработан и реализован новый подход, обеспечивающий определение главных компонент остаточных напряжений, которые возникают в результате, статического контактного взаимодействия сферического индентора и плоской поверхности пластины, изготовленной из композиционного материала с продольнопоперечной укладкой. Экспериментальная методика включает сверление зондирующего отверстия и последующее измерение приращений диаметров этого отверстия в направлении главных остаточных деформаций методом спекл-интерферометрии. Картины интерференционных полос высокого качества, необходимые для реализации этой процедуры, визуализированы, как внутри контактной вмятины, так и в ближайшей внешней окрестности контура отпечатка. Данные интерференционных измерений тангенциальных компонент перемещений используются для определения главных компонент остаточных напряжений на основе единственного решения корректно сформулированной обратной задачи. Данное обстоятельство обеспечивает минимально возможную погрешность конечного результата.

Показано, что остаточные напряжения представляют собой репрезентативный параметр, который можно использовать для установления корреляции между снижением прочности композитной пластины и количественными характеристиками поля остаточных напряжений в окрестности контактного углубления.

Ключевые слова: композиционные материалы; контактное взаимодействие; остаточные

<sup>&</sup>lt;sup>1</sup> Работа поддержана РНФ, проект № 24-19-00117

напряжения; зондирующее отверстие; спекл-интерферометрия.

Введение. Слоистые композиционные материалы широко применяются в авиастроении [1, 2]. Одним из очевидных недостатков конструкций из композиционных материалов является высокая чувствительность к контактным, особенно, ударным повреждениям. Даже весьма незначительное ударное воздействие, результат которого внешне малозаметен, может привести к существенному снижению, как статической прочности, так и усталостной долговечности поврежденного элемента конструкции [3]. Таким образом, количественная оценка влияния ударных повреждений композиционных материалов является необходимой составляющей при обосновании эксплуатационной надежности композитных конструкций. [4-6]. Пути преодоления данной проблемы в настоящее время до конца не ясны. Дело в том, что отсутствуют надежные методы аналитического или численного определения напряженно-деформированного состояния композиционного материала в окрестности контактного повреждения, вызванного динамическим воздействием. Таким образом, возникает необходимость привлечения экспериментальных методов механики деформируемого тела и получение с их помощью значительного объема данных. Однако, такие методы, которые основаны на физических деформационных измерениях параметров, в настоящее время практически не применяются. Оценка влияния ударного воздействия на снижение прочности композиционных конструкций проводится после проведения значительного объема дорогостоящих испытаний образцов или реальных конструктивных элементов [1, 2].

Целью данной работы является получение новых данных о величинах главных компонент остаточных напряжений, вызванных контактным взаимодействием стальной сферы и поверхностью пластины, которая изготовлена из композиционного материала. Контактная вмятина образуется, путем статического вдавливания стального сферического индентора диаметром 16 мм. Приоритетной задачей является отработка методики эксперимента, и получение количественных характеристик полей остаточных напряжений в зоне контактного взаимодействия, которые в настоящее время в научных публикациях отсутствуют. Определение остаточных напряжений проводится на основе оригинального подхода, который основан на сверлении сквозного зондирующего отверстия и последующем измерении диаметров этого отверстия в направлении главных осей анизотропии методом спекл-интерферометрии [7, 8]. Данный метод обеспечивает определение главных компонент остаточных напряжений в срединной плоскости пластин с погрешностью, не превышающей 10 процентов.

Объекты исследования и исходная экспериментальная информация. Объектами исследования являются три прямоугольных образца размерами  $180 \times 30 \times 4,8$  мм, которые вырезаны из одного листа слоистого композиционного материала с размерами в плане  $320 \times 320$  мм и продольно-поперечной укладкой  $[0/90]_{6S}$ . Контактные вмятины расположены на вертикальной оси симметрии образцов на расстоянии 60 мм от ближайшего торца. Статическое контактное взаимодействие осуществляется путем вдавливания закаленного стального шарика диаметром 16 мм плоскую поверхность образцов с размерами  $180 \times 30$  мм. Номенклатура образцов и параметры контактного взаимодействия указаны в таблице 1.

Номер образиа	Усилие вдавливания <i>P<sub>i</sub></i> , кН	Диаметр контактной вмятины
Homep oopusidu	(i = 1, 2, 3)	$2R_0^l$ , MM ( $i = 1, 2, 3$ )
C1	3.4	6.0
C2	3.0	5.8
C3	3.0	5.7

Таблица 1. Номенклатура образцов и параметры контактного взаимодействия

В процессе вдавливания стальной сферы в образцы С1 и С2 до достижения

заданных значений усилия появился характерный треск, свидетельствующий о значительном разрушении волокон поверхностного слоя композиционного материала в зоне контакта. Увеличенная область поверхности, содержащая отпечаток и три зондирующих отверстия, представлены на рис. 1а и 1б для образцов С1 и С2, соответственно.



Рис. 1. Области контактного взаимодействия и зондирующие отверстия в образце С1 (а) и С2 (б)

Исходная экспериментальная информация имеет вид картин интерференционных полос, которые возникают при сверлении зондирующего отверстия в поле остаточных напряжений. Эти интерферограммы описывают распределения тангенциальных компонент перемещений u (поперек образца) и v (вдоль образца) в направлении координатных осей x и y, соответственно. Ось y направлена вдоль длинной оси симметрии образцов, как это показано на рис. 1. Картины интерференционных полос, полученные в результате сверления сквозного отверстия диаметром  $2r_0 = 2.7$  мм в точке 1 образца С1, приведены на рис. 2.



Рис. 2. Картины интерференционных полос, полученные в точке 1 образца С1 после сверления отверстия диаметром  $2r_0 = 2.7$  мм в терминах тангенциальных компонент перемещений *u* (а) и *v* (б); Расстояние между контуром отверстия и границей отпечатка  $\Delta y_1^{C1}(1) = 0.23$  мм

Определение величин главных компонент остаточных напряжений. Конфигурация картин интерференционных полос на рис. 2 наглядно свидетельствует, что направления координатных осей x и y совпадают с направлениями главных остаточных напряжений  $\sigma_1$  и  $\sigma_1$ , соответственно. Это означает, что для определения компонент остаточных напряжений в срединной плоскости тонких композиционных пластин можно использовать следующие формулы [9, 10]:

$$\sigma_{1} \equiv \sigma_{1} = \frac{E_{1}}{2r_{0}k} \left\{ \frac{n\Delta u + \left(1 - \frac{v_{12}}{k}\right)\Delta v}{\frac{n^{2}}{k} - \left(k - v_{12}\right)\left(\frac{1}{k} - v_{21}\right)} \right\}, \quad \sigma_{2} \equiv \sigma_{2} = \frac{E_{2}}{2r_{0}} \left\{ \frac{n\Delta v + k^{2}\left(\frac{1}{k} - v_{21}\right)\Delta u}{\frac{n^{2}}{k} - \left(k - v_{12}\right)\left(\frac{1}{k} - v_{21}\right)} \right\}.$$
 (1)

где  $r_0$  – радиус отверстия;  $E_1$  – продольный модуль упругости материала;  $E_2$  – поперечный модуль упругости материала;  $v_{12}$  и  $v_{21}$  – коэффициенты Пуассона материала;  $\Delta u$  и  $\Delta v$  – приращения диаметра зондирующего отверстия в направлении главных напряжений  $\sigma_1$  и  $\sigma_2$ , соответственно;  $k = \sqrt{\frac{E_1}{E_2}}$ ,  $n = \sqrt{2(k+1)}$ . Значения главных

компонент остаточных напряжений  $\sigma_1$  и  $\sigma_2$  (1) представляют собой единственное решение корректно сформулированной обратной задачи, что обеспечивает минимально возможную погрешность их определения.

Экспериментальные данные, полученные при выполнении зондирующих отверстий вдоль вертикальной оси у для образца С2, приведены в табл. 2. Начало декартовой системы координат расположено в центре контактной вмятины. Имеющиеся данные из табл. 2, пользуясь симметрией задачи, можно применить и для построения распределения главных компонент остаточных напряжений в горизонтальном направлении вдоль оси *x*, как это показано в табл. 3.

направлении у – 0 оля образца С2						
у, мм 0 3.90 6.14 8.90						
σ <sub>1</sub> , ΜΠa	-336.6	-59.6	-56.1	-37.9		
σ <sub>2</sub> , ΜΠa	-336.6	+137.5	+72.8	+37.9		

Таблица 2. Распределение главных компонент остаточных напряжений в горизонтальном

Таблица 3.	Распределение	главных	компонент	остаточных	напряжений в	з горизонтальном
		напра	влении х = (	) для образиа	<i>C2</i>	

х, ММ	0	3.90	6.14	8.90
σ <sub>1</sub> , ΜΠa	-336.6	+137.5	+72.8	+37.9
σ <sub>2</sub> , ΜΠa	-336.6	-59.6	-56.1	-37.9

Распределение главной компоненты остаточных напряжений  $\sigma_2$  вдоль поперечного сечения образца y = 0, построенное по данным второй строки из табл. 2, приведено на рис. 3. Представленный график, во-первых, показывает, что зона образования остаточных напряжений составляет окружность радиусом  $R_0^{RS} \leq 3R_0^2 \approx 8.7$  мм. Во-вторых, максимальные значения растягивающей и сжимающей компоненты остаточных напряжений дают основания для количественной оценки влияния этих величин на остаточную прочность исследованных образцов. Это можно сделать, так как известна статическая прочность образцов без повреждений при испытаниях на растяжение, которая характеризуется предельными напряжениями  $\sigma_B = 750 \leftrightarrow 800$  МПа. Сначала рассмотрим случай, когда при испытаниях на остаточную прочность

растягивающие остаточные напряжения совпадают с направлением действующей нагрузки. При этом, как это показано на рис. 3, в ближайшей окрестности контура контактной вмятины, прикладываемые внешние напряжения, которые действуют в направление оси *y*, увеличиваются на  $\sigma_2 = +137.5$  МПа. Это составляет 17 процентов от значения  $\sigma_B$  (137.5/800 = 0.17).



Рис. 3. Зависимость величин главной компоненты остаточных напряжений  $\sigma_2$  от расстояния до центра контактной вмятины по сечению y = 0

Оценка влияния остаточных напряжений на снижение остаточной прочности образцов при испытаниях на сжатие в направлении оси у выглядит еще более пессимистичной. Дело в том, что локальная потеря устойчивости композиционных материалов при сжатии происходит при действии внешних сжимающих напряжений меньших, чем  $\sigma_{B}$  [2]. Даже сравнение по предельным напряжениям при растяжении дает дополнительно 42 процента к действующим сжимающим напряжениям в центре контактной вмятины вследствие наличия компоненты  $\sigma_2^0 = -336.6$  МПа (336.6/800 = 0.42). рис. 3 показывает, что сжимающая компонента остаточных напряжений σ<sub>2</sub> действует по всему горизонтальному сечению контактной вмятины и равна нулю на ее границе  $\sigma_2^1 = 0$ . Таким образом, среднее значение сжимающей компоненты остаточных напряжений по сечению контактной вмятины составляет  $(\sigma_2^0 + \sigma_2^1)/2 = -168.3$  МПа, что соответствует 21.0 проценту к действующим сжимающим дополнительному напряжениям (168.3/800 = 0.210). Дополнительным фактором, который наверняка влияет на снижение остаточной прочности, как при растяжении, так и при сжатии, является наличие значительного градиента компоненты остаточных напряжений от  $\sigma_2 = -336.6$  МПа до  $\sigma_B = +137.5$  МПа на расстоянии  $\Delta y = 3.90$  мм.

Представленный анализ является убедительным свидетельством того, что наличие остаточных напряжений оказывает значительное, а может быть и решающее влияние на снижение остаточной прочности образцов, изготовленных из композиционных материалов, при наличии контактной вмятины. Кроме того, нужно учитывать, что при реальном ударном повреждении величины остаточных напряжений могут превышать значения, полученные при статическом вдавливании индентора.

#### Литература

1. 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.

2. Голован В.И., Гришин В.И., Дзюба А.С., и др. Проектирование, расчеты и статические испытания металлокомпозитных конструкций. – М.: Техносфера, 2022. – 408 с.

3. Talreja R., Singh C.V. Damage and failure of composite materials. Cambridge University Press, 2012. – 304 pp.

4. Небелов Е.В., Потоцкий М.В., Родионов А.В., Горский А.Н. Механизм развития повреждений лопастей воздушного винта из композиционных материалов при воздействии поражающих элементов / Вестник Московского авиационного института. 2016. Т. 23. № 1. С. 26-31.

5. Полянский В. В., Нестеров В. А. Оценка изменения надежности конструкции планера с механическими повреждениями / Вестник Московского авиационного института. 2009. Т. 16. № 5. С. 32-39.

6. Фейгенбаум Ю.М., Дубинский С.В., Божевалов Д.Г., и др. Обеспечение прочности композитных авиационных конструкций с учетом случайных эксплуатационных ударных воздействий. – М.: Техносфера, 2022. – 228 с.

7. ГОСТ 33495-2015. «Композиты полимерные. Методы испытания на сжатие после удара». 8. ГОСТ 33496-2015. «Композиты полимерные. Методы испытания на сопротивление повреждению при ударе падающим грузом».

9. Pisarev V.S., Eleonsky S.I., Chernov A.V. Residual stress determination in orthotropic composites by displacement measurements near through hole / Experimental Mechanics. 2015. V. 55. N 7. P. 1225–1238. https://doi.org/10.1007/s11340-015-0015-3.

10. Eleonsky S., Kazantsev D., Pisarev V., Statnik E. Influence of plate thickness on the results of residual stresses determination by through hole drilling in orthotropic composites of different fiber orientation / Materials Today: Proceedings. DOI:10.1016/j.matpr.2023.09.072.

УДК 602.17

## ИССЛЕДОВАНИЕ УСТАЛОСТНОГО МАСШТАБНО-СТРУКТУРНОГО РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ ПРИ СЛОЖНОМ НАГРУЖЕНИИ ЦИКЛИЧЕСКОЙ ОСЕВОЙ СИЛОЙ И ПОСТОЯННЫМ КРУТЯЩИМ МОМЕНТОМ

Завойчинская Э.Б. – д. ф.–м. н., профессор, Усачев М.А. – аспирант кафедры теории упругости механико-математического факультета МГУ имени М.В. Ломоносова, Москва, Россия elen@velesgroup.com

### INVESTIGATION OF SCALE-STRUCTURAL FATIGUE AT COMPLEX LOADING BY CYCLIC AXIAL FORCE AND CONSTANT TORQUE Zavoychinskaya E.B. – d. phys.-math.sci., professor,

Usachev M.A. - postgraduate student of the Elasticity Theory Department of the Mechanics and Mathematics Faculty

> MGU named after M.V. Lomonosov elen@velesgroup.com

**Abstract.** New equations for fatigue curves on defect levels at symmetric axial loading with a constant component of torque are presented and their analysis is carried out for aluminum alloy D16T at high- and very high fatigue.

**Key words:** complex loading, brittle failure, aluminum alloy D16T, fatigue curves, high cycle fatigue, very high cycle fatigue.

Аннотация. Представляются новые уравнения для кривых усталости по уровням дефектности при симметричном осевом нагружении с постоянной компонентой касательного напряжения и проводится их анализ для алюминиевого сплава Д16Т в областях много- и гигацикловой усталости.

Ключевые слова: сложное нагружение, хрупкое разрушение, алюминиевый сплав Д16Т, кривые усталости, многоцикловая усталость, гигацикловая усталость.

Проблема усталостного разрушения материалов и элементов конструкций при различных видах статических и циклических нагрузок, несмотря на многочисленные теоретико-экспериментальные исследования, остается актуальной [1,2]. Это особенно относится к усталостным разрушениям при различных видах комбинированного нагружения статическими и циклическими нагрузками, которые характерны, например, для большинства вращающихся валов, лопаток газовых турбин, элементов фюзеляжа воздушных судов, деталей каркасов, шпангоутов и др. Получение экспериментальных кривых усталости, которые описывают зависимости долговечности от амплитуды цикла напряжения для каждого значения постоянной компоненты является дорогостоящей и трудоемкой работой. Предлагаются эмпирические зависимости предельной амплитуды осевого напряжения от величины касательного напряжения при заданном числе циклов. Применяется концепция эквивалентного напряжения, при этом, например, нагружение осевым симметричным напряжением и постоянным касательным напряжением заменяется на некоторый эквивалентный симметричный цикл. Такие подходы обеспечивают удовлетворительные результаты, в основном, для конкретного материала и при некоторых параметрах процесса. Таким образом, анализ известных результатов приводит к необходимости построения модели усталостного разрушения при сложном нагружении и получении следствий для конкретных процессов, чему и посвящено это исследование.

В данной работе исследуются процессы нагружения циклической осевой силой и

постоянным крутящим моментом на интервале времени  $\tau \in [0, t]$  следующего вида:

$$\sigma_{11} = \sigma_a \sin \omega \tau, \ \sigma_{12} = \tau_m, \ \tau \in [0, t].$$
<sup>(1)</sup>

где  $\tau_m$  – постоянное значение касательного напряжения,  $\sigma_a$  – амплитуда осевого напряжения,  $\omega$  – частота нагружения. Постановка задачи о нахождении вероятности хрупкого разрушения по уровням дефектности при нагружении (1) основывается на подходе теории предельных процессов нагружения [3] и теории усталостного масштабноструктурного разрушения [4,5].

Кратко представим основные гипотезы модели [4,5]. Выделяется шесть масштабноструктурных уровней разрушения (до образования макротрещины-лидера длины L) и вводится понятие дефекта *j*-ого масштабного уровня в некотором представительном объеме  $V_c$  ( $V_c = L^3$ ). Дефект *j*-ого уровня описывается своим линейным размером  $l_j = l_j(\tau)$  и плотностью дефектов  $q_j = q_j(\tau)$ , в объеме  $V_c: q_j(\tau) = \lim_{\Delta V \to V_c} \Delta q_j(\tau) / \Delta V$ ,  $j = 1, ...6, \tau \in [0, t]$ , где  $\Delta q_i = \Delta q_i(\tau)$ -среднее количество дефектов в объёме  $\Delta V$  в момент времени τ. Предельное состояние дефекта *j*-ого уровня определяется предельным линейным размером  $l_{f,j}$  и предельной плотностью  $q_{f,j}$  в объёме  $V_c$ . Вводится непрерывная возрастающая усредняющая функция j-ого уровня  $l_j^* = l_j^*(\tau), \ \tau \in [0, t]$ , имеющая размерность длины, и определяемая выражением:  $l_{j}^{*}(\tau) = l_{j}(\tau) (q_{j}(\tau)V_{c})^{\gamma}$ ,  $\gamma = const$ , j = 1,...6. В предельном состоянии усредняющая функция  $l_j^* = l_j^*(\tau)$  достигает своего предельного значения  $l_{f,j}^*$ , j = 1,...6. Полагается, что образование дефекта j-ого масштабного уровня начинается с достижения усредняющей функцией (j-1)-ого уровня предельного значения в момент времени  $t_{j-1}$ , j = 2,...6. Вследствие случайного распределения дефектов по объему V<sub>c</sub> процесс усталостного разрушения является стохастическим, а значения  $l_j^*$  для каждого момента времени au – случайными величинами. Вводится функция  $F_i = F_i(\tau)$  распределения вероятности неразрушения (функция надежности) на *j*-ом уровне, т. е. вероятности, с которой случайное значение усредняющей функции  $l_i^*$  в момент времени  $\tau$  принимает значения меньше своего предельного значения:  $F_{j} = P(l_{j}^{*} < l_{f,j}^{*}), j = 1,...6$ . Вероятность разрушения определяется как:  $Q_j(\tau) = Q_{j,th} - F_j(\tau)$ ,  $\tau \in [0,t]$ , j = 1,...6, где  $Q_{j,th} \in [0,1]$  - некоторое заданное значение вероятности (в данной работе  $Q_{j,th} = 1$ ). Формирование дефекта каждого уровня происходит вследствие последовательного образования, роста и слияния дефектов всех предыдущих уровней. Это должно быть отражено при построении определяющих соотношений  $Q_j = Q_j(\tau)$ , j = 1,...6. Кривые усталости по уровням дефектности определяются уравнениями:  $Q_j(t_j) = Q_{j,th}$ , j = 1,...6, где  $t_j$  - долговечность на j - ом уровне. Вводится функция  $Q = Q_5(\tau) + Q_6(\tau)$ ,  $\tau \in [0, t]$ ,  $0 \le Q \le Q_{th}$ , определяющая макроразрушение материала, достижение ею соответствующей вероятности  $Q_{th}$ определяет t<sub>f</sub> – долговечность по образованию макротрещины конечной длины. Дальнейшее развитие макротрещины описывается методами и подходами механики разрушения.

Для одноосного нагружения вида (1),  $\tau_m = 0$ , определяющие соотношения для вероятности разрушения  $Q_i = Q_i(\tau)$  записываются в следующем виде [4]:

$$Q_{j}(\tau) = \mu_{j}(\tau) \max_{z \in [0,t]} \left| \varphi_{j}(z) \right|, \quad \varphi_{j}(z) = \frac{1}{t} \int_{0}^{t} K_{j}(z,\tilde{t}) \sigma(\tilde{t}) d\tilde{t}, \quad j = 1,...6$$
(2)

при условии, что  $\sigma = \sigma(\tau) \in L_2([0,t])$  (является функцией с интегрируемым квадратом  $\int_0^t \sigma^2(\tau) d\tau \leq M^2$ , M = const). Функции  $K_j = K_j(z,\tilde{t})$ , j = 1,...6 – положительно определенные симметрические ядра интегральных операторов, и функции  $(K_j)^2$  интегрируемы по Лебегу. Тогда для  $Q_j = Q_j(\tau)$  справедливы такие выражения:

$$Q_{j}(\tau) = \mu_{j}(\tau) \max_{z \in [0,t]} \left| \sum_{k=0}^{\infty} \frac{D_{k} \Omega_{k}(z)}{\lambda_{k}^{j}} \right|, \quad j = 1, \dots 6; \quad \mathbf{D}_{k} = \frac{1}{t} \int_{0}^{t} \sigma(\tilde{t}) \Omega_{k}(\tilde{t}) d\tilde{t}, \quad k = 1, \dots \infty, \quad \tau \in [0,t], \quad (3)$$

где  $\lambda_k^j$ ,  $k = 1, ...\infty$ , j = 1, ...6 – характеристические числа ядра, соответствующие собственным функциям  $\Omega_k(z)$ ,  $k = 1, ...\infty$ , на отрезке  $z \in [0, t]$ . В соотношениях (3) ряды сходятся абсолютно и равномерно. Выбираются ядра интегрального оператора, собственными функциями которых является полная ортогональная в  $L_2([0, t])$  система тригонометрических функций вида:

 $\Omega_0 = 1, \Omega_1 = sin \frac{2\pi z}{t}, \Omega_2 = cos \frac{2\pi z}{t}, \dots \Omega_{2k-1} = sin \frac{2\pi zk}{t}, \Omega_{2k} = cos \frac{2\pi zk}{t}, k \in \mathbb{N}$ (4) Для одноосного нагружения вида (1),  $\tau_m = 0$ , функции  $\mu_j = \mu_j(\tau)$  в (3) выбираются в виде:

$$\mu_{j} = \sqrt{\lg \frac{n}{n_{j-1}}}, \quad \lg n > \lg n_{j-1}, \quad j = 1, \dots 6$$
(5)

где n - число циклов нагружения,  $n_{j-1}$  – число циклов (долговечность) при разрушении на (j-1) – ом уровне. Алгоритм определения  $\lambda_k^j$ ,  $k = 1, ...\infty$ , представлен в работе [4]. Таким образом, вероятность разрушения  $Q_j = Q_j(\tau)$  определяется следующими зависимостями:

$$Q_{j}(n) = \frac{\sigma_{a}}{\sigma_{j}(\omega, N_{j})} \sqrt{\frac{\lg n - \lg n_{j-1}(\sigma_{a})}{\lg N_{j} - \lg n_{j-1}(\sigma_{j})}}, \quad \sigma_{a} \ge \sigma_{j-1}, \lg n \ge \lg n_{j-1}, \ n_{0} = 0, \ j = 1, \dots 6$$
(6)

где  $\sigma_j = \sigma_j(\omega, N_j)$ , j = 1, ...6 – материальные функции при числе циклов  $N_j$  при разрушении на j-ом уровне (т.е. достижении функции  $l_j^* = l_j^*(\tau)$  своего предельного значения  $l_{f,j}^*$ ). Кривые усталости по уровням дефектности определяются такими уравнениями ( $N_f$  – долговечность по образованию макротрещины конечной длины):

$$Q_j(n_j) = 1, \quad j = 1, ...6, \qquad Q(N_f) = 1,$$
(7)

С целью описания процесса разрушения при нагружении циклической осевой силой и постоянным крутящим моментом (1) рассматривается координатный тетраэдр с наклонной гранью, имеющей нормаль  $\vec{n}_1$  и две ортогональные оси  $\vec{n}_2$  и  $\vec{n}_3$  (касательные векторы на этой грани) при условии выполнения следующих уравнений:

 $\vec{n}_i = n_{im^*} \vec{e_m}$ ,  $||\vec{n}_i|| = 1$ ,  $(\vec{n}_i, \vec{n}_j) = \delta_{ij}$ , (8) где  $\vec{e_m}$ , m = 1,2,3 – орты прямоугольной декартовой системы координат в вершине тетраэдра. Так как компоненты этих векторов связаны соотношениями ортогональности (8), среди них имеются три независимые координаты, в качестве которых выбираются  $(n_{11}, n_{12}, n_{21})$ . Процесс нагружения  $\vec{P}_n = \vec{P}_n(\tau)$ ,  $\tau \in [0, t]$ , в системе координат  $\vec{n}_i$ , i = 1,2,3, представляется таким образом:

$$\overline{P_n} = \sum_{i=1}^{3} P_i \overline{n_i}, \qquad (9)$$

$$P_{i} = (\overrightarrow{P_{n}}, \vec{n}_{i}) = \sum_{m,j=1}^{3} \sigma_{mj} * n_{1j} (\overrightarrow{e_{m}}, \vec{n}_{i}) = \sum_{m,j=1}^{3} \sigma_{mj} n_{1j} n_{im} = \sum_{m,j=1}^{3} (S_{mj} + \sigma_{0} \delta_{mj}) n_{1j} n_{im}, \quad (10)$$
  

$$S_{mj} = \sigma_{mj} - \sigma_{0} \delta_{mj}, \quad m, j = 1, 2, 3, \quad \sigma_{0} = \sum_{i=1}^{3} \sigma_{ii} / 3,$$

где  $\sigma_{mj} = \sigma_{mj}(\tau)$ ,  $\sigma_0$ ,  $S_{mj}$  – компоненты тензора напряжений, среднего напряжения и девиатора напряжений соответственно.

Для каждого j-ого уровня дефектности вводятся четыре оператора  $\Pi_i^j = \Pi_i^j(z, P_i(\tau))_{\tau=0}^t$ , i=1,2,3,  $\Pi_0^j = \Pi_0^j(z, \sigma_0(\tau))_{\tau=0}^t$ , j=1,...,6, которые рассматриваются в виде операторов Гильберта-Шмидта (2), (3) при условии, что функция  $f = f(\tau)$  (под которой понимаются функции  $P_i = P_i(\tau)$ , i=1,2,3, и  $\sigma_0 = \sigma_0(\tau)$ ) является действительной функцией с интегрируемым квадратом. Таким образом, для каждого из этих операторов можно записать:

$$\Pi_{i}^{j}\left(z,\,f(\tau)\right)_{\tau=0}^{t} = \int_{0}^{t} K_{i}^{j}(z,\tilde{t})f(\tilde{t})d\tilde{t} = \sum_{k=0}^{\infty} \frac{D_{k}\Omega_{k}(z)}{\lambda_{ik}^{j}},\,i=0,1,2,3,\,\,j=1,\ldots,6,$$
(11)

где  $K_i^j = K_i^j(z, \tilde{t})$  – положительно определенное симметрическое ядро,  $\lambda_{ik}^j = \lambda_{ik}^j(k, t)$  – собственные значения оператора, соответствующие собственным функциям  $\Omega_k = \Omega_k(z)$ , которые выбираются в виде (4), *i*=0,1,2,3, *j* = 1,...,6. В выражение (11) входят величины  $D_k$ ,  $k = 0,1,...\infty$ , которые представляются таким образом:

$$f(\tau) = \sum_{k=0}^{\infty} D_k \Omega_k(\tau), \quad D_0 = \frac{1}{t} \int_0^t f(\tau) d\tau, \quad D_k = \frac{2}{t} \int_0^t \Omega_k(\tau) f(\tau) d\tau, \quad k = 1, \dots \infty$$
(12)

Таким образом, в рамках подхода теории предельных процессов нагружения [3] и теории усталостного масштабно-структурного разрушения [4,5] определяющие соотношения для вероятности разрушения  $Q_j = Q_j(\tau)$ , j = 1,...6, при процессе нагружения

 $\vec{P}_n = \vec{P}_n(\tau), \ \tau \in [0, t],$  записываются в таком виде:

$$Q_{j}(\tau) = \mu_{j}(\tau) \max_{z \in [0,t], n_{11}, n_{12}, n_{21}} \left\{ \left| \Pi_{0}^{j} \right| + \left| \Pi_{1}^{j} \right| + \left| \Pi_{2}^{j} \right| + \left| \Pi_{3}^{j} \right| \right\}, \quad j=1, \dots, 6,$$

(13)

а кривые усталости по уровням дефектности определяются такими уравнениями:

$$Q_j(t_j) = 1, \ j = 1, \dots 6,$$
 (14)

где  $t_j$ - долговечность на j- ом уровне. Функции  $\Pi_i^j = \Pi_i^j (\mathbf{z}, \mathbf{f}(\tau))_{\tau=0}^t$ , i=0,1,2,3, j=1,...6, определяются по (11). Для нагружения (1) имеем следующие выражения модели (максимальное значение по времени реализовано при  $sin\frac{(2\pi z)}{t} = 1$ ):

$$\begin{aligned} Q_{j}(n) &= \sqrt{\lg n - \lg n_{j-1}(\sigma_{a}, \tau_{m}, n)} \max_{n_{11}, n_{12}, n_{21}} \left\{ \left| \lambda_{1}^{j}(\omega, N_{j}) \sigma_{a} \left( \frac{2}{3} n_{11}^{2} - \frac{1}{3} n_{12}^{2} - \frac{1}{3} n_{13}^{2} \right) + 2\lambda_{1} \tau_{m} n_{12} n_{11} \right| + \left| \frac{1}{3} \sigma_{a} \lambda_{1}^{j}(\omega, N_{j}) \right| + \\ &+ \left| \lambda_{2}^{j}(\omega, N_{j}) \sigma_{a} \left( \frac{2}{3} n_{11} n_{21} - \frac{1}{3} n_{12} n_{22} - \frac{1}{3} n_{13} n_{23} \right) + \lambda_{2} \tau_{m} \left( n_{12} n_{21} + n_{11} n_{22} \right) \right| + \\ &+ \left| \lambda_{3}^{j}(\omega, N_{j}) \sigma_{a} \left( \frac{2}{3} n_{11} n_{31} - \frac{1}{3} n_{12} n_{32} - \frac{1}{3} n_{13} n_{33} \right) + \lambda_{3} \tau_{m} \left( n_{12} n_{31} + n_{11} n_{32} \right) \right|, \ n_{11}, n_{12}, n_{21} \right\}, \end{aligned}$$

$$(15)$$

$$Q_{j}(n_{j}) = 1, \qquad j = 1, \dots, 6, \qquad \lg n \ge \lg n_{j-1}. \end{aligned}$$

В выражения (15) входят неизвестные базовые характеристики модели: материальные

константы  $\lambda_1, \lambda_2, \lambda_3$  и материальные функции каждого уровня:  $\lambda_0^j(\omega, N_j), \lambda_1^j(\omega, N_j), \lambda_2^j(\omega, N_j), \lambda_3^j(\omega, N_j), j = 1,...6$ , которые должны быть найдены из системы базовых экспериментов. Для их нахождения рассматриваются: одноосные однократное и симметричное нагружения, однократный и симметричный сдвиг, двухосные равномерные однократное и симметричное нагружения и определяются максимальные значения в (15) по  $(n_{11}, n_{12}, n_{21})$  и условии (16).

Проведены исследования развития много- и гигацикловой усталости (в области по числу циклов  $N_f \in [10^4, 10^{10}]$ )для алюминиевого сплава Д16Т (пределы текучести  $\sigma_s = 340$  МПа,  $\tilde{\sigma}_s = 476$  МПа,  $\tau_s = 157$  МПа, пределы усталости  $\sigma_{-1} = 170$  МПа,  $\tilde{\sigma}_{-1} = 238$  МПа,  $\tau_{-1} = 109.9$  МПа при  $N_4 = 5*10^5$  циклов при одноосном, двухосном равномерном нагружениях и сдвиге соответственно,  $N_1 = 5*10^8$  циклов,  $N_2 = 5*10^7$  циклов,  $N_3 = 5*10^6$  циклов,  $N_5 = 10^5$  циклов,  $N_6 = 10^3$  циклов, частота 50Гц). Получены следующие значения материальных функций:  $\lambda_0 = \lambda_1 = 0.001$ ,  $\lambda_2 = \lambda_3 = 0.002$ ;  $\lambda_0^1(\omega, N_1) = 0.004$ ,  $\lambda_1^1(\omega, N_1) = 0$ ,  $\lambda_2^1(\omega, N_1) = \lambda_3^1(\omega, N_1) = 0.004$ ;  $\lambda_0^2(\omega, N_2) = 0.008$ ,  $\lambda_1^2(\omega, N_2) = 0.007$ ;  $\lambda_1^3(\omega, N_4) = 0$ ,  $\lambda_2^3(\omega, N_4) = \lambda_3^1(\omega, N_4) = 0.008$ ;  $\lambda_0^5(\omega, N_5) = 0.008$ ,  $\lambda_1^3(\omega, N_5) = 0.008$ .

На рис. 1 а при одноосном симметричном нагружении представлены кривые усталости по уровням дефектности сплава Д16Т. Опытные данные [6,7] при частоте 50 Гц отмечены ромбами, в области гигацикловой усталости при частоте 20кГц - точками и хорошо описываются построенной кривой усталости по макроразрушению во всем диапазоне много- и гигацикловой усталости. (Цифрами указаны соответствующие уровни дефектности). Изучены механизмы много- и гигацикловой усталости. В области многоцикловой усталости активность поверхностного слоя (неоднородности химического состава самого слоя, остаточные напряжения, окисление поверхности) в энергетическом обмене с окружающей средой в значительной мере определяет образование и развитие микродефектов. В области гигацикловой усталости, в среднем,  $N_{f} \ge 10^{6} \mu \kappa n \sigma b$ , наблюдается механизм хрупкого разрушения, связанный с возникновением очагов микроразрушения в обьеме тела (т. н. «рыбьих глаз»), представляющих собой мелкозернистую область, окружающую структурную неоднородность сплава (стыки зерен, включения, неоднородность микроструктуры материала), вследствие, в т.ч., образования технологических дефектов в процессах штампования, термообработки, литья и др.

Написана программа по нахождению максимального значения в в выражениях (15) по  $n_{11}, n_{12}, n_{21}$ . В результате расчета получены кривые усталости при отношении  $\tau_m/\tau_s = 0.2$ , представленные на рис. 1 б и при  $\tau_m/\tau_s = 0.5$  на рис. 1 в (сплошная кривая по макроразрушению проходит ниже). На рис. 1 б опытные данные [6,7] при симметричном осевом нагружении с частотой 50 Гц указаны треугольниками, с частотой 20 кГц – ромбами. Кривые усталости при симметричном нагружении (с рис.1 а) обозначены пунктиром и по макроразрушению – сплошными кривыми, расположенными выше. Из проведенного анализа следует, что, например, при амплитуде напряжения 170МПа и отношении  $\tau_m/\tau_s = 0.2$  долговечность уменьшается на 40%, а при  $\tau_s = 0.5$  - примерно на 8%, а при  $\tau_m/\tau_s = 0.5$  - на 27%, что соответствует известным опытным данным. Все

построенные кривые удовлетворительно соответствуют опытным данным.



Рис. 1 Кривые усталости по уровням дефектности для сплава Д16Т

Также проведены расчеты для сплава Д16Т по данным [8] при  $\frac{\tau_m}{\tau_{sp}} = 0.5$  ( $\tau_{sp}$  -

временное сопротивление) и получено удовлетворительное соответствие опытным данным.

#### Литература

1. Прочность, ресурс, живучесть и безопасность машин// отв. Ред. Н.А. Махутов. М.: Книжный дом «Либроком». 2019. 576 с.

2. Biaxial/Multiaxial Fatigue and Fracture//Editors: Carpinteri A., de Fritas M., Spagnoli A. ESIS, Publ. 31, Elsevier. 2003. 516 p.

3. Завойчинский, Б.И. Долговечность магистральных и технологических трубопроводов. М.: Недра, 1992. 271 с.

4.Zavoychinskaya E.B.A Stochastic Theory of Scale-Structure Fatigue and Structure at Operational Loading // Understanding complex systems. Springer Complexity. 2021. p. 71-89.

5. Завойчинская Э.Б., Панарин И.Ю. Прогнозирование кривых усталости металлов и сплавов на микро-, мезо- и макромасштабных уровнях развития разрушения при периодических программных нагружениях//в сб. «Современные методы и технологии создания и обработки материалов». 2023. ФТИ НАН Беларуси, г. Минск. Т.3. с. 45-58.

6. Вильдеман В.Э., Третьяков М.П., Староверов О.А., Янкин А.С. Влияние режимов двухосного нагружения на усталостную долговечность алюминиевого сплава Д16Т и 40ΧΓΜΑ Пермского исследовательского стали // Вестник национального университета. Механика. C. 169-177.DOI: политехнического 2018. № 4 10.15593/perm.mech/2018.4.16

7. Вильдеман В.Э., Янкин А.С. и др. Усталостное поведение конструкционных сплавов в условиях одноосных и двухосных циклических воздействий, Сборник Трудов XII Всероссийского сьезда по фундаментальным проблемам теоретической и прикладной механики, Уфа, т.3, 2018. DOI 10.22226/2410-3535-2019-congress-v3

8. Pelykh V. N. Solving fatigue problems for combing loading by static torsion and reversed cyclic bending // Int. Applied Mechanics. 2019. Vol. 55. No. 1. p.103-109

## ОЦЕНКА ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ МАГИСТРАЛЬНОГО НЕФТЕПРОВОДА С ПОВЕРХНОСТНОЙ ПОЛУЭЛЛИПТИЧЕСКОЙ ТРЕЩИНОЙ С УЧЕТОМ ДВУХОСНОГО СТЕСНЕНИЯ ДЕФОРМАЦИЙ ПО ЕЕ ФРОНТУ<sup>1</sup>

А.М. Покровский<sup>1</sup> – д.т.н., профессор, Ю.Г. Матвиенко<sup>2</sup> – д.т.н., профессор, А.И. Казанцев<sup>1</sup> – магистрант <sup>1</sup>МГТУ им. Н.Э. Баумана, Москва, Россия <sup>2</sup>ИМАШ РАН им. А.А. Благонравова, Москва, Россия alkazantseff@mail.ru

### ASSESSMENT OF CRACK RESISTANCE OF A MAIN OIL PIPELINE WITH A SURFACE SEMI-ELLIPTICAL CRACK TAKEN INTO ACCOUNT OF BIAXIAL CONSTRAINT OF DEFORMATIONS ALONG ITS FRONT

A.M. Pokrovsky<sup>1</sup>- Dr Sci. (Eng.), Professor, Yu.G. Matvienko2<sup>2</sup> - Dr Sci. (Eng.), Professor, A.I. Kazantsev<sup>1</sup> - Master's Degree student

<sup>1</sup>Bauman Moscow State Technical University, Moscow, Russia <sup>2</sup>Blagonravov Institute of Mechanical Engineering, Moscow, Russia alkazantseff@mail.ru

**Abstract.** In this work, an assessment of the crack resistance of a linear section of a main oil pipeline at a distance from a transverse butt weld was carried out on the basis of a new two-parameter fracture criterion, which allows taking into account the biaxial constraint of deformations along the front of a surface semi-elliptical crack. This criterion for the most common crack in practice, the normal rupture crack, is based on the assumption that the tangential stresses in the pre-fracture zone are equal to the local strength of the material. In this case, the size of the pre-fracture zone and local strength are determined not only taking into account the stress intensity factor (SIF), but also nonsingular  $T_{xx}$ - and  $T_{zz}$ -stresses included in the Williams asymptotic distribution for stresses in the vicinity of a crack in a three-dimensional body. Through this, it is possible to take into account the constraint of deformations in the transverse direction due to  $T_{xx}$ -stresses, and in the longitudinal direction due to  $T_{zz}$ -stresses. An example of the implementation of this criterion for assessing the crack resistance of an oil pipeline with a surface semi-elliptical longitudinal and transverse crack is given.

**Key words:** oil pipeline, crack resistance, stress intensity factor, T-stress, two-parameter fracture criterion, normal rupture crack.

Аннотация. В настоящей работе проведена оценка трещиностойкости линейного участка магистрального нефтепровода на удалении от поперечного стыкового сварного шва на основе двухпараметрического критерия разрушения, позволяющего учесть двухосное стеснение деформаций по фронту поверхностной полуэллиптической трещины. В основу данного критерия для наиболее часто встречающейся на практике трещины нормального отрыва положено предположение, что, что тангенциальные напряжения в зоне предразрушения равны локальной прочности материала. При этом размер зоны предразрушения и локальная прочность определяются не только с учетом коэффициента интенсивности напряжений (КИН), но и несингулярных  $T_{xx}$ - и  $T_{zz}$ -напряжений, входящих в асимптотическое распределение Вильямса для напряжений в окрестности трещины в трехмерном теле. Посредством этого получается учесть стеснение деформаций в поперечном направлении за счет  $T_{xx}$ -напряжений, и в продольном за счет  $T_{zz}$ -напряжений.

<sup>&</sup>lt;sup>1</sup> Работа выполнена при поддержке РНФ, проект № 24-19-00117.

Приведен пример реализации данного критерия для оценки трещиностойкости нефтепровода с поверхностной полуэллиптической продольной и поперечной трещиной.

Ключевые слова: нефтепровод, трещиностойкость, коэффициент интенсивности напряжений, Т-напряжения, двухпараметрический критерий разрушения, трещина нормального отрыва.

#### Введение

Оценка трещиностойкости магистральных нефтепроводов, основанная на применении механики разрушения, является чрезвычайно важной проблемой, так как основной причиной разрушения нефтепроводов является именно растрескивание, причем на трубопроводах, со сроком эксплуатации от 7 до 24 лет [1].

Необходимо отметить, что в большинстве опубликованных работ, касающихся оценки трещиностойкости нефтепроводов, проводится с использованием однопараметрических критериев в первую очередь линейной механики разрушения, в основном на основании силового критерия разрушения Ирвина [2]. Такой подход встречается, например, в работах [3-4].

Основным недостатком однопараметрических критериев разрушения является невозможность учета стеснения деформаций по фронту трещины, которое оказывает существенное влияние на оценку трещиностойкости [6]. В связи с этим в последнее время все большее применение при оценке трещиностойкости конструкций находят двухпараметрические критерии линейной механики разрушения, в которые кроме КИН входят еще несингулярные члены разложения Вильямса [7] для напряжений, которые носят название Т-напряжения.

В настоящей статье для оценки трещиностойкости нефтепровода применен двухпараметрический критерий разрушения, позволяющий учесть двухосное стеснение деформаций по фронту трещины [8]. Для этого в критерий кроме КИН введены  $T_{xx}$ - и  $T_{zz}$ -напряжения. При этом с помощью  $T_{xx}$ -напряжений описывается стеснение деформаций в поперечном направлении, а с помощью  $T_{zz}$ -напряжений стеснение деформаций в продольном направлении. Основным достоинством указанного критерия является то, что в расчете используются только стандартные механические характеристики материала.

#### Формулировка двухпараметрического критерия разрушения

Как уже отмечалось, для оценки трещиностойкости магистрального нефтепровода в настоящей работе используется двухпараметрический критерий разрушения [8] Согласно данному критерию, тангенциальные напряжения в зоне предразрушения равны локальной прочности материала [6]. При этом локальная прочность записывается для объемного тела, то есть с учетом не только T<sub>xx</sub>, но и T<sub>zz</sub>-напряжений [8]

$$\frac{K_{\rm I}}{\sqrt{2\pi r_c}} = \sigma_0 = -\frac{T_{xx} - 2T_{zz}}{2(1 - 2\mu)} + \sqrt{\left(\frac{T_{xx} - 2T_{zz}}{2(1 - 2\mu)}\right)^2 + \frac{\sigma_y^2 - T_{zx}^2 - T_{zz}^2 + T_{xx}T_{zz}}{(1 - 2\mu)^2}} .$$
(1)

где K<sub>I</sub> – КИН I типа,  $\sigma_0$  – локальная прочность материала, r<sub>c</sub> – размер зоны предразрушения, T<sub>xx</sub> и T<sub>zz</sub> – Т-напряжения, лежащие в плоскости трещины и направленные перпендикулярно и параллельно фронту трещины соответственно,  $\sigma_y$  – предел текучести.

Размер зоны предразрушения определяется на основании гипотезы пластичности Треска-Сен-Венана [9] аналогично тому, как это делается при вычислении поправки Ирвина на пластическую зону [5] только также с учетом Т-напряжений [8]

$$r_{c} = \frac{(1-2\mu)^{2}}{2\pi} \left( \frac{K_{\rm lc}}{\sigma_{\rm y} + T_{zz}} \right)^{2}$$
(2)

где µ – коэффициент Пуассона, К<sub>Iс</sub> – вязкость разрушения.

Подстановка формулы (2) в уравнение (1) и введение для упрощения параметров и приводит к выражению для эффективного КИН [8]

$$K_{\rm I}^{\rm eff} = \frac{2(1+\chi_z)K_{\rm I}}{\sqrt{(\chi_x - 2\chi_z)^2 + 4(1-\chi_x^2 - \chi_z^2 + \chi_x\chi_z) - \chi_x + 2\chi_z}}$$
(3)

где  $\chi_x$  и  $\chi_z$  – отношения  $T_{xx}$  и  $T_{zz}$ к пределу текучести соответственно Тогда выражение критерия разрушения принимает вид

$$K_{\rm I}^{\rm eff} = K_{\rm Ic} \tag{4}$$

Для оценки трещиностойкости трубопровода вычисляется КИН и Т-напряжения по фронту поверхностной полуэллиптической трещины, а по формуле (3), зная  $\sigma_y$ , эффективный КИН. Опасной точкой фронта будет та, в которой  $K_I^{eff}$  будет максимальным.

#### Алгоритм решения задачи

В настоящей работе рассмотрен магистральный нефтепровод с внешним диаметром 1220 мм и толщиной 16 мм. Внутреннее давление в трубопроводе принималось равным 10 МПа. Для трубы с таким отношением диаметра к толщине, вычисление осевых и окружных напряжений с большой степенью точности можно провести по «котельным формулам»

$$\sigma_m = \frac{pD_0}{4\delta}, \ \sigma_t = \frac{pD_0}{2\delta}$$
(5)

где р – давление в трубе,  $D_0$  – средний диаметр,  $\delta$  – толщина,  $\sigma_m$  и  $\sigma_t$  – осевые и окружные напряжения.

Для рассматриваемой трубы с отношением среднего диаметра к толщине более 75, расчетную схему трубы с трещиной можно без заметной потери точности заменить на расчетную схему растянутой по двум направлениям пластины с трещиной. При этом для продольной трещины напряжения, перпендикулярные плоскости трещины задаются равными окружным напряжениям в трубе, а напряжения параллельные плоскости трещины – осевым напряжениям. На рис. 1 представлена расчетная схема для трубы с продольной трещиной. Для поперечной трещины напряжения нужно поменять местами. Размеры пластины принимались следующими (мм): W=120; H=120;  $\delta$ =16. Критические полудлина 1 и глубина b трещины вычислялись итерационным способом из условия K<sub>I</sub><sup>eff(max)</sup> = K<sub>Ic</sub> для каждого отношения полудлины к глубине.

Нужно отметить, что в случае использование однопараметрического силового критерия разрушения Ирвина напряжения σ<sub>m</sub> (рис. 1) в расчет не принимаются учесть σ<sub>m</sub> можно только посредством введения в двухпараметрический критерий разрушения кроме КИН, Т-напряжений.





Рис. 1. Расчетная схема

Рис. 2. Вид конечно-элементной сетки вблизи трещины

Вычисление КИН и Т-напряжений по фронту трещины проводились в конечноэлементном комплексе ANSYS. На рис. 2. Представлена конечно-элементная модель вблизи трещины. Построение конечно-элементной модели осуществлялось с использованием конечных элементов, имеющих встроенную функцию определения КИН и T<sub>xx</sub>-напряжений. Общее количество конечных элементов составило 195 тысяч. Для вычисления T<sub>zz</sub>-напряжений использовалось выражение, справедливое для трещины в теле при трехосном напряженном состоянии [10]

$$T_{zz} = E\varepsilon_z + \mu T_{xx} \tag{6}$$

где Е – модуль Юнга,  $\varepsilon_z$  – линейная деформация по оси z.

Необходимо отметить, что в точке, выходящей на поверхность, напряженное состояние не трехосное, а плоское, так как поверхность, куда выходит трещина (рис. 1), свободна от напряжений и в этой точке  $\sigma_z = 0$ . Выражение для эффективного КИН для плоского напряженного имеет вид

$$K_{\rm I}^{\rm eff} = \frac{2K_{\rm I}}{\sqrt{4 - 3\chi_x^2 - \chi_x}}$$
(7)

Вывод формулы (7) аналогичен выводу общего выражения для эффективного КИН. **Результаты численного решения** 

По найденным значения КИН и Т-напряжений по формуле (4) и (7) для точки, выходящей на поверхность, вычислялся эффективный КИН и определялось максимальное значение по фронту трещины. На рис. 3 в качестве иллюстрации представлены зависимости  $T_{xx}$ - и  $T_{zz}$ -напряжений, а на рис. 4 обычного и эффективного КИН по фронту продольной полуэллиптической трещины глубиной 6 мм и полудлиной 12 мм. По оси абсцисс на всех графика отложена относительная координата  $\eta = s/s_0$ , где s – координата фронта трещины, отсчитываемая от центра полуэллипса,  $s_0$  – четверть периметра эллипса. Величина  $\eta$ =1 соответствует выходу трещины на поверхность. Значения  $\sigma_m$  и  $\sigma_t$ , рассчитанные по формулам (5) составляли 188 и 376 МПа соответственно. Предел текучести принимался равным 500 МПа.



Рис. 3. Распределение T<sub>xx</sub>- напряжений (сплошная линия) и T<sub>zz</sub>- напряжений (штриховая линия) по фронту полуэллиптической продольной трещины

Рис. 4. Распределение КИН (сплошная линия) и эффективного КИН (штриховая линия) по фронту продольной полуэллиптической трещины

На рис. 5 представлены зависимости T<sub>xx</sub>- и T<sub>zz</sub>-напряжений, а на рис. 6 обычного и эффективного КИН по фронту поперечной полуэллиптической трещины тех же размеров.



Рис. 5. Распределение T<sub>xx</sub>- напряжений (сплошная линия) и T<sub>zz</sub>- напряжений (штриховая линия) по фронту полуэллиптической поперечной трещины





На рис. 7 представлены результаты расчета на трещиностойкость с использованием описанного алгоритма в виде зависимостей критической глубины трещины от отношения полудлины трещины к глубине для продольной и поперечной трещин. Для оценки целесообразности использования двухпараметрического критерия разрушения, был проведен упрощенный расчет на трещиностойкость на основании однопараметрического критерия разрушения. Результаты расчета также приведены на рис. 7.



Рис. 7. Зависимость глубины трещины от отношения полудлины к глубине для продольной трещины: 1 – двухпараметрический критерий; 2 – критерий Ирвина и для поперечной трещины: 3 – двухпараметрический критерий; 4 – критерий Ирвина

#### Выводы

1. Несингулярные T<sub>xx</sub>- и T<sub>zz</sub>-напряжения отрицательные по всему фронту продольной трещины. Причем T<sub>xx</sub>-напряжения увеличиваются по мере движения от наиболее заглубленной точки к точке, выходящей на поверхность, а T<sub>zz</sub>-напряжений наоборот уменьшаются.

2. Зависимости T<sub>xx</sub>- и T<sub>zz</sub>-напряжений по фронту поперечной трещины за счет большего стеснения деформаций получаются знакопеременными. Причем также, как для продольной трещины, T<sub>xx</sub>-напряжения увеличиваются по мере движения от наиболее заглубленной точки к точке, выходящей на поверхность, а T<sub>zz</sub>-напряжения уменьшаются.

3. Критическая глубина продольной трещины, прогнозируемая по критерию Ирвина, получается меньше, чем при использовании двухпараметрического критерия разрушения. Максимальное отличие составляет 20,5 %.

4. Критическая глубина поперечной трещины, при использовании критерия Ирвина, в зависимости от отношения полудлины к глубине получается, как меньше, так и больше. Максимальное отличие составляет 26,5 %.

5. По мере увеличения отношения полудлины трещины к ее глубине критическая глубина трещины уменьшается, как для продольной, так и поперечной трещины, и при значении больше 8 остается неизменной.

6. Для поперечной трещины двухпараметрический критерий разрушения приводит к консервативной оценке при отношении полудлины к глубине трещины меньше 3,5.

### Литература

1. Мазур И.И., Иванцов О.М. Безопасность трубопроводных систем. М.: ИЦ Елима, 2004. 1099 с.

2. Черепанов Г.В. Механика разрушения. М.: Изд-во: Регулярная и хаотическая динамика, Институт компьютерных исследований, 2012. 872 с.

3. Анализ несущей способности магистрального трубопровода при наличии дефектов коррозионного происхождения / К.А. Вансович, И.П. Аистов, А.А. Нахлесткин, Д.С. Беселия // Омский научный вестник. 2019. № 3 (165). С. 5-10.

4. Махутов Н.А., Покровский А.М., Дубовицкий Е.И. Анализ трещиностойкости магистрального нефтепровода с учетом изменяющейся вязкости разрушения в окрестности сварного шва // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2019. № 1. С. 44-52.

5. Партон В.З., Морозов Е.М. Механика упругопластического разрушения. Основы механики разрушения. М.: Издательство ЛКИ, 2008. 352 с.

6. Матвиенко Ю.Г. Двухпараметрическая механика разрушения. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2020. 208 с.

7. Williams M.L. On the Stress Distribution at the Base of a Stationary Crack. Journal of Applied Mechanics, 1957, vol. 24 (1), pp. 109-114.

8. Покровский А.М., Матвиенко Ю.Г. Критерий разрушения, учитывающий двухосное стеснение деформаций по фронту трещины нормального отрыва // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2023. № 4. С. 34-44.

9. Малинин Н.Н. Прикладная теория пластичности и ползучести. Изд. 2-е, перераб. и доп. М.: Машиностроение, 1975, 400 с.

10. Nakamura T., Parks D.M. Determination of elastic T-stress along three-dimensional crack front an interaction integral // Int.J. Solid Struct.1992. V. 29 P. 1597-1611.

## ОБОСНОВАНИЕ СИСТЕМЫ ЗАПАСОВ ПРОЧНОСТИ, РЕСУРСА, ЖИВУЧЕСТИ И БЕЗОПАСНОСТИ<sup>1</sup>

**Махутов Н.А.**<sup>1</sup> – Член-корреспондент РАН, главный научный сотрудник <sup>1</sup>Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН e-mail: kei51@mail.ru

### JUSTIFICATION OF SYSTEM OF MARGINS FOR SAFETY, LIFE-TIME, SURVIVABILITY AND SAFETY

**Makhutov N.A.<sup>1</sup>** – The Member-Correspondent of the RAS, Chief Researcher <sup>1</sup> Mechanical Engineering Research Institute of the Russian Academy of Sciences e-mail: kei51@mail.ru

**Abstract.** It is shown that at the present stage transition to a design stage of machines and installations taking into account not only basic demands to strength and a life-time, but also to possible accidents and disasters takes place. At the same time for justification and a standardization of all becoming complicated system of margins is necessary use not only traditional classical methods of resistance of materials, theories of elasticity and fatigue, but also theories of plasticity, creep and thermal-cyclic strength, and for the analysis of refusals and damages - theories of technogenic safety and mechanics of disasters on the basis of the risk concept.

**Key words:** strength, life-time, survivability, risk, safety, margins

Аннотация. Показано, что на современном этапе имеет место переход к стадии проектирования машин и объектов с учетом не только базовых требований к прочности и ресурсу, но и возможных аварий и катастроф. При этом для обоснования и нормирования всей всё усложняющейся системы запасов необходимо использование не только традиционных классических методов сопротивления материалов, теорий упругости и усталости, но и теорий пластичности, ползучести и термоциклической прочности, а для анализа отказов и повреждений - теории техногенной безопасности и механики катастроф на основе концепции риска.

Ключевые слова: прочность, ресурс, живучесть, риск, безопасность, запасы

#### 1. Постановка проблемы

Интенсивное и последовательное развитие в XVIII – XXI вв. фундаментальных и прикладных исследований научных основ проблем прочности, ресурса, живучести и безопасности в значительной степени диктовалось запросами растущей промышленной базы в нашей стране и во всех передовых странах мира. При этом сохранялась ключевая структура обоснования методов, критериев, расчетных показателей и экспериментального подтверждения функциональных возможностей машин, машинных комплексов и сложных человеко-машинных систем. В эту структуру вошли:

- определение напряженно-деформированных состояний в опасных зонах, сечениях и критических точках;

- установление закономерностей деформирования для различных условий эксплуатационного нагружения;

- научно обоснованный выбор критериев повреждения и разрушения и назначение соответствующих запасов, учитывающих многовариантность конструкторскотехнологических решений, параметров эксплуатации и ответственности анализируемых объектов.

Российская академия наук на протяжении своей 300-летней истории являлась

<sup>&</sup>lt;sup>1</sup> Работа поддержана РНФ, проект № 20-19-00769-П

ведущим научным центром страны, решавшим весь междисциплинарный и межотраслевой комплекс проблем прочности, ресурса, живучести и безопасности. Важное лидирующее и определяющее значение в этом направлении имели пионерские исследования по механике деформируемых сред отечественной академической российской школы Л. Эйлера, Д. Бернулли, М. Ломоносова, Н. Лобачевского, И. Бубнова, Б. Галеркина.

В советские годы в институтах АН СССР были выполнены углубленные фундаментальные исследования механики процессов деформирования и разрушения акад. Л.И. Седовым, А.Н. Крыловым, Н.Н. Мисхелишвили, А.Ф. Иоффе, И.П. Бардиным, А.Ю. Ишлинским, Б.Е. Патоном, В.В. Панасюком, Г.С. Писаренко, Н.Д. Кузнецовым. Несомненный вклад в решение соответствующих фундаментальных и прикладных вопросов с 1938 г. по настоящее время внесли ученые – члены академии в Институте машиноведения АН СССР-РАН: Ю.Н. Работнов, С.В. Серенсен, А.И. Целиков, В.В. Болотин, У.В. Фролов, Р.ф. Ганиев, Н.Н. Давиденков, И.А. Одинг, А.П. Гусенков, а также доктора наук Н.И. Пригоровский, Г.В. Ужик, В.П. Когаев, Р.М. Шнейдерович, В.Г. Лютцау, Б.М. Ровинский, М.Г. Лозинский, А.Н. Романов, Ю.Г. Матвиенко, Ю.В. Суворова, И.А. Разумовский, А.Н. Полилов, Г.В. Москвитин.

Результаты этих исследований отражены в многотомных фундаментальных публикациях [1-3], монографиях [4-6] и в трех систематических выпусках книг [7-9].

#### 2. Основы дифференцированных запасов

Обобщенная схема сложных взаимоувязанных процессов деформирования, повреждения и разрушения (рис. 1) для научного и методического обоснования запасов прочности, ресурса, живучести и безопасности представлена в [3, 7-10].



Рис.1. Обобщенная диаграмма опасных и запредельных состояний

По шкале абсцисс слева отложены истинные и условные напряжения  $\sigma = \sigma_{\rm u}$  и деформации  $\varepsilon = \varepsilon_{\rm u}$  для всего их диапазона состояний:

 от упругих состояний для проектных решений в штатных ситуациях (зеленая зона, определяющая отказы в эксплуатации); - от упругопластических - для опасных нарушений штатной эксплуатации и выхода в запредельные состояния (желтая зона, определяющая недопустимые нормами повреждения и начало процессов разрушения);

- от развитых пластических деформаций к полному разрушению (красная зона, определяющая переход запредельных аварийных состояний в гипотетические катастрофические).

Это означает переход к стадии современного проектирования машин и объектов с учетом не только базовых требований к прочности и ресурсу, но и возможных аварий и катастроф. При этом для обоснования и нормирования всей всё усложняющейся системы запасов необходимо использование не только традиционных классических методов сопротивления материалов, теорий упругости и усталости, но и теорий пластичности, ползучести и термоциклической прочности для анализа отказов и повреждений (для зеленой и желтой зон). Наиболее сложные, нелинейные термосвязные задачи приходится решать для анализа аварийных и катастрофических процессов (красная зона) с применением линейной и нелинейной механики разрушения, механики катастроф, теории безопасности и рисков.

При таком традиционном подходе (на рис. 1 снизу-вверх) исторически в течение веков и десятилетий шло усложнение анализа напряженно-деформированных состояний, уравнений состояния и критериальной базы по нормам и правилам проектирования, расчетов и испытаний с увеличением числа запасов и уменьшением их величины. С учетом современных требований стратегий национальной, техногенной, энергетической, транспортной, промышленной безопасности и поэтапного перехода с 2025 г. к новому риск-ориентированному подходу во главу угла поставлено обоснование защищенности от аварий и катастроф с введением новых интегральных запасов по рискам (сверху-вниз на рис. 1).

Реализация такого подхода требует рассмотрения, определения, нормирования и контроля целого ряда важнейших повреждающих и поражающих факторов для трех характерных зон (зеленой, желтой и красной). Эти факторы определяются исходя из анализа условий эксплуатации, конструкторско-технологических решений.

#### 3. Методы расчетов, контроля и диагностики состояний

Важнейшими факторами анализа, расчетов и испытаний становятся:

- температурно-временные ( $\tau t$ ) факторы;
- факторы цикличности (N);
- факторы дефектности (*l*);
- факторы текущих напряженно-деформированных состояний (*σ*-*e*);
- факторы предельных, критических состояний ( $\sigma_{\kappa} e_{\kappa}$ ).

При исходных традиционных прочностных базовых расчетах (зеленая зона) для штатных состояний факторы  $\tau$ , t, N, l не учитываются, и запасы прочности устанавливаются по номинальным напряжениям в упругой области

$$\sigma_n^{\mathfrak{d}} = F\{Q^{\mathfrak{d}}(F_c, W_c), (E, \mu)\} \le [\sigma] = \frac{\sigma_{on}}{n_{\sigma}}, \tag{1}$$

где  $\sigma_n^3$  - номинальные эксплуатационные напряжения;  $Q^3$  - максимальные расчетные механические эксплуатационные нагрузки;  $F_c$ ,  $W_c$  – площадь и момент сопротивления в опасном сечении;  $E, \mu$  - модуль упругости и коэффициент Пуассона материала;  $[\sigma], \sigma_{on}$  - допускаемое и опасное напряжение;  $n_{\sigma}$  - запас по напряжениям.

В качестве опасного напряжения принимаются пределы текучести  $\sigma_{\rm T}$  (с запасом  $n_{\rm T}$ ) и пределы прочности  $\sigma_{\rm B}$  ( с запасом  $n_{\rm B}$ ); при этом  $n_{\rm T} \le n_{\rm B}$ .
Не учет других указанных выше факторов приводит к необходимости введения повышенных запасов  $n_{\sigma}$  для исключения разрушения ( $n_{\sigma}$  до 3,5÷4,0). Для снижения этих запасов  $n_{\sigma}$  по мере усложнения расчетов по предложению И.А. Одинга, вводились поправочные коэффициенты, отражающие в неявном виде неучтенные факторы.

Наличие в несущих элементах зон концентрации, неравномерного нагрева, сварных соединений приводило к тому, что максимальные местные напряжения  $\sigma_{\max k}^{3}$  оказывались существенно выше  $\sigma_{n}^{3}$ , и в расчетных зонах возникали пластические деформации  $e_{\max}^{3}$ 

$$\{\sigma_{\max}^{\mathfrak{d}}, e_{\max}^{\mathfrak{d}}\} = F\{\sigma_{n}^{\mathfrak{d}}, \alpha_{\sigma}, m\} > \{\sigma_{\mathsf{T}}, e_{\mathsf{T}}\},$$

$$(2)$$

где  $\alpha_{\sigma}$  - теоретический коэффициент концентрации, обусловленный сложностью конструктивных форм и наличием сварных соединений ( $1 \le \alpha_{\sigma} \le 5$ ); *m* – показатель упрочнения материала в упругопластической области деформирования ( $0 \le m \le 1$ ).



Рис.2. Условные и истинные диаграммы деформирования

Характеристики *E*,  $\sigma_{\rm r}$ ,  $\sigma_{\rm B}$ ,  $\delta_{\rm K}$  определяются при стандартных механических испытаниях лабораторных образцов (относительное удлинение  $\delta = \Delta l/l_0$  без учета изменения площади сечения  $F_0$ ),  $\sigma_0 = Q/F_0$ . Истинные напряжения ( $\sigma_{\rm H} = Q/F$ ) и деформации ( $e_u = dl/l$ ) определяются по фактическому сечению *F* и длине *l* рабочей части образца.

Аппроксимация истинной диаграммы деформирования проводится на основе степенного уравнения состояния

$$\sigma = \sigma_{\rm T} (e/e_{\rm T})^m, \tag{3}$$

где -  $e_{\rm T}$  предельная упругая деформация, определяющая начало пластического деформирования ( $e_{\rm T} = \sigma_{\rm T}/E$ ); m – показатель упрочнения, характеризующий сопротивление упругопластическим деформациям  $m = d\sigma/de$ .

На основе (3) для стадии упругого деформирования ( $\sigma \leq \sigma_{T}$ ) *m*=1. Для случая идеальной текучести ( $\sigma = \sigma_{T}, m = 0$ ).

Уравнение (3) справедливо во всем диапазоне упругих и упругопластических деформаций до момента разрушения, когда

$$e = e_{\kappa}, \sigma = S_{\kappa}, \tag{4}$$

где  $e_{\kappa}, S_{\kappa}$  - предельные величины для зоны шейки при разрушении

$$e_{\kappa} = \ln \frac{1}{1 - \psi_{\kappa}}; \qquad S_{\kappa} = \sigma_{\tau} (e_{\kappa} / e_{\tau})^{m}, \qquad (5)$$

где  $\psi_{\kappa}$  - относительное сужение в шейке при разрыве.

При возникновении пластических деформаций в зонах концентрации возникает нелинейное перераспределение локальных напряжений и деформаций (рис. 3) с соответствующим изменением коэффициентов  $K_{\sigma}$  и  $K_{e}$ , отличающихся от теоретического коэффициента концентрации  $\alpha_{\sigma}$  в (2)



Рис.3. Связь между коэффициентами концентрации  $\alpha_{\sigma}$ ,  $K_{\sigma}$ ,  $K_{e}$  и уровнем нагруженности  $\sigma_{n}/\sigma_{r}$ 

Из выражений (3)-(6) и рис. 2, 3 следует, что при решении первой фундаментальной задачи об анализе номинальных и локальных напряженнодеформированных состояний " $\sigma_n - e_n$ ", " $\sigma_{max} - e_{max}$ " при переходе в упругопластическую область деформации возрастают более существенно (100÷500 раз), чем напряжения (в 2÷2,5 раза). Это указывает на необходимость перехода от силовых расчетов прочности (в напряжениях  $\sigma$ ) к деформационным расчетам (в деформациях *e*). В этом случае поверочные уточненные расчеты по деформационным критериям могут выполняться по аналогии с (1) в деформациях

$$\{e_{n}^{\circ}, e_{\max}^{\circ}\} = F\{Q^{\circ}(F, W) / (E, \mu), m, (\sigma_{n}^{\circ} / \sigma_{T}), \alpha_{\sigma}, (K_{\sigma}, K_{e})\} \leq \{[e_{n}], [e_{\max}]\} = \frac{e_{\kappa}}{n_{en}, n_{e\max}},$$
(7)

где  $n_{en}, n_{e\max}$  - запасы по номинальным и локальным деформациям -  $n_{T} < \{n_{en}, n_{e\max}\} < n_{e};$  $\mu$  - величина, зависящая от уровня деформаций (0,25 $\leq \mu \leq 0,5$ ).

Если выражение (1) применить для проектных ситуаций (шкала ординат в зеленой зоне на рис. 1), то (7) – для опасных запроектных и гипотетических ситуаций (шкала

ординат в желтой и зеленой зонах на рис. 1). При проведении поверочных уточненных расчетов по (7) необходимо учитывать, что расчетные характеристики механических свойств ( $\sigma_{\rm T}, \sigma_{\rm B}, \psi_{\rm K}, m, \mu$ ) зависят от абсолютных размеров (площади, толщины, ширины, диаметра) опасных сечений элемента конструкции  $F_{\rm K}$ . Эти зависимости носят степенной вид

$$\{\sigma_{\mathrm{T}}, \sigma_{\mathrm{B}}, \psi_{\mathrm{K}}\} = \{\sigma_{\mathrm{T0}}, \sigma_{\mathrm{B0}}, \psi_{\mathrm{K0}}\} F\{F_0 / F_{\mathrm{K}}\}^{m_0}, \qquad (8)$$

где  $F_0$  – характеристика сечения образца;  $\sigma_{_{T0}}, \sigma_{_{B0}}, \psi_{_{K0}}$  - механические свойства образца;  $m_0$  - коэффициент чувствительности свойств к размерам сечений (0,03 $\leq$   $m_0 \leq$ 0,13).

К числу важных эксплуатационных факторов в уточненных поверочных расчетах по деформационным критериям (шкала абсцисс по рис. 1) относятся:

- температуры  $t^3$  (от криогенной) -269<sup>0</sup>С до высокой +1200<sup>0</sup>С и более;

- время  $\tau^3$  (от секундных  $10^{-6} \div 10^5$  с. до  $10^6$  час и выше);

- число циклов  $N^3$  (от однократных статических  $10^0$  до гигациклов  $10^{10}$  и более.

Для учета температурного фактора *t* можно использовать экспоненциальные зависимости

$$\{\sigma_{\rm T},\sigma_{\rm B},\psi_{\rm K}\} = \{\sigma_{\rm T0},\sigma_{\rm B0},\psi_{\rm K0}\}\exp[\beta(\frac{1}{t}-\frac{1}{t_0})],\tag{9}$$

где  $t_0$  - температура стандартных испытаний (обычно  $t_0 = +20^0$ C;  $\beta$  - характеристика чувствительности материала к температурному фактору ( $\beta_{\rm B} \leq \beta_{\rm T} \leq \beta_{\rm W}$ ).

Величина  $\beta_{T}$  уменьшается с увеличением  $\sigma_{T0}$  (40 $\leq \beta_{T} \leq 120$  при 200 $\leq \sigma_{T0} \leq 800$  МПа).

Для конструкционных сталей опасность снижения температур связана с переходом от вязких (пластичных) разрушений к хрупким в упругой области. Этот переход характеризуется критическими температурами  $t_{\kappa}$ . С целью исключения хрупких разрушений в эксплуатации в поверочные расчеты вводятся запасы по критическим температурам [ $\Delta t$ ].

$$t^{3} > t_{\kappa} + [\Delta t] \tag{10}$$

и повышенные запасы по критическим напряжениям  $n_{\sigma_{\rm K}} (n_{\rm T} \le n_{\sigma_{\rm K}} < n_{\rm B})$ .

В уточненных поверочных расчетах ресурса (по времени t и числу циклов N) по деформационным критериям при определении напряженно-деформированных состояний выделяют упругие  $e_e$  и пластические  $e_p$  составляющие деформаций по рис. 2 при

 $e = e_e + e_p. \tag{11}$ 

Многочисленными экспериментами показано, что при достижении предельного состояния (по образованию трещин или по полному разрушению при  $\tau = \tau_{\kappa}$  и  $N = N_{\kappa}$ ) справедливы степенные зависимости (рис. 4)

$$\{e_{e}, e_{p}\} \cdot \{\tau_{\kappa}^{m_{r}}, N_{\kappa}^{m_{N}}\} = \{C_{e}, C_{p}\},$$
(12)

где  $m_{\tau}, m_N, C_e, C_p$  - характеристики материала, зависящие от характеристик прочности и пластичности.

Величины *т* для упругих деформаций меньше, чем для пластических

 $(m_{\tau e} < m_{\tau p}, m_{N e} < m_{N p})$ . При увеличении статической прочности  $\sigma_{T}, \sigma_{B}$  величины  $m_{N e}$  и  $m_{N p}$  повышаются  $(0,08 \le m_{N e} \le 0,12; 0,5 \le m_{N p} \le 0,6)$ .



На основе выражений (9), (12) проводятся поверочные расчеты длительной циклической прочности с одновременным учетом  $t, \tau, N$  с использованием запасов по временному  $n_{\tau}$  и циклическому  $n_{N}$  ресурсу

$$n_{\tau} = \frac{\tau_{\kappa}}{\tau^{\mathfrak{I}}}; \quad n_{N} = \frac{N_{\kappa}}{N^{\mathfrak{I}}}.$$
(13)

При этом между запасами в (1), (7), (13) учитываются следующие неравенства

$$n_{\rm T} < n_{\rm e} < n_{\rm B} < \{n_{\tau}, n_{\rm N}\} \tag{14}$$

Учитывая нелинейность связей деформаций  $e, e_e, e_p$  и ресурса  $\tau, N$  в дополнение к запасам по (13) по аналогии с (7) вводятся запасы по суммарным деформациям *е* 

$$n_e^{\tau,N} = \frac{e_{\kappa}^{\tau,N}}{e^{\gamma}} \tag{15}$$

Эти запасы сопоставимы с  $n_{en}, n_{e \max}$ .

Для поверочных уточненных расчетов живучести при наличии дефектов по деформационным критериям необходимо решение краевой задачи о напряженнодеформированных состояниях в вершине трещины глубиной l (ось абсцисс на рис. 1). Это решение базируется на переходе от классической линейной механики разрушения к нелинейной с заменой коэффициента интенсивности напряжений  $K_l$  на коэффициенты интенсивности деформаций  $K_l$  и напряжений  $K_l$  по аналогии с (6) и (7)

$$\{K_{le}, K_{l\sigma}\} = F(\sigma_n / \sigma_{\tau}), m, K_l, l\}; K_l = \sigma_n \sqrt{\pi l} .$$
(16)

Важно, что при увеличении нагрузок  $K_{Ie}$  растет быстрее, чем  $K_I$ , а  $K_{I\sigma}$  медленнее (по аналогии с рис. 3). Для обеспечения живучести при кратковременном, циклическом и

длительном нагружении определяющее значение имеют температурно-временны́е  $(t - \tau)$  и циклические (N) степенные зависимости роста трещин l

$$\left\{\frac{dl}{d\tau}, \frac{dl}{dN}\right\} = C_{\tau,N} (K_{le})^{m_{\kappa}}, \qquad (17)$$

где  $C_{\tau,N}$ ,  $m_{\kappa}$  - характеристики условий нагружения и свойств материала ( $2 \le m_{\kappa} \le 4$ ).

Интегрирование (17) дает возможность построения диаграмм разрушения

$$l(N) = F\{K_{le}\}.$$
 (18)

В расчет вводятся запасы по  $K_{le}$  и l

$$n_{\kappa} = \frac{K_{lec}}{K_{le}^{3}}; \ n_{l} = \frac{l_{\kappa}}{l^{3}},$$
(19)

где  $K_{lec}$ ,  $K_{le}^{3}$  - критическое и эксплуатационное значение коэффициента интенсивности деформаций;  $l_{\kappa}$ ,  $l^{3}$  - критический и эксплуатационный размер трещины.

В практике расчетов принимается следующая связь запасов

$$n_{\rm T} < n_{\rm K} < n_e \,. \tag{20}$$

Так как параметры  $K_I, K_{Ie}, K_{Iec}$  в (17), (19) связывают напряжения  $\sigma$  (ось ординат на рис. 1), то эти параметры оказываются зависящими от  $t, \tau, N$  с учетом (17).

Все процессы и их характеристики в реальном представлении носят статистическую природу, варьируясь в зависимости от внешних воздействий, конструкторско-технологических решений при создании и эксплуатации машин. Учет этого привел к формированию в 70-80<sup>ые</sup> годы XX века вероятностных подходов к оценке надежности по критериям прочности, ресурса и живучести, закрепленный в соответствующих стандартах. Необеспеченность надежности во времени  $\tau$  обусловливает вероятность  $P(\tau)$  возникновения опасных повреждений, отказов, разрушений, аварий и катастроф. Каждому из этих опасных явлений соответствуют свои ущербы  $U(\tau)$  социально-экономического и техногенного характера. В сочетании параметры  $P(\tau)$  и  $U(\tau)$  определяют величины рисков  $R(\tau)$ . В наиболее простом виде можно принять

$$R(\tau) = F\{P(\tau), U(\tau)\} = P(\tau) \cdot U(\tau)$$
(21)

Наиболее применимой и важной являются: размерность  $P(\tau) - 1/год$ ;  $U(\tau) - руб$ .;  $R(\tau) - руб./год$ .

Многочисленный и систематический анализ тяжелых по последствиям явлений, их вероятностей  $P(\tau)$  и ущербов  $U(\tau)$  для различных опасных групп (классов) машин и объектов техники показал широкие пределы их изменений:  $P_{\kappa}(\tau)$  от  $10^{0}$  до  $10^{-2}$ ;  $U_{\kappa}(\tau)$  от  $10^{3}$  до  $10^{12}$  руб. и соответственно рисков  $R_{\kappa}(\tau)$  от $10^{3}$  до  $10^{10}$  руб./год при степенной связи между  $P(\tau)$  и  $U(\tau)$ .

Для обеспечения безопасности  $S(\tau)$  по критериям рисков необходимо расчетноэкспериментальное обоснование условий выполнения требований безопасности в рамках риск-ориентированного подхода, аналогично выражениям (1), (7), (13), (19).

$$R(\tau) = P(\tau) \cdot U(\tau) \le [R(\tau)] = \frac{R_{\kappa}(\tau)}{n_{R}},$$
(22)

где [ $R(\tau)$ ] – приемлемый, допустимый риск;  $R_{\kappa}(\tau)$  - критический, неприемлемый риск;  $n_{R}$  - запас по рискам.

С учетом сложности и вариативности всех процессов и параметров проектирования и функционирования машин, машинных комплексов и человеко-машинных систем методы определения, нормирования и регулирования запасов  $n_R$  в настоящее время только апробируются. Поэтому их величины находятся за пределами запасов  $n_{\sigma}$ ,  $n_{\tau}$ ,  $n_{\rm B}$ ,  $n_{\rm K}$  и приближаются к зоне запасов  $n_e$ ,  $n_{\tau}$ ,  $n_N$ ,  $n_I$ 

$$\{n_{\sigma}, n_{\mathrm{T}}, n_{\mathrm{B}}, n_{\mathrm{K}}\} \le n_{R} \le \{n_{e}, n_{\tau}, n_{N}, n_{l}\}.$$

$$(23)$$

Фундаментальной междисциплинарной проблемой для РАН, ОЭММПУ РАН, институтов РАН - ИМАШ, ИПмех, ИПУ, ИВТАН, ИПМАШ, ИМЕТ, ИФТПС, ИВМ, а также прикладных разработок для ведущих отраслевых НИИ – НИЦ КИ, ЦАГИ, ЦНИИМАШ, НИКИЭТ, ВИАМ, ЦНИИ КМ, ЦНИИТМАШ, ВНИИЖТ, НИИХИММАШ в перспективе до 2030 года становится реализация решений по переходу от традиционных методов проектирования и эксплуатации на основе запасов  $n_{\sigma}$ ,  $n_{\tau}$ ,  $n_{\rm B}$ ,  $n_{\kappa}$ ,  $n_{e}$ ,  $n_{\tau}$ ,  $n_{N}$ ,  $n_{l}$  [1-10] к новым методам, основанным на обеспечении ключевых запасов  $n_{R}$  с учетом их связи с традиционными [3, 7-10].

#### Литература

1. Машиностроение. Энциклопедия. Под ред. К.В. Фролова. – М.: Машиностроение, 1994-2015 гг., т.т. 1-40.

2. Болотин В.В. Методы теории вероятностей и теории надежности в расчетах сооружений. – М.: Стройиздат, 1982. – 351 с.

3. Безопасность России. Правовые, социально-экономические и научно-технические аспекты. – М.: МГОФ «Знание», 1998-2024, т.т. 1-69.

4. Работнов Ю.Н. Ползучесть элементов конструкций. – М.: Наука, 1966. – 752 с.

5. Серенсен С.В. Избранные труды. – Киев: Наукова думка, 1985, т.т. 1-3.

6. Фролов К.В. Избранные труды. – М.: Наука, 2007, т.т. 1-2.

7. Прочность, ресурс, живучесть и безопасность машин. Под. ред. Н.А. Махутова. – М.: Книжный дом «ЛИБРОКОМ», 2008. – 576 с.

8. Проблемы прочности, техногенной безопасности и конструкционного материаловедения / Ред. Н.А. Махутов, Ю.Г. Матвиенко, А.Н. Романов. – М.: ЛЕНАНД, 2018. – 720 с.

9. Исследования и обоснование прочности и безопасности машин / Под ред. Н.А. Махутова, Ю.Г. Матвиенко, А.Н. Романова. – М.: МГОФ «Знание», 2023. – 832 с.

10. Махутов Н.А. Безопасность и риски: исследования и разработки. – М.: Наука, 2017. – 724 с.

УДК 539.376

# КРИТЕРИЙ РАЗРУШЕНИЯ В ПОЛОМ ЦИЛИНДРЕ В УСЛОВИЯХ ВОДОРОДНОЙ КОРРОЗИИ ПРИ ВЫСОКОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

Назаров В.В.<sup>1</sup> – кандидат технических наук, научный сотрудник <sup>1</sup>Научно-исследовательский институт механики МГУ имени М.В. Ломоносова inmec130@mail.ru

# CRITERION FOR THE BEGINNING OF RUPTURE IN A HOLLOW CYLINDER UNDER CONDITIONS OF HYDROGEN CORROSION AT HIGH TEMPERATURE Nazarov Vladlen Vitalevich<sup>1</sup> - candidate of technical sciences, researcher

<sup>1</sup>Institute of Mechanics Lomonosov Moscow State University inmec130@mail.ru

**Abstract.** The modeling of physical and mechanical processes that have a decisive effect on the initial time of rupture in a steel hollow cylinder under internal pressure of hydrogen at high temperature is carried out. When hydrogen diffuses into a hollow cylinder, hydrogen chemically interacts with steel carbides, resulting in the formation of methane, which accumulates in microspores and causes cracking of steel. The criterion of the initial time of rupture, the equation of the thermo mechanical state of methane in a microspores, the ratio for porosity, as well as the equation of methane accumulation in the cross section of a hollow cylinder are proposed. **Key words:** hollow cylinder, high temperature hydrogen attack (HTHA), criterion of rupture.

Аннотация. Проведено моделирование физических и механических процессов, оказывающих решающее влияние на начальный момент разрушения в стальном полом цилиндре под внутренним давлением водорода при высокой температуре. При диффузии водорода в полый цилиндр происходит химическое взаимодействие водорода с карбидами стали, в результате чего образуется метан, который скапливается в микропорах и вызывает растрескивание стали. Предложены критерий начального момента разрушения, уравнение термомеханического состояния метана в микропорах, соотношение для пористости, а также уравнение накопления метана в поперечном сечении полого цилиндра.

Ключевые слова: полый цилиндр, водородная коррозия при высокой температуре, критерий разрушения.

Произведено моделирование процессов, оказывающих решающее влияние на зарождение коррозионных трещин. К таковым процессам относятся: накопление концентрации метана, развитие пористости, а также термическое состояние метана в микропорах обезуглероживаемой стали, которые могут привести к образованию коррозионных трещин. На практике воздействию водородной коррозии, в первую очередь, могут быть подвержены элементы конструктивных элементов, изготовленных из углеродистых и низколегированных сталей, применяющихся на аммиачных и нефтехимических заводах, на которых используют трубопроводы, теплообменники и сосуды под внутренним давлением, содержащие водород при высокой температуре [1–4]. Кроме этого, водородная коррозия возможна при нагреве или охлаждении парогенератора при получении водяного пара высокой температуры и давления с использованием теплоты сгорания водород-кислородной смеси [5].

Суть водородной коррозии заключается в том, что в диапазоне высоких температур от  $T_1 = 200$  до  $T_2 = 600$  °C (при температуре  $T > T_2$  происходит растворение карбидов и сталь перестает химически взаимодействовать с водородом) водород способен вступать в

79

химическую реакцию с карбидами железа. На границе соприкосновения со сталью молекулы водорода адсорбируют на атомы, которые затем диффундируют внутрь твердого тела. Из-за своего большого размера молекула метана не способна к диффузии в твердом теле, что приводит к накоплению и увеличению концентрации метана в микропорах. При достижении давлением метана предела прочности происходит локальное разрушение с образованием межкристаллитных трещин, которые способны приводить к хрупкому разрушению.

Для защиты от разрушительного воздействия водородной коррозии стараются предотвратить соприкосновение водорода с поверхностью стали. Одним из решений этого вопроса являются различные покрытия, позволяющие предотвратить адсорбцию молекул водорода на атомы. Но с течением времени эксплуатации эти покрытия могут подвергаться износу и повреждению. Для обнаружения микротрещин, вызванных водородной коррозией, на производствах используют различные методы неразрушающего контроля.

Поперечные срезы стального полого цилиндра, подвергнутого воздействию водородной коррозии при высокой температуре, свидетельствуют о том, что трещины локализуются в круговой области, расположенной между внутренним граничным радиусом и средней линией (Рис. 1).



Рис. 1. Расположение трещин на поперечных срезах стального полого цилиндра в условиях ползучести и водородной коррозии

Зарождение трещины в ползучести происходит, когда сумма двух окружных напряжений достигает предела кратковременной прочности:

$$\sigma_{\theta} + \sigma_{\theta}^{\omega} = \sigma_{\rm b}$$

где  $\sigma_{\theta}$  – окружное напряжение, возникающее под воздействием давления водорода внутри полости цилиндра,  $\sigma_{\theta}^{\omega}$  – окружное локальное напряжение, возникающее вокруг микропоры под воздействием давления метана,  $\sigma_{b}$  – предел кратковременной прочности, зависящий от концентрации метана *C*.

При определении локальных напряжений  $\sigma_{\theta}^{\omega}$  и  $\sigma_{r}^{\omega}$  рассмотрена плоская деформация с цилиндрическими микропорами с одними и теме же уравнениями, что при определении напряжений  $\sigma_{\theta}$  и  $\sigma_{r}$  для изотропного полого цилиндра из ползучего несжимаемого материала, но уже с другими граничными условиями:

$$\sigma_r^{\omega}\Big|_{r=R_1} = -p_c$$

$$\sigma_r^{\omega}\Big|_{r=R_2} = -\sigma_r$$

где  $\sigma_r$  – радиальное напряжение,  $\sigma_r^{\omega}$  – радиальное локальное напряжение, r – радиус поперечного сечения полого цилиндра,  $R_1$  – средний радиус микропоры,  $R_2$  – радиус рассматриваемой области вокруг микропоры,  $p_c$  – давление метана внутри микропоры (Рис. 2).



Рис. 2. Зависимости безразмерных напряжений и безразмерных локальных напряжений от соответствующих безразмерных радиусов

В уравнении состояния метана учтены: c, пористость  $\omega$ , а также температурный диапазон  $T_1 < T < T_2$  химического превращения водорода и углерода в метан:

$$\frac{p_c}{p_0} = \left(\frac{c}{c - \alpha c}\right) \left(\frac{T - T_1}{T_2 - \alpha T}\right) \exp(-\omega) + 1, \quad \omega\big|_{t=0} = 0, \quad p_c\big|_{t=0} = p_0$$

где  $\alpha$  – материальный параметр, который  $\alpha < 1$  и устраняет две особенности при  $c = c_0$  и  $T = T_2$ ,  $c_0$  – равновесная концентрация метана,  $\omega$  – пористость,  $p_0$  – атмосферное давление, t – время с момента подачи водорода в полость цилиндра (Рис. 3–4).





$$\omega = \frac{\Delta s}{s_0}$$

где  $s_0$  – площадь элементарного кольца поперечного сечения полого цилиндра в недеформированном состоянии,  $\Delta s$  – приращение площади элементарного кольца полого цилиндра в деформированном состоянии. В силу того, что перемещения заведомо значительно меньше радиуса полого цилиндра:

$$\omega = \frac{d\rho}{dr}, \quad \rho = u_r - u_r^{\omega}, \quad u_r \ge u_r^{\omega}$$

где  $u_r$  – перемещения в полом цилиндре из несжимаемого материала,  $u_r^{\omega}$  – перемещения в точно таком же полом цилиндре из материала с эволюцией пористости. Чтобы определить зависимость  $\omega(r)$  потребуется задать убывающую функцию  $\rho(r)$ , удовлетворяющую двум граничным условиям:  $\rho|_{r=a} = u_a - u_a^{\omega} > 0$  и в постановке задачи  $\rho|_{r=b} = u_b - u_b^{\omega} = 0$ , где  $u_a$  и  $u_a^{\omega}$  – перемещения на внутреннем граничном радиусе для несжимаемого материала и материала с эволюцией пористости,  $u_b$  и  $u_b^{\omega}$  – перемещения на внешнем граничном радиусе для несжимаемого материала и материала с эволюцией пористости.

В предположении того, что время, затрачиваемое на химическое превращение водорода и углерода в метан пренебрежимо мало, по сравнению со временем завершения процесса диффузии водорода внутрь полого цилиндра, для описания процесса накопления концентрации метана предложено использовать уравнение диффузии с одним начальным и двумя граничными условиями:

$$\frac{\partial c}{\partial t} = D \left( \frac{\partial^2 c}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \frac{\partial c}{\partial r} \right), \quad c \big|_{t=0} = \begin{cases} c_0 \operatorname{пр} \mathbf{u} \ r = a \\ 0 \operatorname{пp} \mathbf{u} \ r > a \end{cases}, \quad c \big|_{r=a} = c_0, \quad \frac{\partial c}{\partial r} \big|_{r=b} = 0$$

где *D* – коэффициент диффузии водорода,  $c_0$  – равновесная концентрация метана, которая определенным образом зависит от концентрации углерода в стали.

Решение уравнения диффузии получено как приближенным методом [6], так и числено на компьютере (Рис. 5).



Рис. 5. Решения уравнения диффузии: пунктирные линии – приближенные решения, сплошные линии – численные решения

Сравнение средних концентраций с численным решением в точной постановке

свидетельствует о высокой точности приближенного решения, которое представляется возможным использовать при анализе аналитических зависимостей между механическими характеристиками. Численное решение уравнения диффузии содержит один материальный параметр, который зависит от отношения граничных радиусов. Для его экстраполяции предложена двухпараметрическая степенная зависимость.

Таким образом, предложена модель, которая позволяет определить начальный момент разрушения в стальном полом цилиндре, находящегося в условиях водородной коррозии при высокой температуре, где отличительная особенность проявляется в месте зарождения трещины: в условиях водородной коррозии трещина зародится в области, ограниченной внутренним граничным радиусом и средней линией в поперечном сечении; при отсутствии водородной коррозии, когда только ползучесть – зарождение трещины следует ожидать на внешнем граничном радиусе, на котором окружное напряжение достигает предела кратковременной прочности.

### Литература

1. Benac D.J., McAndrew P. // Journal of Failure Analysis and Prevention. 2012. Vol. 12, № 6. P. 624–627.

2. Martin M.L., Dadfarnia M., Orwig S., Moore D., Sofronis P. // Acta Materialia. 2017. Vol. 140. P. 300–304.

3. Honma Y., Hashi K. // ASME. Proceedings of the Pressure Vessels and Piping Conference, 2019.Vol. 6A.

4. Swindeman M., Pavlina E.J., Perdomo J. // ASME. Codes and Standards Conference, 2021. Vol. 1.

5. Богомолов А.Р., Прибатурин Н.А., Темникова Е.Ю. // Вестн. Кузб. гос. техн. ун-та. 2011. № 2. С. 71–75.

6. Юмашев М.В., Юмашева М.А., Краснова П.А. // Вестн. Моск. ун-та. Серия 1. Математика, механика. 2010. № 4. С. 44–54.

Новоженова О.Г., к.т.н., ст.н.с.

Институт машиноведения им.А.А. Благонравова РАН, Москва info-viniti@yandex.ru

DEVELOPMENT OF HEREDITARY MECHANICS Y.N.RABOTNOV. KOLOKOLCHIKOV V.V. Novozhenova O.G., PhD, Senior Researcher The A.A.Blagonravov Institute of Machines Science of the RAS info-viniti@yandex.ru



 $(26.05.1944 \div 24.05.2002)$ 

**Abstract.** The use of a modified integral transformation and the method of successive approximations to problems of nonlinear viscoelasticity theory is briefly described. **Key words:** nonlinear viscoelasticity, M- transform, Laplace-Carlson.

**Аннотация.** Кратко изложено использование модифицированного интегрального преобразования и метода последовательных приближений к задачам нелинейной теории вязко-упругости.

Ключевые слова: нелинейная вязко-упругость, М-преобразование, Лапласа-Карлсона,

В. В. Учайкин, тот самый, который когда-то заявил о справедливости употребления названия дробной производной Герасимова - Капуто, мимоходом бросил: «За дальнейшим развитием этого направления(наследственной механики Ю.Н.Работнова[1-2]) можно проследить по книге [4]». При ознакомлении с монографией Владислава Владимировича Колокольчикова «Отображения функционалов памяти» выяснилось наличие у автора еще и монографии «Отображения. От чисел до функционалов» [3], которая по содержанию является вводной для осуществления подробных приложений модифицированного интегрального преобразования (МИП) отображения функций. В [3] рассмотрены основы теории отображений множеств чисел, функционалов, операторов, тензоров. Приводится информация о линейных функционалах, об обобщенных функциях, о линейных операторах, о дифференцировании отображений, об интегральных преобразованиях функций, об операторном методе Хевисайда, об алгебре некомутирующих операторов в обозначениях Маслова Г.Н.. Для решения проблемы некоммутативных операторов автором введены МИП  $M\sigma$  функционала  $\sigma$  в пространстве t, зависящего от  $\varepsilon$ , из интегрального преобразования Лапласа-Карсона, и преобразования состоящие алгебраизации А в образах. Последнее преобразование приводит к функциям от параметра

р. То есть,  $M\sigma = A\sigma^*$ . В частности, если функционал  $\Sigma$  является суммой многократных интегральных сверток, то МИП становится интегральным преобразованием. То есть,  $M\Sigma = \Sigma^*$ . В последней главе рассматриваются преобразования векторов, матриц, операторов физических величин и тензоров. В качестве примера отображения тензоров получено сведение решения задачи теории упругости с некоторой анизотропией к решению более простой задачи фиктивной изотропии[5].

В [4] дано развитие операторных методов и методов последовательных приближений для решения задач нелинейной теории вязко-упругости. В первой главе изложен метод отображений при решении линейных задач вязко-упругости со старением. Обсуждена единственность решения для квазистатической краевой задачи линейной теории вязко-упругости. Рассмотрено разделение переменных в линейной теории с пропорционально вырожденными ядрами релаксации напряжений. Введены двойные преобразования функций в линейной теории со старением. При нахождении резольвент для стареющих материалов использованы смешанные сверточно-суперпозиционные ряды. Учет неоднородного старения в рассматриваемом операционном методе был осуществлен Г.Ю.Ермоленко (в том числе и в нелинейном случае) под руководством В.В.Колокольчикова[6].

В главу 2 включено видение автора моделирования нелинейными функционалами наследственных свойств материала. Здесь речь идет о симметрии ядер и о принципе взаимности между собой многих моделей вязко-упругости. Кроме того, обсуждены ограничения, в моделировании свойств материала, при наличии инвариантности относительно ортогональных преобразований, зависящих от времени. При этом тензоры остаются на месте, как инвариантные объекты.

Третья глава соответствует кандидатской диссертации. В четвертой главе рассмотрено жестко-вязко-пластическое тело. В излагаемой модели, частном случае модели Н.Х.Арутюняна и Д.Д.Ивлева, только без старения, предел текучести заменен интегральным оператором. Глава 5 начинается с изложения в одном разделе метода линейных приближений Б.Е.Победри и упругих решений А.А.Ильюшина вместе с принципом сжимающих отображений[7]. Далее излагаются основные результаты докторской диссертации. Вводится модифицированное интегральное преобразование - М-преобразование. При этом силовые (статические) величины и геометрические преобразуются по-разному. Например, над напряжениями  $\varepsilon^{\otimes}$ -преобразование Лапласа-Карсона.

Преобразование Мо находится при помощи последовательных приближений

$$(M\sigma)^{(\nu)} = \sigma^{\otimes}(p) + (M\sigma)^{(\nu-1)} - (\sigma^{(\nu-1)})^{\otimes}$$
,  $\nu = 1, 2, \dots$ 

 $(M\sigma)^{(0)}=0,$ 

Верхний индекс в скобках – это номер приближения. В первом приближении  $(M\sigma)^{(1)} = \sigma^{\otimes}(p)$ 

где  $\sigma(t)$ , а потому и  $\sigma^{\otimes}(p)$ , известны. Из

$$\sigma^{\otimes}(p) = \varphi(\varepsilon^{(1)\otimes}(p), p)$$

находится первое приближение  $\varepsilon^{(1)\otimes}(p)$ , а после обращения  $\varepsilon^{(1)\otimes}(p)$  находится первое приближение  $\varepsilon^{(1)}(t)$ . Это значение подставляется в исходное отображение и находится первое приближение для  $\sigma^{(1)}(t)$ 

$$\sigma^{(1)}(t) = \sigma[\varepsilon^{(1)}].$$

Далее при v = 2 из соотношения для  $(M\sigma)^{(v)}$  находится второе приближение для  $(M\sigma)^{(2)}$ 

 $(M\sigma)^{(2)} = 2\sigma^{\otimes}(p) - (\sigma[\varepsilon^{(1)}])^{\otimes}.$ 

И так далее. Цикл по v продолжается. Найдены условия, приводящие к сходимости метода.

Рассматриваются системы уравнений с отображениями - системы нелинейной теории вязко-упругости, вообще говоря, со старением. Приводятся решения конкретных задач. Даются численные иллюстрации решений. Таким образом, проблема некоммутативных операторов разрешается, так как на каждом шаге для нахождения приближения  $\varepsilon^{(v)}(t)$  операторы свертки коммутативны, а на втором пол-шаге, когда находится  $\sigma^{(v)}$ , исходный оператор  $\sigma$ [...]известен и потому известен порядок его применения к  $\varepsilon^{(v)}$ .

Метод МИ-преобразований является разновидностью принципа Вольтерры– Фреше [4] для рассматриваемого класса связей S<sub>ij</sub>~e<sub>ij</sub>, но является обобщением метода преобразования Лапласа-Карсона, используемого в механике вязко-упругих материалов. Рассмотрим следующую нелинейную связь напряжений и деформаций для анизотропного наследственного материала:

$$\sigma(t) = \sum_{n=1}^{\infty} \int_{0}^{t} d\tau_{1} \int_{0}^{t_{1}} d\tau_{2} \dots \int_{0}^{\tau_{n-1}} d\tau_{n} R_{(n)}(t-\tau_{1}) \mathcal{E}(\tau_{1}-\tau_{2}) \dots \mathcal{E}(\tau_{n-1}-\tau_{n}) \mathcal{E}(\tau_{n})$$
(1)

Ядра  $R_n(t-\tau_1)$  являются функциями одного переменного  $t-\tau_1$ , но компонентами тензора 2n+2 ранга, которые перемножаются скалярно с компонентами деформаций 2n раз. Ядра  $R_{(n)}(t-\tau_1)$  имеют особенность δ-функции Дирака, нелинейную упругую модель в явном виде из (1) получить нельзя.

Обозначим при помощи × действие интегрального свертывания:

$$A(t) = B \times C \equiv \int_{0}^{t} B(t-\tau)C(\tau)d\tau \equiv \int_{-0}^{t} C(t-\tau)B(\tau)d\tau$$

$$\tag{2}$$

Действие этой свертки коммутативно.

С учетом этого обозначения соотношения (1) перепишутся:

$$\sigma(t) = \sum_{n=1}^{\infty} R_{(n)} \times \varepsilon^{\times n} , \qquad (3)$$

где 
$$\varepsilon^{\times n} = \varepsilon \times \varepsilon \times ... \times \varepsilon$$
 (n pa3). (4)

Здесь введена сверточная степень, действие свертки коммутативно.

Интегрированием по частям определяющие соотношения приводятся к виду

$$\sigma(t) = \sum_{n=1}^{\infty} \int_{-0}^{t} d\tau_1 r_{(n)}(t-\tau_1) \frac{\partial}{\partial \tau_1} \int_{-0}^{\tau_1} d\tau_2 \varepsilon(\tau_1-\tau_2) \cdot \frac{\partial}{\partial \tau_2} \int_{-0}^{\tau_2} d\tau_3 \varepsilon(\tau_2-\tau_3) \cdots \frac{\partial}{\partial \tau_{n-1}} \int_{-0}^{\tau_{n-1}} d\tau_n \varepsilon(\tau_{n-1}-\tau_n) \frac{\partial}{\partial \tau_n} \varepsilon(\tau_n)$$
(5)

Функции  $r_{(n)}(t-\tau_1)$  являются компонентами тензоров 2n+2 ранга, 2n раз скалярно перемножаемые с тензорами деформаций, входящими в (5). Функции  $r_{(n)}(t-\tau_1)$  связаны с  $R_n(t-\tau_1)$  следующими рекуррентными формулами:

$$r_{(n)}^{(k)}(\xi) = \frac{d}{d\xi} r_{(n)}^{(k-1)}(\xi) + r_{(n)}^{(k-1)}(0)\delta(\xi), \quad k=1,2,\dots,n$$

$$r_{(n)}^{(0)}(\xi) = r_{(n)}(\xi), \quad r_{(n)}^{(n)}(\xi) = R_{(n)}(\xi).$$
(6)

Введем другую интегральную свертку, отличную от (2):

$$A_0(t) = B \otimes C = \int_{-0}^{t+0} B(t-\tau) dC(\tau) .$$
(7)

Если В(-0)=0, С(-0)=0, (8)

то свертка (7) коммутативна

$$B \otimes C = C \otimes B \qquad , \tag{9}$$

С учетом соотношений (7) соотношения (5) перепишутся следующим образом:

$$\sigma(t) = \sum_{n=1}^{\infty} r_{(n)} \otimes \varepsilon^{\otimes n} , \qquad (10)$$

$$\varepsilon^{\otimes n} = \varepsilon \otimes \varepsilon \otimes \dots \otimes \varepsilon \qquad (n \text{ pas}) .$$
<sup>(11)</sup>

Если провести опыты на релаксацию напряжений

$$\varepsilon(t) = \varepsilon^0 h(t) \,, \tag{12}$$

то соотношения (10) преобразуются так:

$$\sigma(t) = \sum_{n=1}^{\infty} r_{(n)}(t) (\varepsilon^0)^n .$$
(13)

В области линейности связи  $\sigma \sim \varepsilon$  определяем  $r_{(1)}(t)$  из соотношений:

$$\sigma(t) \approx r_{(1)}(t)\varepsilon^0.$$
<sup>(14)</sup>

Далее в области квадратичной связи  $\sigma \sim \varepsilon$  находим  $r_{(2)}(t)$ 

$$\sigma(t) - r_{(1)}(t)\varepsilon^{0} \cong r_{(2)}(t)(\varepsilon^{0})^{2}.$$
(15)

В области кубической связи находим r<sub>(3)</sub>(t):

$$\sigma(t) - r_{(1)}(t)\varepsilon^0 - r_{(2)}(t)(\varepsilon^0)^2 \cong r_{(3)}(t)(\varepsilon^0)^3.$$
(16)

И так далее. Конечно, функции  $r_{(n)}(t)$  определяются с учетом анизотропии и в каждой области нелинейности необходимо сделать столько независимых опытов вида (12), сколько независимых функций  $r_{(n)}(t)$ . По найденным из опыта функциям  $r_{(n)}(t)$  и по формулам (6) можно найти функции  $R_{(n)}(t)$ , входящие в (3).

В задачах квазистатики к уравнениям (10) добавляются формулы Коши, уравнения равновесия, граничные условия, *причем для постановки с малыми деформациями граница неподвижна*.

Обозначим через  $\varphi^{\otimes}(p)$  - преобразование Лапласа-Карсона функции  $\varphi(t)$ :

$$\varphi^{\otimes} \equiv \varphi^{\otimes}(p) = p \int_{-0}^{\infty} \varphi(t) e^{-pt} dt, \, p > 0, \tag{17}$$

Свертка преобразуются, соответственно Лапласу-Карсону так:

$$A_0^{\otimes}(p) = B^{\otimes}(p)C^{\otimes}(p)$$

(18)

При помощи равенства (18) преобразуем соотношение

$$\sigma^{\otimes}(p) = \sum_{n=1}^{\infty} R^{\otimes}_{(n)}(p) \left[ \varepsilon^{\otimes}(p) \right]^n$$
(19)

Преобразования по Лапласу уравнений деформаций, равновесия, и граничных условий дает

$$\varepsilon_{ij}^{\otimes} = \frac{1}{2} (u_{i,j}^{\otimes} + u_{j,i}^{\otimes}), \qquad \sigma_{ij,j}^{\otimes} + \rho F_i^{\otimes} = 0,$$

$$\sigma_{ij}^{\otimes} n_j = P_i^{\otimes}, \ x \in S_{\sigma}, \qquad u_i^{\otimes} = u_{0i}^{\otimes}, \ x \in S_u.$$

$$(20)$$

Аналогично при помощи равенства (18) преобразуются соотношения (10)

$$\sigma^{\otimes}(p) = \sum_{n=1}^{\infty} r_{(n)}^{\otimes}(p) [\varepsilon^{\otimes}]^n \qquad .$$
<sup>(21)</sup>

Заметим, что в (19), (21) у компонент тензоров опущены индексы.

Полученные соотношения показывают, что интегральным преобразованием Лапласа-Карсона уравнения нелинейной вязко-упругости приводятся к уравнениям фиктивной нелинейной упругости в образах с постоянными материала, зависящими от параметра преобразования р. Чтобы получить решение исходной задачи нелинейной вязко-упругости, необходимо в решении соответствующей задачи нелинейной упругости заменить внешние силы и перемещения их образами, постоянные упругости заменить на образы функций влияния и сделать обратные преобразования.

Принцип Вольтерры предполагает малые деформации и неизменность границы. М.И. Лернер, ученик Колокольчикова, в своей кандидатской диссертации(1986) доказал, что метод М-преобразований применим и в случае конечных деформаций[8].

### Литература

1. Работнов Ю.Н. Элементы наследственной механики твердых тел. М.: Наука, 1977, 383 С.

2. Колокольчиков В.В. О сходимости метода последовательных приближений с интегральными преобразованиями для задач нелинейной вязко-упругости. Докл. АН СССР, 1980,т.245,№ 4, с.325-329 (предст. ак. Ю.Н,Работновым 23.10.1978).

3. Колокольчиков В.В. Отображения. От чисел до функционалов. УРСС, Москва, 1999, 172 С.

4. Колокольчиков В.В. Отображения функционалов памяти. УРСС,М.:, 2001,223 С.

5. Колокольчиков В.В. Об анизотропии, сводящейся при решении задач преобразованиями тензоров к фиктивной изотропии. Доклады АН СССР, 1988, т.300, № 3, с. 567-570 (представлено акад. В.В.Новожиловым 2.02.1985).

6. Ермоленко Г.Ю., Колокольчиков В.В. О решении задач главной кубической теории вязко-упругости для неоднородно стареющих тел. Доклады АН Арм. ССР, 1984, т. LXXVIII, № 4, с.159-164.

7. Колокольчиков В.В., Лернер М.М., Масиевская О.М. О методе последователь-ных приближений в задаче для пористой нестабильной вязко-упругой трубы при смешанных краевых условиях. Прикл. механика, Киев, 1983, т.19, № 8, с.41-48.

8. Лернер М.М., Колокольчиков В.В. Конечные деформации левого желудочка сердца. Тезисы докл. III Всесоюзной конф. по проблемам биомеханики, Рига, 1983, т.1, с.39-40.

# МЕТОДИКА ОПРЕДЕЛЕНИЯ СТОЙКОСТИ К ПОВРЕЖДЕНИЯМ РАБОЧИХ ЛОПАТОК КНД ПО ПОРОГОВОМУ КОЭФФИЦИЕНТУ ИНТЕНСИВНОСТИ НАПРЯЖЕНИЙ

Пахомов Н.А.<sup>1</sup> – инженер-конструктор, Артамонов М.А.<sup>2</sup> – к.ф.-м.н., начальник бригады отдела прочностных испытаний, Старшинов Д.С. – начальник бригады отдела прочности ОКБ им. А.Люльки – филиал ПАО «ОДК-УМПО» nikolaphoton@gmail.com<sup>1</sup>, maxartamonov@gmail.com<sup>2</sup>

## METHODOLOGY OF DETERMINATION LPC ROTARY BLADES DAMAGE RESISTANCE BY THRESHOLD STRESS INTESIFY FACTOR

**Pakhomov N.A.<sup>1</sup>** – design engineer, **Artamonov M.A.<sup>2</sup>** – Cand. Sc. (Physics and Mathematics), head of Strength Tests Department team, **Starshinov D.S.<sup>3</sup>** – head of Strength Department team <sup>1,2,3</sup>A. Lyulka Design Bureau PJSC «UEC-Ufa Engine Industrial Association» Subsidiary nikolaphoton@gmail.com<sup>1</sup>, maxartamonov@gmail.com<sup>2</sup>

**Abstract.** During the operation of the GTE, foreign objects (FO) may enter the flow path, which may cause damage and the development of a fatigue crack. The first stage LPC blades are most at risk. To increase their survivability when FO hits, laser shock peening technology is being developed. To establish the most optimal processing areas, a method was developed. to determine the length of damage of the rupture type, from which a fatigue crack is guaranteed to grow, depending on the distribution of dynamic stress in the blade. This method can be used for different vibration modes. This made it possible to calculate the threshold crack sizes along the leading and trailing edges of the first stage LPC blade.

Keywords: LPC blade, foreign object damage, threshold stress intensity factor, fracture modeling

Аннотация. При эксплуатации ГТД возможно попадание посторонних предметов (ПП) в проточную часть, что может вызвать повреждение и развитие усталостной трещины. Наибольшей опасности подвергаются рабочие лопатки первой ступени КНД. Чтобы повысить их живучесть при попадании ПП, разрабатывается технология лазерного ударного упрочнения. Для установления наиболее оптимальных областей обработки была разработана методика по определению длины повреждения типа разрыва, от которой гарантированно пойдет рост усталостной трещины, в зависимости от распределения динамического напряжения в лопатке. Данная методика может применяться для разных колебательных форм. Это позволило рассчитать пороговые размеры трещины вдоль входной и выходной кромки пера рабочей лопатке первой ступени КНД.

Ключевые слова: лопатка КНД, попадание постороннего предмета, пороговый коэффициент интенсивности напряжений, моделирование трещины

Эксплуатация летательных аппаратов всегда будет сопровождаться рисками попадания ПП. Этому особенно подвержены детали газотурбинного двигателя. Процесс работы двигателя сопровождается большим расходом атмосферного воздуха, вместе с ним в проточную часть неизбежно попадают ПП (песок, лед и т.п.), что приводит к повреждению элементов двигателя (Рис.1). Наибольшая повреждаемость наблюдается в рабочих лопатках первой ступени КНД, так как они являются одними из первых деталей в проточной части двигателя.

Наиболее опасным типом повреждения является разрыв на кромке пера, при его появлении возникает протяженный несплошность с острым концентратором на конце (Рис.1 в). Он может привести к зарождению усталостной трещины и к последующему разрушению лопатки. Тип повреждения - разрыв наиболее близок по своей форме к усталостной трещине.



#### Рис.1. Примеры типов повреждений: а – смятие; б – вырыв; в – разрыв

Для определения напряженно-деформированного состояния в вершине трещины используют коэффициент интенсивности напряжений (КИН), который зависит от длины трещины и напряжение, действующее на деталь [1].

$$\Delta K = \Delta \sigma \sqrt{\pi \cdot l \cdot Y}$$

где Δσ — размах приложенного напряжения; 1 — длина трещины; Y — коэффициент, зависящий от размеров образца или детали.

Усталостное разрушение разделяют на два этапа — зарождение усталостной трещины до порогового значения длины, (длина трещины  $L_{th}$  при которой КИН достигает  $K_{th}$ ), и далее ее рост до критической длины, после которой деталь мгновенно разрушится (КИН =  $K_{Ic}$ ) [2]. Таким образом, усталостное разрушение можно охарактеризовать двумя параметрами — пороговый КИН ( $K_{th}$ ), выше которого трещина гарантированно начнет усталостно расти, и критический КИН или вязкость разрушения ( $K_{Ic}$ ,  $K_{fc}$ ), при котором наступает мгновенное разрушение.

Рабочие напряжения для лопаток КНД соответствуют механизму многоцикловой усталости (МнЦУ) и находятся ниже предела усталости (количество циклов усталостной долговечности превышают 10<sup>7</sup> циклов) [2]. Рабочие лопатки находятся в условиях высокочастотного нагружения (~500–1000 Гц). Поэтому при появлении повреждения от попадания ПП, сопоставимого с пороговым значением длины усталостной трещины, рост трещины и последующее разрушение может произойти за один полетный цикл. Так как КИН зависит от напряжения, то вдоль входной и выходной кромок пера лопатки пороговая длина трещины будет различна.

В настоящее время разрабатывается перспективный способ упрочнения лопаток ГТД – лазерное ударное упрочнение. Для его применения необходимо определить места на пере лопатки, для которых требуется подобная обработка и их размеры. Представленная в работе модель, позволяет провести оценку размера минимального повреждения вдоль кромок пера лопатки, от которого гарантировано, пойдет рост усталостной трещины. Полученную зависимость можно учитывать при разработке технологии упрочнения пера лопатки. Сложность данной задачи является то, что нагружение лопатки является динамическим, а расчет КИН производится при статическом нагружении. В данной работе был реализован алгоритм в программном комплексе ANSYS, который решает данную проблему. По результатам проведенной работы была получена зависимость пороговой длины трещины от напряженного состояния вдоль входной и выходной кромки пера рабочей лопатки КНД.

Материал лопатки – двухфазный титановый сплав ВТ6. Расчеты проводились для температуры 20 °C, физические свойства материала для этой температуры представлены в таблице 1.

Плотность, кг/м <sup>3</sup>	Модуль упругости, ГПа	Коэффициент Пуассона	Пороговый КИН (K <sub>th</sub> ), МПа√мм
4430	123	0,34	136

Таблица 1. Физические свойства титанового сплава ВТ6 [3, 4]

Для определения КИН необходимо провести численное моделирование

распределения напряжений. Расчет КИН возможен в статическом анализе модуля «Static Structural». Поэтому для моделирования амплитуды колебаний в статическом расчете был использован способ по воспроизведению напряженного состояния динамически нагруженной системы [5].

Строятся две конечно-элементные модели (КЭМ) рабочей лопатки — с внедренной плоской трещиной на входной кромке и на выходной кромке (Рис. 2) [6]. Расчет проводился по наиболее виброактивной форме колебаний – первой изгибной f1.

Лопатка закрепляется согласно условиям эксплуатации – создается ограничение перемещений по замку и бандажной полке. Проводится первичный расчет динамических характеристик лопатки по колебательным формам (модальный анализ) с учетом центробежных сил от вращения с частотой 10200 об/мин. По его результатам составляется текстовый файл, содержащий координаты узлов КЭМ и их перемещение по трем направлениям. Однако полученное распределение перемещений носит исключительно качественный характер, поэтому была проведена их нормализация по результатам тензометрирования лопаток в полетных условиях. Максимальные напряжения, полученные по тензодатчикам по первой колебательной форме, сравнивались с напряженным состоянием в КЭМ в областях крепления тензодатчиков. Отношение этих величин дает коэффициент нормализации. Умножив его на перемещения в каждом узле, полученные результаты загружаются в статический анализ для определения параметра КИН [7].



Рис.2. КЭМ рабочей лопатки первой ступени КНД с плоской трещиной на выходной кромке. Количество узлов – 232229, элементов – 136023

Чтобы определить, как будет меняться пороговая длина трещины вдоль кромок пера лопатки, необходимо автоматизировать процесс расчета. Для этого проводится параметризация следующих значений: высота плоской трещины относительно подошвы замка лопатки и длина плоской трещины. Для оптимизации времени расчета высота вдоль кромок задавалась с шагом 4 мм, а длина трещины определена для значений 0,05, 0,1, 0,15, 0,2, 5, 10 мм. Выходным параметром является среднее значение КИН по фронту трещины.

После серии расчетов, проводится обработка результатов. Для каждого сечения определяется функциональная зависимость, близкая к степенной, по ее пересечению со значением порогового КИН (K<sub>th</sub>) и определяется значение длины не распространяющейся (пороговой) трещины.

Для каждого положения трещины вдоль входной и выходной кромки пера рабочей лопатки была создана КЭМ и проведен расчет по определению среднего значения КИН. Максимальный размер трещины сравнивался с суммарными радиальными напряжениями вдоль входной и выходной кромки пера лопатки (Рис. 4).



Рис.3. Зависимость среднего значения КИН от длины трещины для входной кромки на высоте 98 мм от подошвы замка



Рис.4. Зависимость порогового длины трещины и суммарных радиальных напряжений по выходной (а) и выходной (б) кромке пера рабочей лопатки КНД для первой колебательной формы

Был выбран размер повреждения 10 мм, по достижению которого считается, что повреждение гарантированно приводят к разрушению лопатки. В дальнейшем данный размер может быть скорректирован. Видно, что наиболее напряженные участки лопатки относятся к нижней части как для входной, так и выходной кромки пера. Начиная с определенной высоты, пороговая длина трещины резко возрастает, поэтому область, которую необходимо обязательно упрочнять, должно быть не меньше этой высоты. Для входной кромки она составила ~248 мм от подошвы замка, для выходной кромки ~226 мм.

Была определена зависимость пороговой длины трещины по входной и выходной кромки пера от распределения динамического напряжения в рабочей лопатке 1 ступени КНД по первой колебательной форме. Применение методики по моделированию колебаний динамически нагруженной системы в статической задаче [5], позволяет провести приведенный расчет и для других колебательных форм. Это дало возможность определить наиболее оптимальные места применения лазерной ударной обработки пера

рабочей лопатки.

### Литература

1. Терентьев В.Ф., Кораблева С.А. Усталость металлов. — М.: Наука, 2015, 484 с.

2. 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. Кн. 3: Эксплуатация и надежность ГТД и ЭУ. М.: Наука, 2012. 616 с.

3. Справочник ВИАМ «Авиационные материалы. Том 5. Магниевые и титановые сплавы». — М.: МАП, 1986. — 585 с.

4. Гладковский В.А., Вассерман Н.Н., Калугин В.Е. Исследование влияния асимметрии цикла нагружения на характеристики трещиностойкости высокопрочных сплавов // Механическая усталость металлов : Материалы VI Международ. Коллоквиума. — Киев : Наук. Думка, 1983, 297-302 с.

5. Определение напряженного состояния лопатки ГТД с трещиной через модальный и статический анализ в программном комплексе ANSYS // Современные подходы и тенденции развития структурно-фазовых, химико-аналитических методов анализа : материалы XV Всероссийской конференции – НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ. – М. : НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ, 2023, 225-233 с.

6. Трушин С.И. Метод конечных элементов. Теория и задачи: учеб. пособие. М.: Изд-во АСВ, 2008 — 256 с.

7. Морозов Е.М., Муйземнек А.Ю., Шадский А.С. ANSYS в руках инженера. Механика разрушения. М.: Ленанд, 2010. 456 с.

### ЗАДАЧИ О РОСТЕ ТРЕЩИН РАССЛОЕНИЯ В КОМПОЗИТАХ

**Полилов А.Н.** – д.т.н., г.н.с., **Волкова О.Ю.** – м.н.с. Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН

polilovan@mail.ru

# PROBLEMS ON CRACKS OF DELAMINATION IN COMPOSITE MATERIALS Polilov A.N. – Doctor of Technical Sciences, Chief Researcher, Volkova O.Yu. – Junior Researcher

Blagonravov Mechanical Engineering Research Institute of the Russian Academy of Sciences polilovan@mail.ru

**Abstract.** Delamination of polymer matrix composites is the most common type of failure, and the analysis of delamination crack growth conditions remains relevant. Along with computer modeling methods, the application of the energy criterion of delamination growth makes it possible to estimate critical loads, analyze the types of stability loss of peeled layers and indicate the depth of the most dangerous location of defects of the non-glue type. The conditions of delamination growth under bending, torsion and compression of laminated composite.

**Key words:** composite material, fiber-reinforced plastic, delamination, energy criterion of failure, bending, torsion, compression, scale effect of strength.

Расслоение Аннотация. композитов с полимерной матрицей \_ наиболее распространенный вид разрушения, и анализ условий роста трещин расслоения остается актуальным. методами компьютерного моделирования Наряду с применение энергетического критерия роста расслоений позволяет оценить критические напряжения, проанализировать виды потери устойчивости отслаиваемых слоев и указать глубину наиболее опасного расположения дефектов типа непроклея. Рассмотрены условия роста расслоений при изгибе, кручении и сжатии.

Ключевые слова: композитный материал, армированный волокнами пластик, расслоение, энергетический критерий разрушения, изгиб, кручение, сжатие, масштабный эффект прочности.

**Введение.** Наряду с бесспорными преимуществами, определяемыми высокими удельными упруго-прочностными характеристиками, полимерные волокнистые композиты обладают существенным недостатком, связанным с возможностью расслоения около дефектов типа непроклеев. В классических работах [1-3] были обоснованы различные варианты энергетического критерия роста расслоений, но важность анализа подобного вида разрушения композитов обуславливает продолжающийся интерес к его анализу [4]. Последние работы авторов [5-6] посвящены описанию масштабного эффекта прочности с применением энергетического критерия расслоения композитов.

Цель настоящей статьи акцентировать внимание на особенностях развития расслоений при наличии исходных, технологических непроклеев или эксплуатационных дефектов, вызванных, например, низкоскоростным ударом (LVI – low velocity impact).

1. Энергетический критерий расслоения и масштабный эффект прочности. Критерий расслоения может быть сформулирован в виде равенства механической работы dA и суммы приращения упругой энергии dU, работы разрушения dR и диссипации dT:  $dA \ge dU + dR + dT$ . (1)

Дифференцирование проводится по времени или по площади трещины *S*, при этом считается, что  $dR = \gamma dS$ , где  $\gamma$  – удельная работа расслоения. За краткое время страгивания трещины захваты системы нагружения практически не смещаются, поэтому в (1) считается dA = 0. Диссипацию  $dT \approx 0$  сложно оценить, и критерий (1) сводится к

энергетическому критерию Гриффитса  $-\frac{\partial U}{\partial S} = \gamma$ .

Необходимое условие расслоения можно принять в разностной форме в виде превышения начального уровня накопленной энергии  $U_0$  над конечным уровнем  $U_1$  на величину работы разрушения  $R = \gamma S$ :

$$U_0 \ge U_1 + R. \tag{2}$$

Тот факт, что упругая энергия пропорциональна объему тела, а разрушение происходит по поверхности, приводит к неизбежной зависимости критического напряжения от абсолютных размеров тела.

**2.** Расслоение балок при изгибе. Влияние размера и места расположения непроклея. Трехточечный изгиб балки длины 2L с центральной трещиной длиной 2l в среднем по высоте сечения можно заменить изгибом консольной балки длины L с расслоением длины l (рис. 1). Прогиб такой балки под действием концевой силы P и накопленную упругую энергию легко рассчитать по теореме Кастильяно:

$$v = \frac{P}{EI} \left[ \int_{0}^{l} 4(L-x)^{2} dx + \int_{l}^{L} (L-x)^{2} dx \right] = -\frac{P}{3EI} \left[ 4(L-x)^{3} \Big|_{0}^{l} + (L-x)^{3} \Big|_{l}^{L} \right] =$$

$$= \frac{4PL^{3}}{3EI} f; f = \left[ 1 - \frac{3}{4} \left( 1 - \frac{l}{L} \right)^{3} \right]; I = \frac{wh^{3}}{12}; U_{1} = fU_{0};$$

$$U_{0} = \frac{1}{2} Pv = \frac{8P^{2}L^{3}}{Ewh^{3}} f = \frac{v^{2}Ewh^{3}}{32L^{3}f}; U_{0} - U_{1} = (1-f)U_{0} = \gamma w(L-l),$$
(3)

где *Е* – продольный модуль Юнга, *h*, *w*, *L* – высота, ширина и длина балки.



Puc.1. Схема консольной балки с начальным межслойным непроклеем, разрушающейся в виде развития расслоения под действием изгибающей силы P и крутящего момента М

В случае расслоения посредине, без начального дефекта энергетический критерий (2) принимает форму:

$$U_0 - U_1 \approx {}^3\!\!\!/ 4 U_0 = \gamma w L, \tag{4}$$

а критическое значение наибольшего касательного напряжения в нейтральном сечении, которое обычно принимают за прочность межслойного сдвига, окажется зависящим не только от отношения L/h пролета к толщине, но и от абсолютных размеров балки:

$$\tau_0 = \frac{3P^*}{2wh} = \frac{h}{L} \sqrt{\frac{3E\gamma}{2h}}.$$
(5)

С ростом толщины балки h при сохранении подобия размеров L/h критическое напряжение (5) существенно снижается, что может привести к преждевременному разрушению, если при расчете использовать значение прочности межслойного сдвига, определенное при стандартном изгибе короткой балки с сечением 6х6 мм.

3. Рост расслоений в композитных пластинах при кручении. Влияние наличия непроклеев. На основе энергетического критерия (2) можно описать

зависимости предельного крутящего момента от длины и глубины залегания сквозного непроклея при кручении полосы из слоистого полимерного композита типа углепластика. На рис. 1 изображен плоский прямоугольный образец длиной *L*, шириной *w* и толщиной *h*, с межслойным искусственным сквозным непроклеем длиной *l*, расположенным на глубине  $h_1 = \alpha h$ , ( $\alpha \le \frac{1}{2}$ ). Один конец образца фиксирован, а к другому приложен крутящий момент  $M_0$ , и накопленная упругая энергия может быть оценена простым суммированием по расслоенной и целым частям

$$U_{0} = \frac{M_{0}^{2}}{2} \left( \frac{L-l}{C_{0}} + \frac{l}{C_{1}} \right), \tag{6}$$

где крутильная жесткость сечения полосы без расслоения:

$$C_0 = G_{xy} w h^3 \beta(c); \ c = \frac{w}{h\sqrt{g}}; \ g = \frac{G_{xy}}{G_{xz}}.$$
Для  $\beta(c)$  справедлива следующая

аппроксимация

$$\beta(c) = 0.33 - 0.21/c \ (c \ge 2). \tag{7}$$

Крутильная жесткость сечения расслоенной полосы, состоящей из двух частей:

$$C_{1} = G_{xy}wh^{3} \left[ \beta \left( \frac{c}{\alpha} \right) \alpha^{3} + \beta \left( \frac{c}{1-\alpha} \right) (1-\alpha)^{3} \right].$$
(8)

Работа расслоения  $R = \gamma (L-l) w$  считается пропорциональной площади поверхности разрушения.

После полного расслоения на всю длину L упругая энергия двух полос толщиной  $\alpha h$  и  $(1-\alpha)h$  равна

$$U_1 = \frac{M_1^2 L}{2C_1}.$$
 (9)

Угол закручивания считается неизменным в процессе быстрого разрушения («жесткое» нагружение), поэтому

$$M_1 = M_0 \left[ \frac{l}{L} + \frac{L - l}{L} \frac{C_0}{C_1} \right].$$

Из энергетического критерия (2) находим

$$M_{0} = \sqrt{2w\gamma kC_{0} \left(k-1\right)^{-1} \left(1-\varepsilon+k\varepsilon\right)^{-1}},$$
(10)

где  $\varepsilon = \frac{l}{L}; k = \frac{C_0}{C_1}.$ 

При отсутствии начального расслоения  $\varepsilon = 0$ , для сечения в виде вытянутого прямоугольника можно приближенно считать  $\beta \approx 1/3$ , k = 4:

$$M_0^* = 2/3 w h^2 \sqrt{2G_{xy} \gamma / h}.$$
 (11)

Из (10) можно показать, что для фиксированной длины l наиболее опасен непроклей, расположенный в середине по толщине ( $\alpha = 0.5$ ).

Если непроклей имеет малую длину и расположен близко от поверхности, расслоение возможно не по дефекту, а по середине сечения. Сравнивая (10) с (11), можно для известной длины непроклея l указать глубину его залегания  $\alpha h$ , когда он не будет развиваться, т.к. при кручении раньше выполнится условие расслоения по среднему сечению при моменте  $M_0^* < M_0$ .

Отметим, что уравнения (10), (11), как и (5), описывают масштабный эффект, т.е. зависимость критических напряжений от абсолютных размеров сечения: с ростом толщины «прочность» снижается, что должно учитываться в расчетах.

**4.** Выщелкивание слоёв над непроклеем при сжатии. Если в сжимаемом стержне (рис. 2) существует сквозная (на всю ширину *w*) трещина расслоения длины *l*, то разрушение может развиваться по пяти различным механизмам:

1) выпучивание слоя над трещиной без её роста; 2) выпучивание с одновременным подрастанием трещины на длину  $\xi$  в каждую сторону; 3) отслоение с выщелкиванием на всю длину L стержня, 4) выпучивание с отслоением до одного ближайшего края стержня, находящегося на расстоянии b от конца трещины; 5) расслоение не по плоскости, где есть трещина, а на слои характерного размера. Чтобы предсказать механизм развития расслоения, необходимо выяснить, для какого механизма критическое напряжение наименьшее.



Рис.2. Механизм выщелкивания слоя характерной толщины при сжатии

Для механизма 1) критическое эйлерово напряжение выражается в виде:

$$\sigma_e = \frac{\eta E h^2}{l^2}; \left(\eta = \frac{\pi^2}{3}\right).$$
(12)

Последний механизм 5) возможен при малой длине l начальной трещины расслоения. В энергетическом условии типа (2) для отслоения и выщелкивания слоя (рис. 2) толщиной h на всю длину L и всю ширину пластины w, упругая энергия после выщелкивания слоя состоит из энергии сжатия  $U_c$  и энергии изгиба  $U_b$ ,

$$U_0 = U_1 + R; \quad U_1 = U_c + U_b. \tag{13}$$

В исходном состоянии при сжатии напряжением  $\sigma$  упругая энергия слоя:  $U_0 = \frac{1}{2}\sigma^2 whL/E$ . После выщелкивания напряжение в слое равно эйлеровому (12):

$$\sigma_e = \eta E h^2 / L^2 \ll \sigma, \tag{14}$$

где  $\eta = \pi^2 / 12 = 0.822$  – при свободном опирании концов;  $\eta = \pi^2 / 3 = 3.29$  – при жестком защемлении;  $\eta = 1.68$  – при защемлении одного конца слоя. В условие расслоения в (13) надо подставить энергию сжатия  $U_c = \frac{1}{2}\sigma_e^2 whL/E$  и энергию изгиба:

$$U_{b} = \frac{1}{2} E I \int_{0}^{L} (v'')^{2} dx = (Ewh^{3} / 12) \times (\pi^{4} v_{0}^{2} / L^{3}) = \sigma_{e} (\sigma - \sigma_{e}) whL / E, \qquad (15)$$

где  $I = wh^3/12$  – момент инерции сечения слоя; форма прогиба слоя принята в виде  $v = v_0 \sin^2(\pi x/L)$ ,  $x \in (0,L)$  – для защемленных концов; для других граничных условий результаты совершенно идентичны с точностью до значения  $\eta$ . Чтобы найти амплитуду прогиба  $v_0$ , надо принять, что концы стержня не смещаются в результате выпучивания, так как смещение от изгиба компенсируется уменьшением сжимающего напряжения до эйлерова. Тогда условие (13) сводится к квадратному уравнению:  $\sigma^2 = \sigma_e^2 + 2\sigma_e(\sigma - \sigma_e) + 2E\gamma/h$ , из которого определяется напряжение при выщелкивании слоя заранее неизвестной толщины h:

$$\sigma = \sigma_e + \sqrt{2E_x \gamma / h} \,. \tag{16}$$

Из условия  $\partial \sigma / \partial h = 0$  находится характерная толщина слоя  $h^*$ , соответствующая минимальному критическому напряжению  $\sigma^{\min}$ :

$$\boldsymbol{h}^* = \left[ \gamma \boldsymbol{L}^4 / \left( 8\eta^2 \boldsymbol{E}_x \right) \right]^{1/5}. \tag{17}$$

Подстановка (17) в (16) дает

$$\sigma^{*}(L) = \sigma^{\min} = \frac{5}{2} \left( \frac{\eta E^{3} \gamma^{2}}{2L^{2}} \right)^{1/5}.$$
 (18)

«Прочность», как видно из (18), зависит от длины образца L, и это необходимо учитывать, как при постановке экспериментов, так и при создании расчетных схем, включающих характерный размер материала, связанный с толщиной слоя (17), выщелкивание которого происходит при наименьшем напряжении. Это важно для оценки опасности межслойных дефектов, которая определяется не только их размерами, но и глубиной залегания. Наиболее опасен дефект на критической глубине  $h^*$  (17).

Для механизмов 3) и 4) лишь немного видоизменяется выражение (16):

$$\sigma = \frac{\eta E h^2}{L^2} + \sqrt{\frac{2E\gamma}{Lh}(L-l)} \quad ; \quad \left(\eta = \frac{\pi^2}{12}\right). \tag{19}$$

$$\sigma = \frac{\eta E h^2}{(l+b)^2} + \sqrt{\frac{2E\gamma b}{(l+b)h}} \ ; \ (\eta = 1.68).$$
 (20)

Для наиболее интересного случая 2) сохраняются выражения для  $U_0$ ,  $U_c$ ,  $U_b$  с точностью до замены L на  $l_1 = l + 2\xi$ :  $U_{0,c} = \frac{1}{2}\sigma_{0,e}^2 whl_1 / E$ ;  $U_b = \sigma_e (\sigma - \sigma_e) whl_1 / E$ ; и  $R = 2\gamma w\xi$ . Уравнение (16) приобретает вид

$$\sigma = \frac{\eta E h^2}{l_1^2} + 2\sqrt{\frac{\gamma E \xi}{l_1 h}} = \frac{A}{(1+z)^2} + B\sqrt{\frac{z}{1+z}};$$

$$A = \frac{\eta E h^2}{l^2}; \left(\eta = \frac{\pi^2}{3}\right); B = \sqrt{\frac{2\gamma E}{h}}; z = \frac{2\xi}{l}.$$
(21)

При  $z = 0 \Longrightarrow \sigma = \sigma_e = A$ ;  $\sigma \xrightarrow{z \to \infty} B$ . Условие  $\partial \sigma / \partial z = 0$  определяет из (21) длину дополнительного отслоения  $2\xi^*$ , соответствующую минимальному критическому напряжению, и приводит к алгебраическому уравнению

$$(1+z)^3 = az; \ a = (2A/B)^2,$$
 (22)

которое можно исследовать численно. При a < 6.75 корней (22) нет, поэтому наименьшее значение критического напряжения соответствует z = 0 ( $\xi = 0$ ) – (12), т. е. выпучиванию над расслоением без его роста. Один двойной корень соответствует точке перегиба, и попрежнему наименьшее напряжение равно эйлеровому (12):  $\sigma(z=0) = \sigma_e(l)$ .

Условие выпучивания с дополнительным отслоением обязательно выполняется при  $a \ge 16$ , когда  $2 \xi > 1.5l$ . В общем случае при 6.75 < a < 16, необходимо численно решать уравнение (22) и сравнивать критическое напряжение (21) с эйлеровым напряжением (12) и с выражениями (19), (20). На практике должен реализоваться механизм роста трещины расслоения, соответствующий наименьшему напряжению, которое и следует принимать за расчетное. Необходимо отметить, что безразмерный параметр a в (22) зависит не только от свойств композита E,  $\gamma$  и отношения l/h, но и от абсолютных размеров l и h, т.е. смена механизмов разрушения и критические напряжения связаны с масштабным фактором, что необходимо учитывать при расчетах.

5. Расслоение трубы, сжимаемой наружным давлением. Влияние размеров и расположения непроклея на критическое напряжение [5]. Если адгезионное разрушение на угол  $\varphi$  произошло в виде развития первоначального непроклея с угловым раствором  $\varphi_0$ , расположенного на глубине  $h_0$ , то в выражение для работы расслоения надо внести уменьшенную площадь дополнительного расслоения, что эквивалентно пропорциональному уменьшению удельной работы расслоения  $\gamma$ .

Наиболее опасен непроклей на характерной глубине  $h^*$  от внутренней поверхности, но при наличии непроклеев возможны различные варианты развития адгезионного разрушения, рассмотренные в [5].

Должен произойти тот вариант разрушения, который соответствует меньшему критическому напряжению, и соответствующие оценки требуют дополнительного анализа с учетом реальных размеров трубы и свойств композита. Подобные оценки позволяют обоснованно интерпретировать результаты неразрушающего контроля, направленного на идентификацию размеров и координат расположения непроклеев в композитных трубах или сосудах давления.

**Выводы.** Энергетический критерий расслоения, включающий удельную работу расслоения с размерностью (Н/м=Дж/м<sup>2</sup>), отличной от размерности напряжений (МПа), позволяет:

1. оценить критические напряжения при начале роста расслоений,

2. указать наиболее опасное расположение непроклеев в композитной пластине или трубе,

3. описать масштабный эффект прочности,

4. служить основой для тестирования корректности различных методов компьютерного моделирования роста расслоений.

#### Литература

1. Качанов Л.М. Разрушение композитных материалов путём расслоения // Механика полимеров. 1976. № 5. С. 918 – 922.

2. Болотин В.В. Дефекты типа расслоений в конструкциях из композитных материалов // Механика композитных материалов. 1984. № 2. С. 239 – 255.

3. Полилов А.Н., Работнов Ю.Н. Развитие расслоений при сжатии композитов // Известия АН СССР. Механика твёрдого тела. 1983. № 4. С. 166 – 171.

4. Raimondo A., Urcelay Oca I., Bisagni C. Influence of interface ply orientation on delamination growth in composite laminates // Journal of Composite Materials. 2021. Vol. 55. No 27. P. 3955 – 3972.

5. Полилов А.Н., Склемина О.Ю. Энергетический критерий адгезионного разрушения композитной трубы под действием внешнего давления // Клеи. Герметики. Технологии. 2023. № 11. С. 41 – 48.

6. Polilov A.N. Problems on delamination of fibrous composites (To the 110<sup>th</sup> anniversary of the birth of Yu.N. Rabotnov)// Mechanics of Composite Materials. 2024. Vol. 60. No. 3. P. 535 – 548.

# ГЕОМЕТРИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ СТАЛЕБЕТОННЫХ СТЕРЖНЕЙ

Помазов А. П. – аспирант кафедры теории сооружений и технической механики, ассистент кафедры железобетонных, каменных и деревянных конструкций, Хазов П. А.– к. т. н, доцент, доцент кафедры теории сооружений и технической механики, с. н. с., Ситникова А. К. – аспирант кафедры теории сооружений и технической механики ФГБОУ ВО «Нижегородский государственный архитектурно-строительный университет» e-mail: pomazov.a.p@yandex.ru

## GEOMETRICAL MODELING OF DEFORMATION AND DESTRUCTION PROCESSES OF STEEL-CONCRETE RODS

Pomazov A. P – postgraduate student of the chair of theory of structures and technical mechanics, assistant of the chair of reinforced concrete, stone and wooden structures, Khazov P. A. – candidate of technical sciences, associate professor of the chair of theory of structures and technical mechanics, senior researcher, Sitnikova A. K. – postgraduate student of the chair of theory of structures and technical mechanics «Nizhny Novgorod State University of Architecture and Civil Engineering» e-mail: pomazov.a.p@yandex.ru

**Abstract.** The article presents an analytical piecewise given function that allows, using a mathematical apparatus, to describe the process of deformation of steel-concrete rods consisting of a concrete core in a steel shell. A geometric criterion of load-bearing capacity is also proposed, which unambiguously determines the moment when safe operation of the structure is impossible.

Key words: pipe concrete, experimental studies, deformation model, bearing capacity, strength.

Аннотация. В статье приводится аналитическая кусочно-заданная функция, позволяющая при помощи математического аппарата описать процесс деформирования сталебетонных стержней, состоящих из бетонного сердечника в стальной оболочке. Также предложен геометрический критерий несущей способности, однозначно определяющий момент, когда безопасная эксплуатация конструкции невозможна.

**Key words:** трубобетон, экспериментальные исследования, модель деформирования, несущая способность, прочность.

Вопрос расчета сталежелезобетонных конструкций на прочность, жесткость и устойчивость, а также разработка методик их проектирования и конструирования в настоящее время, когда растет спрос на строительство высотных зданий, особенно актуален, поскольку такие конструкции эффективно сочетают в себе положительные свойства стали и бетона, а также нивелируют свои недостатки.

Исследованием физико-механических свойств, особенностей работы и методов определения несущей способности трубобетонных элементов активно занимаются отечественные [1, 2] и зарубежные [3, 4] ученые, однако на данный момент остаются открытыми вопросы учета совместной работы стальной обоймы и бетонного сердечника.

В настоящем исследовании авторы предлагают методику аналитического описания процесса деформирования сталежелезобетонных стержней малой гибкости, а также геометрический критерий потери несущей способности. Полученные зависимости могут быть полезны при разработке систем автоматизированного расчета и проектирования сталежелезобетонных конструкций.

#### Материалы и методы

Для проведения экспериментальных исследований и испытания образцов осевой сжимающей нагрузкой использовался пресс П-125. Особенности изготовления образцов, методика испытаний и описание экспериментальной установки приведены в [5].

По мере нагружения образцов нагрузкой измерялись осевые деформации, определяемые как взаимное сближение торцов цилиндров при помощи индикатора часового типа S379 ИЧ 50х0,01 с точностью 0,01 мм. По результатам исследований построены диаграммы зависимости между осевыми деформациями и уровнем продольной сжимающей нагрузки (рис. 2).

Диаграммы деформирования для сталебетонных стержней строились в одной системе координат с диаграммами для полых стальных труб с соответствующими размерами. По рис. 2 видно, что графики деформирования пропорциональны, переход из упругой стадии работы в пластическую происходит при одних и тех же относительных деформациях  $\Box = 0.015$ . Бетонный сердечник, заключенный в стальную обойму, вносит определенный вклад в несущую способность композитной конструкции, который является постоянным на всем протяжении нагружения [6, 7]. В статье [7] авторами предложена инженерная методика, позволяющая определять продольное усилие на любом этапе деформирования:

$$P_{tb}(\Delta) = P_t(\Delta) \cdot \left(1 + 2.5 \cdot \frac{P_b^{cr}}{P_t^{cr}}\right)$$

где  $P_t(\Delta)$  и  $P_{tb}(\Delta)$  – осевое сжимающее усилие в полой стальной трубе и в трубе с бетонным сердечником при осевой деформации  $\Delta$ ;

 $P_t^{cr}$  и  $P_b^{cr}$  – разрушающее осевое усилие для стальной трубы и бетонного сердечника при их раздельной работе.



результаты экспериментальных исследований для стальной трубы

результаты экспериментальных исследований для сталебетонных стержней
 осредненная диграмма деформирования для стальной трубы, полученная по экспериментальным данным

диаграмма деформирования сталебетонного стержня, построенная по инженерной модели

Рис.1. Диаграммы продольного деформирования стальных и сталебетонных образцов при действии осевой сжимающей нагрузки, построенные по результатам экспериментальных исследований и по инженерной модели деформирования: а – оболочка-труба 60х2.0; б – оболочка-труба 76х3.0; в – оболочка-труба 102х3.5

#### Результаты и обсуждения

Предложенная инженерная модель позволяет с достаточной точностью получать зависимость  $P - \Delta$  для сталебетонных стержней, количественно оценивать значения деформаций и скорость деформирования при осевом сжатии, однако при этом подходе график для композита получается путем масштабирования графика для полой стальной трубы, что не позволяет использовать данную модель в расчетных комплексах.

Для полученных в результате экспериментальных исследований диаграмм была подобрана аналитическая зависимость, которая при помощи кусочно-заданной функции может математически описывать процесс деформирования изучаемых сталебетонных стержней. Данная функция представлена прямой линией AB в области упругих деформаций ( $0 \le \varepsilon \le 0.01$ ), которая плавно и непрерывно переходит в логарифмическую кривую BC, характеризующую пластический характер деформирования.

$$P_{tb}(\Delta) = A \cdot lg(k_{\Delta}) \cdot \Delta$$
 при  $0 \le \varepsilon \le 0.01$ 

$$(P_{tb}(\Delta) = A \cdot lg(k_{\Delta} \cdot \Delta)$$
 при  $\varepsilon > 0,01$ 

где  $\Delta$  – абсолютное значение осевых деформаций, мм;

А – постоянная величина для изучаемой конструкции, определяемая по формуле

$$\begin{cases} A = k_m \cdot P_t^{cr} \cdot \left(1 + k_b \cdot \frac{P_b^{cr}}{P_t^{cr}}\right) \end{cases}$$

где  $k_m = 0.85 -$ коэффициент масштабирования модели;

 $k_b = 2.5 -$ коэффициент, учитывающий вклад сердечника в работу композитной конструкции, зависящий от вида применяемого для изготовления сердечника материала;  $k_{\Delta} = 5 -$ коэффициент масштабирования перемещений.



• • результаты экспериментальных исследований для сталебетонных стержней

осредненная диграмма деформирования для стальной трубы, полученная по экспериментальным данным

диаграмма деформирования сталебетонного стержня, построенная по математической модели

Рис.2. Диаграммы продольного деформирования стальных и сталебетонных образцов при действии осевой сжимающей нагрузки, построенные по экспериментальным данным и по математической модели деформирования: а – оболочка-труба 60х2.0; б – оболочка-труба 76х3.0; в – оболочка-труба 102х3.5

Диаграммы деформирования представляют собой непрерывные монотонно возрастающие функции, при этом необходимо четко установить момент потери несущей способности. Предлагается принимать за критерий потери несущей способности, когда невозможно дальнейшая безопасная эксплуатация конструкции, точку *D*, соответствующую моменту условного разрушения. Эта точка определена из условия, чтобы при разгружении конструкции (линия  $DA_1$ , параллельная упругому деформированию AB), остаточные деформации не превышали предельного значения  $\varepsilon_{res}^{cr}$ .

Математически данное условие выглядит следующим образом:

$$\begin{cases} P_{tb}(\Delta) = lg(k_{\Delta}) \cdot (\Delta - \Delta_{res}^{cr}) \\ P_{tb}(\Delta) = lg(k_{\Delta} \cdot \Delta) \end{cases},$$

Приравнивая правые части выражений, получим уравнение для определения  $\Delta^{cr}$ 

$$lg(k_{\Delta}) \cdot (\Delta^{cr} - \Delta_{res}^{cr}) = lg(k_{\Delta} \cdot \Delta^{cr}),$$

где  $\Delta_{res}^{cr} = \varepsilon_{res}^{cr} \cdot L_0$  – критическое абсолютное значение остаточных осевых деформаций образца при его разгружении, мм;

*L*<sub>0</sub> – первоначальная длина образца, мм.

Определив из этого уравнения значение  $\Delta^{cr}$ , становится возможным определение предельного осевого усилия (несущая способность сечения) по формуле:

$$P_{tb}{}^{cr} = A \cdot lg(k_{\Delta} \cdot \Delta^{cr}).$$

### Заключение

По результатам проведенного исследования получена кусочно-заданная функция (линейная при упругих деформациях, логарифмическая – при неупругих) для аналитического описания процесса деформирования композитных сталебетонных стержней. Разработан геометрический критерий потери несущей способности при монотонно возрастающей кривой деформирования, позволяющий однозначно определять значение критической продольной силы, при которой остаточные деформации превышают допускаемые значения.

#### Литература

1. Овчинников И.И., Овчинников И.Г., Чесноков Г.В., Михалдыкин Е.С. О проблеме расчета трубобетонных конструкций с оболочкой из разных материалов. Часть 1. Опыт применения трубобетона с металлической оболочкой // Интернет-журнал Науковедение. 2015. Т. 7, №4 [Электронный ресурс]. URL: http://naukovedenie.ru/PDF/95TVN415.pdf (дата обращения: 20.07.2022).

2. Кришан А.Л., Заикин А.И., Купфер М.С. Определение разрушающей нагрузки сжатых трубобетонных элементов // Бетон и железобетон. 2008. №2. С. 22–25.

3. Li P., Zhang T., Wang C. Behavior of Concrete-Filled Steel Tube Columns Subjected to Axial Compression. // Advances in Materials Science and Engineering. 2018. Pp. 1-15. DOI: 10.1155/2018/4059675.

4. Zhang T., Gong Y.Z., Ding, F.X., Liu, X.M., Yu Z.W. Experimental and numerical investigation on the behavior of concrete-filled rectangular steel tubes under bending. Structural Engineering and Mechanics, An Int'l Journal. 2021. Vol. 78. №. 3. P. 231-253.

5. Хазов П.А., Помазов А.П. Прочность и продольный изгиб трубобетонных стержней при центральном сжатии // Строительная механика и конструкции. 2023. № 2(37). С. 77-86.

6. Несветаев Г. В., Резван И.В. Оценка прочности трубобетона // Фундаментальные исследования. 2011. № 12–3. С. 580-583.

7. Khazov P.A., Erofeev V.I., Nikitina E.A., Pomazov A.P. Experimental and analytical models of longitudinal deformation in pipe-concrete specimens with small cross-sections // Строительная механика инженерных конструкций и сооружений. 2023. Том 19, N 4. Pp. 410-418.

# ВИБРОАКУСТИЧЕСКОЕ СМЯГЧЕНИЕ ПРИ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОМ ЭФФЕКТЕ

Скворцов О.Б. – к.т.н., с.н.с., Сташенко В.И. – к.ф.-м.н., в.н.с. Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН e-mail oleg.b.skvorcov@gmail.com

### VIBROACOUSTIC SOFTENING WITH ELECTROPLASTIC EFFECT Oleg B. Skvortsov – PhD, Senior Researcher, Vladimir I. Stashenko – PhD, Leading Researcher.

Blagonravov Mechanical Engineering Research Institute of the Russian Academy of Sciences e-mail oleg.b.skvorcov@gmail.com

**Abstract.** In the work, the physical mechanism of the electroplastic effect is considered as a multi-stage action of an electric pulse on a metal conductor. The electric pulse acts on the conductor, causing a shock-vibration mechanical response in it. Such vibrations have a physical effect on the conductor material similar to the action of an ultrasonic pulse, which is accompanied by an increase in deformability, plasticity, as well as changes in the microstructure, similar to acoustic softening and .

**Key words:** electroplastic effect, acoustic softening, mechanical shock, vibroacoustic response, loading diagram.

Аннотация. В работе рассматривается физический механизм электропластического эффекта как многоступенчатое действие электрического импульса на металлический материал. Действуя на металлический образец электрический импульс, вызывает в нем ударно-вибрационный механический отклик. Физическое воздействие таких колебаний стимулирует пластическую деформацию металла, влияет на его микроструктуру и функциональные свойства. Действие электрического импульса на металлический материал имеет аналогию с действием ультразвукового импульса.

**Ключевые слова:** электропластический эффект, акустическое смягчение, механический удар, виброакустический отклик, диаграмма нагружения.

### Введение

Электропластический эффект характерен для большого количества различных металлов и сплавов с различной микроструктурой. Он проявляется как существенное снижение сопротивления деформированию и увеличение пластичности при обработке металлов давлением [1]. Эффект проявляется при пропускании через зону деформации импульсов электрического тока высокой плотности (от десятков до тысяч A/мм<sup>2</sup>) и малой длительности (50-200 мкс). Действие электропластического эффекта приводит к изменениям микроструктуры металлов (изменение размеров зерна, снятие остаточных напряжений, упрочнение и разупрочнение, активация движения дефектов, микротрещин и дислокаций). Сложности с расширением области применения эффекта связаны с неоднозначным пониманием физических процессов, лежащих в его основе. Для объяснения механизма действия электропластического эффекта было предложено несколько теорий. К таким теориям относится проявление пинч-эффекта, действие «электронного ветра» на кристаллическую решетку и дислокации, негомогенное выделение тепла от протекающего тока и т.п. Несмотря на большое количество гипотез однозначно объяснить получаемые экспериментальные данные не удается [1, 2]. Традиционные методы исследований при изучении электропластического эффекта сводятся к анализу диаграмм деформации. Диаграммы показывают изменение величины квазистатического механического напряжения в исследуемом образце на испытательной машине в условиях воздействия на область концентратора напряжений электрических

импульсов. Действие электрического импульса режиме растяжения образца проявляется в виде скачкообразных провалов на кривой, как показано на рис. 1.



Рис.2. Диаграмма зависимости механического растягивающего усилия от времени для образца нержавейка толщиной 0,5 мм Полная диаграмма – а, область разрушения – b

Такой анализ позволяет определить медленные динамические изменения в процессе деформирования. Другие методы исследований состоят в изучении результатов влияния электропластического эффекта на структурные изменения металлах. В этих затруднительно получить данные о динамических случаях крайне пронессах. происходящих в металлах при электропластическом эффекте. Следует отметить, что согласно электродинамической теории электропластического эффекта [3] именно динамические процессы в металле во время действия электрического импульса имеют доминирующее влияние на получаемые результаты применения эффекта. В этой работе приведен критический анализ таких теорий как влияние теплового действия тока и его Электроиндукционное действие влияние на движение дислокаций в металле. электрического импульса приводит к формированию в металле импульса механических напряжений. Особенность применения электропластического эффекта состоит в том, что при воздействии электрического импульса на металл в нем действительно наблюдаются значительные по величине механические колебания [1]. В работе экспериментально изучались динамические процессы металле, и анализировался механизм ЭПЭ.

#### Методика экспериментальных исследований

При экспериментальном исследовании динамических процессов в металле при воздействии электрических импульсов была использована установка, структура которой представлена на рисуке 2. Металлический образец 1 в испытательной машине 2 закреплен через электрические изолирующие прокладки 3. Деформацию и квазистатическое механическое напряжение контролируют механическими тензодатчиками 4, а на образец поданы импульсы от генератора прямоугольных импульсов 5. Динамические процессы вибрации контролируют акселерометром 6, который закреплен на образце и по изменения тока через изменения магнитной индукции около образца датчиком Холла 7. Датчики соединены с системой компьютерного анализа из DAQ 8 и компьютера 9.

Применение миниатюрного трехкомпонентного акселерометра с высокой р частотой установочного резонанса и быстродействующего датчиками магнитной индукции с малым времекнем отклика позволяет получить удовлетворительное временное разрешение при анализе быстропротекающих процессов с временным разрешением до нескольких микросекунд. Такое разрешение не может быть обеспечено датчиками 4, работа которых основана на принцепе измерения перемещений (деформации), величина которых уменьшается пропорционально квадравту частоты при одинаковой величине ускорения (виброперегрузки).



*Рис.2. Структура стенда для исследования виброакустического отклика на действие электрического импульса при изучении электропластического эффекта* 

### Обсуждение результатов

Пример изменения магнитной индукции и виброперегрузки для образца из титана в виде прутка диаметром 3 мм представлены на рисунке 3. Влияние самоиндукции и скинэффекта на фронтах импульса приводит к плавному изменению тока и создаваемого им магнитного поля. Именно на этих участках наблюдается формирование сигналов виброперегрузок. Наиболее активно вибрация возбуждается в начальные моменты переднего и заднего фронтов, причем форма импульсов виброперегрузки близка, но противоположна по знаку для этих участков. К моменту достижения током максимального значения виброперегрузка снижается и максимальные токи и магнитные поля не проявляют себя в качестве источника виброперегрузки. Отметим, что в этотм интервален и выделение тепла от протекающего тока максимальное, но не оказывает заметного влияния на возбуждение виброперегрузки. Такой интервал времени, соответствующий плоской вершине импульса тока можно уменьшить, сокращая его длительность. При этом, как показывает эксперимент, несмотря на на сокращение тепловыделения и длительности воздействия электрических и магнитных полей на такие структурные элементы как дислокации, наблюдается рост амплитуды виброперегрузки и увеличение эффективности проявления электропластического эффекта. Рост амплитуды виброперегрузки связан с интерференцией вибрации создаваемой на переднем и заднем фронтах импульса в этом случае. Интервал длительностей электрического импульса в 50таким образом оказывается наиболее эффективным для проявления 200 мкс электропластического эффекта и используется в качестве типичного в описаниях экспериментов в различных публикациях по данной теме. Наблюдаемый импульс виброперегрузки можно рассматривать как причину активации структурных изменений в материале проводника.



Рис.3. Магнитная индукция и виброперегрузка для проводника из титана. Касательная компонента магнитной индукции Bc -1, радиальная компонента магнитной индукции Bk – 2 и виброперегрузка в g -1

Проявление электропластического эффекта не является единственным технологическим приемом, способствующим повышению деформируемости и изменению структуры металла при его обработке. К таким прриемам относится гомогенный или негомогенный нагрев металла. Такой нагрев может быть реализован с использованием различных методов с применением внешнего источника тепла. Например, за счет пропускания по металлу постоянного электрического тока или использование высокочастотного индукционного нагрева. Применение нагрева металла оказывает схожее [4] действие с электропластическим эффектом. При этом используют те же методы оценки влияния на диаграммы деформации при нагреве [4]. Отличие состоит в существенно более низкой энергетической эффективности применения нагрева металла. Сходство этим технологий заключается в том, что нагревание металла, по существу, является нействием, направленным на повышение средней скорости колебаний микрочастиц металла.

Другой технологический прием, используемый при обработке металла является воздействие прмого механического удара по металлу в процессе ковки. Такие удары также возбуждают процесс распространения колебаний по материалу и приводят не только к деформированию, но к микроструктурным изменениям в материале.

Еще один технологический прием получит название акустического смягчения и заключается в локальном воздействием вибрации или ультразвука на область деформации [5-7]. Такое воздействие также улучшает деформируемость металла и обеспечивает изменение микроструктуры сходные с действием на металл при электропластическом эффекте. Такое акустическое смягчение оказывает сходное воздействие и при его исследовании часто используют методы экспериментальных исследований связанные с его влиянием на диаграммы нагружения, причем воздействие ультразвукового импульса формирует на диаграмме деформации скачкообразные провалы, аналогичные провалам на диаграмме нагружения при использовании электропластического эффекта.

Перечисленныен технологические приемы дополнительного энергетического воздействия на металл по своему действию похожи на действие электрических импульсов при проявлении электропластического эффекта, но никак не связаны с прямым электрическим или магнитным воздействием на материал. С учетом этого можно предположить двухступенчатую модель механизма электропластичности. На первом этапе в материале проводника при воздействии электрического импульса формируется механический ударно-волновой процесс затухающих вибраций [3]. На втором этапе возникающие виброперегрузки вызывают в материале образца процессы акустического
смягчения материала, не связанные с проявлением электрических или магнитных сил. Эти два последовательных этапа привязаны к поступлению каждого из фронтов внешнего электрического импульса, поскольку такой импульс можно представить как последовательное действие двух ступенчатых изменений электрического воздействия, сдвинутых во времени и имеющих противоположные полярности. Это объясняет противоположные по знаку отклики по виброперегрузке вначале каждого из фронтов электрического импульса.

При использовании рассматриваемой модели двухзступенчатого действия электрического импульса важное внимание уделяется ударно-вибрационному воздействию металлический работе влияние вибрации на материал. В [8] рассматривалось, но как побочное воздействие. Аналогия влияния процессов вибраций при импульсном действии тока на металл и его акустическое смягчение при ультрозвуковом импульсном воздействии указывают схожесть механизмов воздействия.

### Заключение

Рассмотрение новой двухступенчатой модели механизма электропластического эффекта позволяет не только объяснить особенности получаемых экспериментальных данных, но и сосредоточить внимание на изучении особенностей процессов преобразования электроимпусного воздействия на металл. Основным в предлагаемой модели механизм ударно-волнового воздействия на металл, влияющий на его деформацию и структуру. Такой подход расширяет возможности технологического применения ЭПЭ, который во многих случаях более энергоэффективен, не требует сложного оборудования, например, чем ультразвуковое воздействие для получения акустического смягчения.

## Литература

1. Троицкий О.А. Электропластический эффект в металлах // Изд-во «Ким Л.А.», М.:, 2021. – 467 с.

2. Liu, Jiahao, Jia, Dongzhou, Ying, Fu, Kong, Xiangqing, Lv, Zhenlin, Zeng, Erjun, Gao, Qi Electroplasticity effects: from mechanism to application // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. VL - 131. 2023/09/08 DOI - 10.1007/s00170-023-12072-y.

3. Sutton A.P., Todorov T.N, Theory of electroplasticity based on electromagnetic induction // *Physical review materials*, 2021, Vol: 5, № 11, 113605-1-113605-19, DOI: https://doi.org/10.1103/PhysRevMaterials.5.113605

4. Brandt J. Ruszkiewicz Evaluation of Thermal Mechanisms to Predict the Transient Electroplastic Effect in Aluminum and an Investigation of Electrically Assisted Drilling // Clemson University, Dissertations. 2113., 5-2018. – 202 p.

5. Xu Si-nuo, Feng Ying-hao, Wang Chun-hui, Qian Ling-yun, Sun Chao-yang, Feng Shaochuan. Theory and application research progress of acoustic effect in ultrasonic vibration assisted plastic forming[J]. Journal of Plasticity Engineering, 2023, 30(6): 67-87 https://doi.org/10.3969/j.issn.1007-2012.2023.06.006

6. Aida Estevez-Urra, Jordi Llumà, Ramón Jerez-Mesa,\* and Jose Antonio Travieso-Rodriguez Monitoring of Processing Conditions of an Ultrasonic Vibration-Assisted Ball-Burnishing Process // Sensors 2020, 20, 2562; doi:10.3390/s20092562 www.mdpi.com/journal/sensors

7. Han Guang-chao, Lü Pei, Wan Wei-qiang, Bai Wei, Xu Lin-hong, Liu Fu-chu. Investigation on interfacial friction characteristics of ultrasonic vibration-assisted micro-extrusion forming. Journal of Plasticity Engineering, 2023, 30(6): 133-141 https://doi.org/10.3969/j.issn.1007-2012.2023.06.011

8. Ерилова Т.В. Влияние импульсов электрического тока на свойства и структуру малоуглеродистых и низколегированных сталей // Автореферат диссертации на соискание ученой степени кандидата технических наук Новокузнецк. 1998. – 22 с.

# АНАЛИЗ АНИЗОТРОПИИ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ОДНОНАПРАВЛЕННЫХ УГЛЕПЛАСТИКОВ ПРИ МАЛОМ ЧИСЛЕ ЦИКЛОВ НАГРУЖЕНИЯ

Фомина Е.И. – м.н.с., Думанский А.М. – д.ф.-м.н., г.н.с., Алимов М.А. – к.т.н., с.н.с. Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН e-mail 89150682218@mail.ru

### ANALYSIS OF THE ANISOTROPY OF THE MECHANICAL PROPERTIES OF UNIDIRECTIONAL CFRP UNDER REPEATED LOADING-UNLOADING

**Fomina E.I.<sup>1</sup>** - Junior Research Scientist, **Dumansky A.M.<sup>2</sup>** - Dr.Sc. in Phy. & Math., Chief Research Scientist, **Alimov M.A.<sup>2</sup>** - Ph.D. in Eng., Senior Research Scientist.

Blagonravov Mechanical Engineering Research Institute of the Russian Academy of Sciences e-mail 89150682218@mail.ru

**Abstract.** A method for constructing a constitutive hereditary relation to describe the behavior of unidirectional CFRP under off-axis repeated loading-unloading is proposed. The constitutive relation parameters giving a good agreement between the experimental and calculated data are obtained.

Key words: hereditary mechanics, nonlinear deformation, hysteresis curves.

Аннотация. Предложена методика построения определяющего соотношения наследственного типа для описания поведения образцов из однонаправленного углепластика при малом числе циклов нагружения. Получены параметры определяющего соотношения, дающие хорошее согласие опытных и расчетных данных.

Ключевые слова: наследственная механика, нелинейное деформирование, кривые гистерезиса.

Термопластичные полимерные композиционные материалы (ПКМ) обладают значительным потенциалом применения в авиационной и ракетно-космической технике благодаря высокой ударопрочности и хорошему сопротивлению трещинообразованию [1]. Большинство ПКМ, как правило, имеют однонаправленную микроструктуру, например, слоистые и тканые композиты. Поэтому ключевым элементом при проектировании конструкций являются свойства однонаправленного слоя, при деформировании которого проявляются упругие и вязкопластические свойства, а также эффекты упрочнения.

Многие элементы конструкций эксплуатируются при кратковременных и переменных во времени нагрузках, поэтому модели поведения материалов при таких видах нагружения имеют первоочередное значение. Статические испытания не дают полной информации о свойствах материала, поэтому рассмотрим испытания на малое число циклов нагружения, с помощью которых можно выявить особенности деформирования материалов при кратковременных нагрузках переменного типа.

Испытания на несколько циклов нагружения позволяют отразить особенности нелинейного поведения образцов углепластика с термопластичной матрицей. В качестве опытной базы были выбраны результаты экспериментов однонаправленных образцов AS4/PEEK, нагружаемых под разными углами к направлению армирования [2]. Четыре цикла нагружения проводились с увеличивающимся пиковым уровнем напряжения до разрушения при постоянной скорости деформирования 1 %/мин, как при нагружении, так и при разгрузке до полного снятия напряжений в каждом цикле (рис. 1).



Рис.1. Опытные кривые деформирования AS4/PEEK для 30°

Испытания на циклическое и монотонное деформирование при постоянной скорости деформирования 1 %/мин проводились для образцов под углами 10°, 30°, 45° и 60° к направлению армирования. Огибающие кривых гистерезиса довольно близки к скоростным кривым деформирования и показывает слабую чувствительность механических свойств материала к наличию циклов нагружения.

Для построения определяющего соотношения воспользуемся уравнением наследственной теории упругости в виде ряда интегральных членов [3]:

$$\varepsilon = a_1 s + a_2 s^2 + a_3 s^3 + \dots, \tag{1}$$

где  $a_1, a_2, \dots a_k$  — коэффициенты интегрального разложения,  $s = (1 + K^*)\sigma$ ,  $K^*$  — наследственный оператор.

Предполагаем, что вдоль волокон линейные свойства, а все временные свойства и физическая нелинейность проявляются в направлении, перпендикулярном армированию, и при внутрислоевом сдвиге. Заменим упругие модули на операторные выражения в уравнении анизотропии модуля упругости ортотропного слоя [4]:

$$\frac{1}{E_{\theta}^{*}} = \frac{c^{4}}{E_{1}} + \left(\frac{1}{G_{12}^{*}} - \frac{2v_{12}}{E_{1}}\right)c^{2}s^{2} + \frac{s^{4}}{E_{2}^{*}};$$

$$\frac{1}{E_{\theta}^{*}} = \frac{c^{4}}{E_{1}} + \left(\frac{1}{G_{12}^{0}} - \frac{2v_{12}}{E_{1}}\right)c^{2}s^{2} + \frac{s^{4}}{E_{2}^{0}} + \frac{1}{G_{12}^{0}}c^{2}s^{2}I_{\alpha 12}^{*} + \frac{s^{4}}{E_{2}^{0}}I_{\alpha 2}^{*},$$
(2)

где  $E_1$  — модуля упругости в направлении армирования,  $E_2^0$  — поперечный модуль упругости,  $G_{12}^0$  — модуль сдвига,  $v_{12}$  — коэффициент Пуассона,  $c = \cos \theta$ ,  $s = \sin \theta$ ,  $I_{\alpha i}^* \cdot \sigma = \frac{k_i}{\Gamma(1+\alpha)} \int_0^t (t-\tau)^\alpha \sigma(\tau) d\tau$  — оператор с ядром Абеля,  $-1 < \alpha < 0$  — параметр

сингулярности ядра,  $k_i^{\theta}$  — коэффициент,  $\Gamma()$  — гамма функция.

Объединяя (1) и (2) уравнения получим итоговое определяющее соотношение:

$$\varepsilon_{\theta}(t) = a_1 \frac{1}{E_{\theta}^*} \sigma_{\theta}(t) + a_2 \left(\frac{1}{E_{\theta}^*} \sigma_{\theta}(t)\right)^2 + a_3 \left(\frac{1}{E_{\theta}^*} \sigma_{\theta}(t)\right)^3.$$
(3)

Найдем неизвестные параметры  $a_1$ ,  $a_2$ ,  $a_3$ ,  $k_{12}$ ,  $k_2$ ,  $\alpha$  уравнения (3) при помощи метода наименьших квадратов, как задачу многомерной оптимизации невязки экспериментальных и теоретических данных:

$$\left\|\varepsilon_{x}^{exp}-\varepsilon_{x}^{calc}\left(\alpha,k_{i}^{\theta},\mathbf{a}\right)\right\| \to \min_{\substack{-1<\alpha<0\\\mathbf{a}\in\mathbb{R}^{3}}},\tag{4}$$

где  $\varepsilon_x^{exp}$ ,  $\varepsilon_x^{calc}$  — опытные и расчетные значения деформаций,  $\mathbf{a} = \{a_1, a_2, a_3\}^T$  — коэффициенты полинома (3).

Для получения напряжений от времени используется следующая процедура. Сначала определяется зависимость деформаций от времени  $\varepsilon(t)$  с помощью кривой гистерезиса  $\varepsilon(\sigma)$  простого соотношения для скорости деформирования  $\varepsilon(t) = \dot{\varepsilon} \cdot t$ . Выражение напряжений от времени  $\sigma(t)$  восстанавливается из циклической кривой через временную зависимость деформаций (рис. 2).



Рис.2. Временные зависимости деформаций и напряжений AS4/PEEK

Разбиение наследственного оператора на два с разными коэффициентами  $k_{12}$  и  $k_2$  осложняет поиск оптимальных параметров. Поэтому для упрощения задачи объединим эти два члена в один с единым коэффициентом k, тогда члены с операторами в

выражении (2) примут вид: 
$$\left(\frac{k_{12}}{G_{12}^0}c^2s^2 + \frac{s^4k_2}{E_2^0}\right)I_{\alpha}^* = kI_{\alpha}^*.$$

Определение параметров модели, описывающей поведение материала, проводилось с помощью численного метода Левенберга-Марквардта, представляющего собой гибридный метод, сочетающий в себе преимущества двух классических методов оптимизации: метода Гаусса-Ньютона и метода наискорейшего спуска. Метод Гаусса-Ньютона может быть неустойчивым в случае, когда матрица Гессе не является положительно определенной, в свою очередь, метод наискорейшего спуска более устойчив, так как к матрице Гессе добавляет процедуру регуляризации, тем самым управляя шагом оптимизации. При больших значениях множителя «шага оптимизации» метод Левенберга-Марквардта ближе к методу наискорейшего спуска, а при меньших — к методу Ньютона.

На рис. 3 представлены аппроксимированные и опытные кривые циклического нагружения для углов армирования 10°, 30°, 45° и 60°. Полученные параметры определяющего соотношения (табл. 1) позволяют получить хорошее согласие с экспериментальными данными.



Рис.3. Кривые гистерезиса AS4/PEEK: зеленые — экспериментальные, синие — аппроксимированные Таблица 1. Значения параметров опредяющего соотношения

Угол армирования	α	<i>k</i> , 1/c <sup>α</sup>	$a_1$	<i>a</i> <sub>2</sub>	<i>a</i> <sub>3</sub>
10°	-0,395	0,016	0,658	18,403	-91,533
30°	-0,477	0,035	0,857	42,477	-715,298
45°	-0,434	0,053	0,590	33,863	-469,486
60°	-0,645	0,012	0,969	13,114	664,750

Построено определяющее соотношение наследственного типа для описания анизотропии свойств однонаправленного углепластика при малом числе циклов нагружения. Получены параметры аппроксимирующего полинома, позволяющие с достаточной для практики точностью описывать поведение при переменном во времени нагружении.

### Литература

1. Ge J., Catalanotti G., Falzon G. B., Higgins C., McClory C., Thiebot J. A., Zhang L., He M., Jin Y., Sun D. Process characteristics, damage mechanisms and challenges in machining of fibre reinforced thermoplastic polymer (FRTP) composites // A review, Composites Part B: Engineering. 2024. V. 273. https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2024.111247.

2. Kawai M., Masuko Y., Kawase Y., Negishi R. Micromechanical analysis of the off-axis rate dependent inelastic behavior of unidirectional AS4/PEEK at high temperature // International Journal of Mechanical Sciences. 2001ю V. 43 (9), pp. 2069–2090, https://doi.org/10.1016/S0020–7403(01)00029–7.

3. Работнов Ю.Н. Элементы наследственной механики твердых тел. М.: *Наука*, 1977. 383 с.

4. Dumansky A., Klyatskina E, Alimov M., Segovia F., Sánchez A. Time-dependent model for unidirectional composite with a viscoelastic matrix // Materials Letters. 2021. V. 300. https://doi.org/10.1016/j.matlet.2021.130238.

УДК 539.4

# МОДЕЛЬ ОЦЕНКИ ВРЕМЕНИ ДО РАЗРУШЕНИЯ СЛОИСТОЙ БАЛКИ ПРИ ТРЕХТОЧЕЧНОМ НАГРУЖЕНИИ<sup>1</sup>

**Хвостунков К.А.**<sup>1,2</sup> – к.ф.-м.н., доцент, **Черяпов Т.И.**<sup>1</sup> – студент

<sup>1</sup>Механико-математический факультет МГУ им. М.В.Ломоносова, Москва, Россия <sup>2</sup>Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А.Г. Мержанова РАН, Черноголовка, Россия

e-mail kirill.khvostunkov@math.msu.ru

MODEL FOR ESTIMATING FAILURE TIME OF A LAMINATED BEAM UNDER THREE-POINT LOADING

Khvostunkov K.A.<sup>1,2</sup> - PhD in Physics and Mathematics, associated professor,

Cherypov T.I.<sup>1</sup> - student

<sup>1</sup>Faculty of Mechanics & Mathematics, Lomonosov Moscow State University, Moscow, Russia <sup>2</sup>Merzhanov Institute of Structural Macrokinetics and Materials Sciences, Russian Academy of Sciences, Chernogolovka, Russia e-mail kirill.khvostunkov@math.msu.ru

**Abstract.** Based on the principle of maximum dissipation of energy of a damaged body, the type of damage function is determined and the failure time of a beam under three-point bending is obtained. A model for determining the time to failure of a layered beam based on the analysis of the order of failure of layers under static loading is proposed.

Key words: failure time, laminated composites, SHS composites.

Аннотация. На основе принципа максимума диссипации энергии поврежденного тела определен вид функции поврежденности и получено время до разрушения балки при трехточечном изгибе. Предложена модель определения времени до разрушения слоистой балки на основе анализа очередности разрушения слоев при статическом нагружении. Ключевые слова: время до разрушения, слоистые композиты, СВС композиты

Слоистые композиты на основе боридов титана являются перспективными материалами в автомобильной, аэрокосмической, биомедицинской и других областях за счет их высокой удельной прочности, низкой плотности и хорошей коррозионной стойкости. На сегодня с помощью такой технологии как самораспространяющийся высокотемпературный синтез (CBC) [1,2] возможно создавать различные пропорции как упругих, прочностных свойств так раз геометрических размеров слоев композита, что дает возможность повышать как прочность, так и долговечность материала.

Для построения модели оценки времени до разрушения предлагается использовать скалярную меру поврежденности Качанова-Работнова, характеризуемую как отношение разрушенной части поперечного сечения элементарного объема к площади всего сечения, в качестве меры деградации модуля Юнга материала. Кинетическое уравнение поврежденности возьмем в форме по аналигии с видом закона Нортона для установившейся ползучести как в одномерной теории Работнова Ю.Н.

$$\frac{d\omega(x, y, z, t)}{dt} = A\sigma^n(x, y, z, t)$$
(1)

Здесь A и n постоянные материала, а под напряжением понимается величина максимального растягивающего напряжения  $\sigma(x, y, z, t)$ . Зависимость от времени у напряжения в точке возникает вследствие деградации со временем модуля Юнга материала.

<sup>&</sup>lt;sup>1</sup> Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда №22-19-00040, https://rscf.ru/project/22-19-00040/.

Задача определения времени до разрушения  $t_*$  состоит в нахождении времени, при котором зависимость  $\omega(t)$ , определяемая кинетическим уравнением (1) достигает критического значения:  $\omega(t_*) = \omega_*$ 

#### Модель повреждаемой балки Бернулли-Эйлера

Мы останемся в рамках одномерной модели поврежденности в случае описания длительной прочности балки в условиях установившейся ползучести при трехточечном нагружении, задавая кинематику точек балки согласно модели Бернулли-Эйлера.



Рис. 1. Схема балки при трехточечном нагружении

Зададим начальное напряженное состояние балки в классическом виде, удовлетворяющем уравнениям равновесия, пренебрегая иными компонентами тензора напряжений

$$\sigma_{xx} = \begin{cases} E\kappa(x,t)(y_0(x,t)-y), & y > y_0(x,t) \\ E(1-\omega(x,y,t))\kappa(x,t)(y_0(x,t)-y), & y \le y_0(x,t) \end{cases}$$
(2)

Для поиска трех функций: поврежденности, положения нейтральной оси и текущей ее кривизны привлечем кроме (1) еще два уравнения равновесия.

Уравнение равновесия для продольных сил с учетом поврежденной зоны:  $y_0(x,t)$ 

$$\int_{0}^{0(x,t)} \omega(x,y,t) (y_0(x,t)-y) dy = b \left( y_0(x,t) - \frac{b}{2} \right)$$
(3)

Уравнение равновесия изгибающего в плоскости чертежа момента

$$\int_{0}^{y_{0}(x,t)} \omega(x,y,t) (y_{0}(x,t)-y)^{2} dy = b \left( y_{0}(x,t) - \frac{b}{2} \right)^{2} + \frac{b^{3}}{12} \left( 1 - \frac{\kappa_{e}(x)}{\kappa(x,y_{0}(x,t))} \right)$$
(4)

В итоге мы должны найти критическое время до разрушения, при заданных  $\omega_*, P, E, A, n, L, b, a$ , решая систему уравнений, найти или оценить время до разрушения балки (Рис. 1)  $t_* = F(\omega_*, P, E, A, n, L, b, a)$ 

Уравнения (3) и (4) настолько изящны, что хочется отгадать вид функции поврежденности. Подсказкой может стать вид разложения в ряд общего решения кинетического уравнения (1). Рассмотрим функцию поврежденности в виде, удовлетворяющим граничным и начальным условиям

$$\omega(y,t) = \left(y_0(t) - \frac{b}{2}\right) \frac{s\sum_{k=0}^{\infty} c_k \left(s^2\right)^k}{1 + \left(y_0(t) - \frac{b}{2}\right) s\sum_{k=0}^{\infty} c_k \left(s^2\right)^k}, \qquad s = y_0(t) - y$$
(5)

Из уравнения равновесия продольных сил мы можем найти одну произвольную константу в приближении для функции поврежденности. Введем в итоге зависимость поврежденности от поперечной координаты в виде лишь с одной произвольной константой с. Тогда уравнение равновесия конкретизирует вид выбранной зависимости поврежденности от положения нейтральной оси

$$\omega(y_0(x,t),y) = (2+m) \frac{b(y_0(x,t)-b/2)}{y_0^2(x,t)} \left(1 - \frac{y}{y_0(x,t)}\right)^m$$
(6)

А уравнение равновесия моментов даст возможность определить зависимость кривизны от положения нейтральной оси

$$\kappa(y_0(x,t)) = \frac{(3+m)b^2}{12y_0^2(x,t) - 6(4+m)by_0(x,t) + 4(3+m)b^2}\kappa_e(x)$$
(7)

Условие равенства поврежденности на нижнем крае сечения балки единиwe дает более раннее условие чем нулевое значение знаменателя в (7)

$$2y_0^2(x = L/2, t) - 2(2+m)by_0(x = L/2, t) + (2+m)b^2 = 0$$
(8)

Знак в решении квадратного уравнения выбран из условия не превышения положения нейтральной оси толщины балки, откуда

$$y_*(x = L/2, t_*) = \left(1 + \frac{1}{2}m - \frac{1}{2}\sqrt{m^2 + 2m}\right)b$$
(9)

Теперь надо решить кинетическое уравнение и найти время, когда положение нейтральной оси достигнет критического значения. Пусть дано кинетическое уравнение для функции поврежденности. Подставим в него найденные зависимости поврежденности и кривизны от нейтральной оси в крайней нижней точке центрального сеченияВ итоге нам надо решить дифференциальное уравнение для  $\xi = \xi(t) = y_0(t)/b$ 

$$\dot{\xi} = \frac{C}{(1-\xi)\xi^{n-3}} \left( 1 + \frac{m(\xi - 1/3)}{m(\xi - 2/3) - 2(1-\xi)^2} \right)^n, \quad C = \frac{A}{(2+m)} \left( \frac{(3+m)Eb\kappa_e}{12} \right)^n \tag{10}$$

В случае малого параметра  $m \ll 1$  мы упростим итоговое дифференциальное уравнение

$$\dot{\xi} = \frac{C}{(1-\xi)\xi^{n-3}}, \quad petimerrow t = \frac{(n-1-(n-2)\xi(t))\xi^{n-2}(t)-2^{1-n}n}{C(n-1)(n-2)}$$
(11)

Подставим критическое значение положения нейтральной оси, получим

$$t = \frac{2^{3-n}}{C(n-1)(n-2)} \left[ 2(2+M)^{n-2}(1+M) - n(1+(2+M)^{n-2}M) \right], \quad M = m - \sqrt{m^2 + 2m}$$
(12)

Подсчитаем диссипацию энергии в балке как затраты упругой энергии на поврежденность

$$W(t) = 2a \int_{0}^{L/2} \int_{0}^{y_0(x,t)} \omega(x, y, t) \frac{1}{2E(x, y, t)} \sigma_{xx}^2 dy dx$$
(13)

Перейдем к безразмерным координатам  $\xi = \xi(t) = y_0(t)/b$ 

$$W(t,m) = \frac{1}{2} \frac{(m+3)(m+2)}{(2m+3)} \int_{0}^{L/2} \left( \frac{\left((2m+3)\xi^{2}(x) + \left(m^{2}+5m+6\right)\left(\frac{1}{2}-\xi(x)\right)\right)\left(\xi(x)-\frac{1}{2}\right)}{\xi(x)\left(m\left(2-3\xi(x)\right)+6\left(1-\xi(x)\right)^{2}\right)} \right) dx \qquad (14)$$

Если мы рассмотрим диссипацию энергии в малой толщине  $\Delta x$  серединного сечения  $\Delta W(t_*,m)$ , то, подставляя критическую величину безразмерной координаты  $\xi_* = 1 + \frac{1}{2}m - \frac{1}{2}\sqrt{m^2 + 2m}$ , получаем

$$\Delta W(t_*,m) = \frac{1}{2} \frac{(m+3)(m+2)^2 \left(1+m-\sqrt{m^2+2m}\right)^2}{\left(2m+3\right) \left(2+m-\sqrt{m^2+2m}\right) \left(3m+4-3\sqrt{m^2+2m}\right)} \Delta x$$
(15)

Полученная зависимость монотонно убывает с ростом параметра m, то есть выгоднее всего рассматривать малые значения параметра m. В случае малого параметра  $m \ll 1$  мы подставляем решение уравнения (11), критическое значение положения нейтральной оси и получим время до разрушения

$$t_* = \frac{2^{n+4} \left(2^{n-1} - n\right)}{\left(n-1\right) \left(n-2\right)} \frac{1}{A \left(Eb\kappa_e\right)^n}$$
(16)

### Случай многослойной балки.

Как показала модель балки Бернулли-Эйлера, примененная к случаю изгиба двухслойной балки – есть существенная область пропорций толщин, модулей упругости и прочностей слоев, когда разрушение наступает не в нижнем, а во втором снизу слое. Схематично причина этого показана на рис.2.



Puc.2. Ломаная эпюра продольной компоненты напряжений (синяя линия) может достигать предела прочности на изгиб (отмеченного красной точкой) в верхнем слое ранее чем в нижнем.



Как показывают расчеты и эксперимент [3.4], при статическом нагружении возможно начало разрушения не со внешнего слоя, а с внутреннего – второго снизу. Введем три параметра двухслойности – отношение модуля Юнга нижнего слоя к верхнему  $\gamma = E_1/E_2$ , отношение толщины нижнего слоя ко всей толщине балки  $\eta = h_1/b$  и отношение пределов прочности на изгиб нижнего слоя к следующему  $\lambda = \sigma_1^*/\sigma_2^*$ . Получим зависимость предельной нагрузки *P* от пропорции толщины нижнего слоя к общей толщине балки  $\eta$  для конкретного материала слоев.

Расстояние между опорами, L мм	Ширина образца, <b>а</b> мм	Толщина образца, <b>b</b> мм	Предел прочности второго слоя TiB, $\sigma_2^*$ МПа	Предел прочности нижнего слоя Ti, $\sigma_1^*$ МПа	<i>Е</i> <sub>2</sub> ГПа	<i>Е</i> <sub>1</sub> ГПа
42,7	3,95	7,1	564	1100	407	110

Предлагаемая модель оценки времени до разрушения слоистой балки заключается в

использовании полученного времени до разрушения однородной балки для материала, слой которого будет разрушаться первым в модели статической прочности.

Например, для случаев, отмеченных на рис.5, пунктиром, время до разрушения такой слоистой балки будет определяться по зависимости (16) при замене модуля Юнга на

его значение 
$$E = E_2$$
,  $t_* = \frac{2^{n+4} \left(2^{n-1} - n\right)}{(n-1)(n-2)} \frac{1}{A \left(E_2 b \kappa_e\right)^n}$ , а начальная кривизна определяется

по формуле для слоистого композита с учетом идеальной прочности границ раздела слоев (что характерно для диффузионной зоны контакта слоев в СВС композите)

 $\kappa_{e} = \frac{3plN}{N + \eta(\gamma - 1)(N + 1)(N\eta^{2} + (N + 2)(\eta - 1)^{2})}$ Симметричный случай  $\frac{3pl(1+(\gamma-1)N\eta)N^{2}}{N^{2}+(\gamma-1)(1+\gamma N^{4}\eta^{4}-(N\eta-1)^{4}+(N^{2}-1)(N^{2}(\gamma-1)\eta^{2}+2N\eta))}$ Несимметричный  $\kappa_{e} =$ 

Где N число полных пар слоев, безразмерная нагрузка  $p = P/(E_2S)$  и длина l = L/b.



Рис. 5. Зависимость предельной нагрузки от числа слоев, указанного рядом с графиком цифрой. Индекс г соответствует перевернутому образцу с указанным числом слоев. Пунктирная линия обозначает начало разрушение со внутреннего второго снизу слоя. Сплошная линия – начало разрушения с внешнего слоя.

### Литература

Бажин П.М., Столин А.М., Константинов А.С., Чижиков А.П., Прокопец А.Д., 1. Алымов М.И. Особенности строения слоистых композиционных материалов на основе боридов титана, полученных методом свободного СВС-сжатия / Доклады Академии наук. 2019. T. 488. № 3. C. 263-266. https://doi.org/10.31857/S0869-56524883263-266

Pavel Bazhin, Andrei Chizhikov, Arina Bazhina, Alexander Konstantinov. Varvara 2. Avdeeva Titanium-titanium boride matrix composites prepared in-situ under conditions combining combustion processes and high-temperature shear deformation, Materials Science & Engineering A 874 (2023) 145093 https://doi.org/10.1016/j.msea.2023.145093

3. Хвостунков К.А. Последовательность разрушения слоев двуслойной балки при трехточечном нагружении // Вестник Самарского университета. Естественнонаучная серия. – 2022. – Т.28. – №3-4. – С.105-110. DOI: 10.18287/2541-7525-2022-28-3-4-105-110.

Khvostunkov, K.A., Bazin, P.M., Q.-Q., Ni et al. Influence of layer-thickness proportions 4. and their strength and elastic properties on stress redistribution during three-point bending of tib/ti-based two-layer ceramics composites // Metals. - 2023. - Vol. 13, no. 8. - P. 1480. https://www.mdpi.com/2075-4701/13/8/1480

2. Вычислительная механика разрушения в проблемах живучести и конструкционного материаловедения.

# МОДЕЛИРОВАНИЕ ЗАЛЕЧИВАНИЯ ТРЕЩИНЫ КАК ПРОЦЕССА ФОРМИРОВАНИЯ ЕЁ КОНЦЕВОЙ ОБЛАСТИ<sup>1</sup>

Перельмутер М.Н. – д.ф.-м.н., ведущий научный сотрудник Институт проблем механики им. А.Ю. Ишлинского РАН, Москва perelm@ipmnet.ru

## MODELING OF A CRACK HEALING AS A PROCESS OF ITS BRIDGED ZONE FORMATION

**Perelmuter M. N.** - Dr. of phys-math sci., leading researcher Ishlinsky Institute for Problems in Mechanics RAS, Moscow perelm@ipmnet.ru

**Abstract.** The bridged zone model for interface cracks is used to evaluate the efficiency of cracks self-healing in materials. The purpose of modeling the crack self-healing process using this model is to calculate the stress intensity factors, which are considered as characteristics of the crack healing efficiency. A kinetic model is used to evaluate bonds regeneration time during the crack bridged zone formation.

Key words: cracks, self-healing, bridged zone, bonds kinetics.

Аннотация. Модель трещины с концевой областью на границе соединения различных материалов используется для оценки эффективности самозалечивания трещин в материалах. Цель моделирования процесса самозалечивания трещины при использовании этой модели состоит в вычислении коэффициентов интенсивности напряжений, которые рассматриваются как характеристики эффективности залечивания трещины. Для оценки времени регенерации связей при формировании концевой области трещины используется кинетическая модель.

## Ключевые слова: трещины, самозалечивание, концевая область, кинетика связей 1. Введение

В последние десятилетия ведутся разработка и изучение материалов, обладающих свойством самозалечивания (автономно восстанавливающих начальные свойства при возникновении в них дефектов и трещин) [1, 2]. Экспериментальное изучение процессов самозалечивания материалов является чрезвычайно длительным и трудоемким. Моделирование этих процессов позволяет дополнить экспериментальные исследования и заполнить пробелы в эксперименте. Важным направлением является развитие моделей восстановления связей между поверхностями трещины и оценки времени восстановления работоспособности материала. Можно выделить три основных этапа в процессе самозалечивания дефектов и трещин при восстановлении работоспособности материалов: 1) формирование и рост дефектов/трещин под действием внешней нагрузки и агрессивных сред в ослабленных областях материала и зонах высокой концентрации напряжений; 2) инициирование процесса самозалечивания при внешнем воздействии и/или внедрении в дефект/трещину залечивающего агента; 3) самозалечивание дефекта (восстановление связей между берегами трещины), приводящее к восстановлению (частичному или полному) несущей способности материала или изделия. Экспериментальные исследования выполнены по широкому кругу указанных проблем, но механическо-математические модели и расчетные методики только начинают развиваться [3-5].

В данной работе для анализа указанных выше этапов и решения задач, возникающих при этом, используется модель, основанная на объединении модели концевой области трещины и кинетической термофлуктуационной теории.

<sup>&</sup>lt;sup>1</sup>Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ, проект № 23-29-00524.

#### 2. Модель трещины со связями в концевой области

Рассмотрим прямолинейную трещину длины  $2\ell$ , расположенную на границе соединения двух полуплоскостей  $|x| \le \ell$ , y = 0 (рис. 1) из различных материалов. На удаленной границе области приложены равномерно распределенные нормальные к плоскости трещины напряжения  $\sigma_0$ . Выделим части трещины длины  $d_1 = d_2 = d$  (концевые области трещины, одинаковые при растяжении [6, 7]), примыкающие к её вершинам ( $\ell - d \le |x| \le \ell, y = 0$ ), в которых берега трещины взаимодействуют. Размер области взаимодействия является, ввиду восстановления связей, функцией времени d = d(t). Полагаем, что в каждый момент времени закон деформирования связей, в общем случае нелинейный, задан.



Рис. 1 Трещина со связями на границе соединения материалов Рис. 2 Связи между поверхностями трещины в концевой области

При действии внешних нормальных нагрузок в связях, соединяющих берега трещины в концевой области, возникают усилия Q(x,t), имеющие нормальную  $q_y(x,t)$  и касательную  $q_x(x,t)$  составляющие

$$Q(x,t) = q_{y}(x,t) - iq_{x}(x,t), \quad i^{2} = -1$$
(1)

Ввиду возможного изменения свойств связей во времени усилия  $q_{y,x}(x,t)$  являются функцией времени даже при постоянной внешней нагрузке. К берегам трещины приложены нормальные и касательные напряжения, численно равные нормальным и касательным усилиям, соответственно. Уравнение (1) дополняем соотношением, связывающим компоненты раскрытия трещины в концевой области  $u_{x,y}$  и усилия в связях  $q_{x,y}$  [6, 7]

$$u_{y}(x,t) - iu_{x}(x,t) = c(x,t,\sigma) \left( q_{y}(x,t) - iq_{x}(x,t) \right), \quad c(x,t,\sigma) = \gamma \left( x,t,\sigma \right) \frac{H}{E_{b}}$$
(2)

где  $\sigma = \sqrt{q_x^2(x,t) + q_y^2(x,t)}$  – модуль вектора усилий в связях; функция  $c(x,t,\sigma)$  эффективная податливость квазилинейных связей, зависящая от положения связи вдоль концевой области, натяжения связи и времени;  $\gamma(x,t,\sigma)$  – безразмерная функция, определяющая зависимость податливости связей от координаты, натяжения и времени; H– линейный размер, пропорциональный толщине зоны неоднородности на участке соединения материалов;  $E_b$  – эффективный модуль упругости связей.

Изменение эффективных податливостей связей во времени обусловлено восстановлением связей при формировании концевой области трещины. Усилия в связях  $q_{y,x}(x,t)$  подлежат

определению из решения задачи при заданной внешней нагрузке  $\sigma_0$  и известном законе деформирования связей. Используя выражения для производных раскрытия трещины при произвольных нагрузках Q(x,t) на ее поверхностях, выражения для производных раскрытия трещины при действии внешних напряжений  $\sigma_0$ , нормальных к плоскости трещины, можно получить (см. детали в [6, 7]) систему сингулярных интегродифференциальных уравнений (СИДУ) для определения усилий в связях  $q_{y,x}(s,t)$  для прямолинейной трещины, расположенной на границе соединения полуплоскостей из различных материалов. Полагая, что усилия в связях изменяются с течением времени квазистатическим образом, определяем коэффициенты интенсивности напряжений  $K_1$ ,  $K_{II}$ для трещины на границе соединения материалов как для статической задачи

$$K_{\rm I} + iK_{\rm II} = (K_{\rm I}^{ext} + K_{\rm I}^{\rm int}) + i(K_{\rm II}^{ext} + K_{\rm II}^{\rm int}), \qquad (3)$$

где  $K_{I,II}^{ext}$  и  $K_{I,II}^{int}$  коэффициенты интенсивности напряжений от действия внешних напряжений и от действия напряжений, приложенных к берегам трещины в концевой области.

Используя выражения для напряжений на продолжении прямолинейной трещины на границе соединения полуплоскостей из различных материалов получим [6]

$$K_{\rm I} + iK_{\rm II} = \sigma_0 \sqrt{\pi\ell} \left[ (1 + 2i\beta) - \frac{ch(\pi\beta)}{\pi} \int_{-1}^{+1} \left( \frac{1 + \xi}{1 - \xi} \right)^{0.5 + i\beta} \left( q_y(s, t) + iq_x(s, t) \right) ds \right]$$
(4)

где  $\beta = \ln \alpha / 2\pi$ ,  $\alpha = (\mu_2 k_1 + \mu_1) / (\mu_1 k_2 + \mu_2)$  и  $k_{1,2} = 3 - 4v_{1,2}$  (плоская деформация) или  $k_{1,2} = (3 - v_{1,2}) / (1 + v_{1,2})$  (плоское напряженное состояние),  $v_{1,2}$  и  $\mu_{1,2}$ -коэффициенты Пуассона и модули сдвига материалов подобластей 1 (Y>0) и 2 (Y<0), (рис. 1). Модуль коэффициентов интенсивности напряжений (КИН) и определяется как

$$K_{B} = \sqrt{K_{I}^{2} + K_{II}^{2}}$$
(5)

Для моделирования залечивания криволинейных трещин в телах конечных размеров используется метод граничных элементов (МГЭ) [8]. Составная конструкция моделируется набором однородных подобластей. Такой подход позволяет рассматривать криволинейные трещины с концевой областью на границе соединения различных материалов. Для связей в концевой области трещины используются соотношения, аналогичные (2) [8]

$$q_i(s) = \kappa_i(s, t, \sigma) \,\Delta u_i(s, t) \,, \quad \Delta u_i(s, t) = u_i^k - u_i^n \,, \quad \kappa_i(s, t, \sigma) = \varphi_i(s, t, \sigma) \,\frac{E_b}{H} \tag{6}$$

Здесь i = 1, 2 соответствует касательному и нормальному направлениям в точке *s* границы соединения подобластей,  $\kappa_i(s, t, \sigma)$ - жесткость связей между поверхностями трещины подобластями,  $\varphi_i(s, t, \sigma)$  - безразмерная функция, зависящая от положения точки *s* на участке соединения материалов и натяжения связей. При использовании МГЭ коэффициенты интенсивности напряжений определяются по перемещениям на элементах, примыкающих к вершине трещины [8], а модуль КИН определяется выражением (5).

### 3. Кинетика формирования концевой области трещины

Рассмотрим процесс восстановления связей между поверхностями трещины. Полагаем, что а) поверхности трещины свободны от связей полностью или частично; б) между поверхностями трещины, расположенной на границе различных материалов, соединенных слоем адгезива с функцией самовосстановления [9], активизируется процесс самозалечивания, где d(t)- размер зоны восстановленных адгезионных связей между берегами трещины,  $u_{x,y}(x,t)$ - компоненты раскрытия трещины на краю концевой области, см. рис. 2.

Моделирование процесса восстановления связей между берегами трещины (формирования концевой области) при полимеризации основано на следующих допущениях: 1) в начальный момент времени в трещину на границе соединения материалов попадает «залечивающая» жидкость – полимер; 2) степень заполнения трещины полимером определяет размер концевой области трещины, формируемой в процессе самозалечивания ( $d \le \ell$ ); 3) в трещине начинается процесс полимеризации, приводящий к образованию связей между поверхностями трещины; 4) плотность связей между поверхностями трещины является возрастающей функцией времени; 5) возрастание плотности связей между поверхностями трещины сопровождается увеличением жёсткости связей. При моделировании процесса восстановления связей будем полагать, что возрастание плотности связей  $n_{i}(x,t)$  между поверхностями трещины определяется кинетическим уравнением первого порядка [10]:

$$\frac{dn_h(x,t)}{dt} = \frac{n_0 - n_h(x,t)}{\tau_h(x,\sigma)} \tag{7}$$

где  $n_0$ - максимальная плотность связей между берегами трещины,  $\tau_h(x,\sigma)$ характеристическое время восстановления связи, определяемое как

$$\tau_h(x,\sigma) = \psi(x,\sigma)A(T), \quad \psi(x,\sigma) = \chi \frac{\sqrt{u_x^2(x,t) + u_y^2(x,t)}}{H}, \quad A(T) = \tau_0 \exp\left(\frac{U_h}{RT}\right)$$
(8)

где  $\tau_0 = \alpha h/kT$ , *h*- постоянная Планка, *k*- постоянная Больцмана, *T*- абсолютная температура,  $\alpha$ - безразмерный коэффициент, зависящий от типа материала (полимер, металл, керамика),  $U_h$ - энергия активации восстановления связей, *R*- универсальная газовая постоянная. Безразмерная функция  $\psi(x, \sigma)$  в (8) определяет зависимость времени восстановления связей от расстояния до вершины трещины и внешней нагрузки,  $\chi$ -экспериментально определяемый параметр. Решение уравнения (7) (при начальном условии n(x, 0) = 0) даёт зависимость плотности связей, формирующихся между берегами трещины

$$n_h(x,t) = n_0 Z(x,t,\sigma), \quad Z(x,t,\sigma) = 1 - \exp\left(-\frac{t}{\tau_h(x,\sigma)}\right)$$
(9)

Увеличение плотности связей со временем приводит к возрастанию жесткости связей в концевой области трещины. Обозначим жесткость одной молекулярной связи  $k_s(x)$ . Тогда эффективная жесткость связей на единицу площади концевой области трещины

$$k(x,t,\sigma) = k_s(x)n(x,t) = k_b Z(x,t,\sigma), \qquad (10)$$

где  $k_b(x) = k_s(x)n_0$  - максимальная жёсткость связей между берегами трещины в концевой области.

#### 4. Результаты расчетов

Ниже приведены результаты численного моделирования самозалечивания трещин в композиционных материалах, полученные методом СИДУ.



Рис. 3 Зависимость модуля КИН от времени при формировании связей,  $d = \ell$ 

Рис. 4 Зависимость модуля КИН от времени при различной глубине заполнения трещины связями

Расчёты выполнены для состояния плоской деформации для соединения нержавеющая сталь-полимер:  $E_1 = 200 \ \Gamma \Pi a$ ,  $E_2 = 25 \ \Gamma \Pi a$ ,  $E_b = E_2$ ;  $v_1 = v_2 = 0.30$ . Размер залечиваемой трещины -  $2\ell = 10^{-3} m$ , нагрузка  $\sigma_0 = 10 \ M\Pi a$ . Параметры кинетического процесса [11, 12]: энергия активации восстановления связей  $U_h = 100 \ \kappa \square m c/m c$ , моль,  $\tau_0 = 10^{-10} c$ , максимальная плотность связей  $n_0 = 10^{18} m^{-2}$ ,  $T = 310 \ K$ . Предельное значение плотности восстановленных связей принималось равным  $N_{cr} = 0.95 n_0$ , экспериментально определяемые параметры в (8) полагались равными  $\alpha = 1$  и  $\chi = 1$ . Вычисления заканчиваются при выполнении условия формирования концевой области трещины (критерий самозалечивания)

$$\overline{N}(t_i) \ge N_{cr}, \quad \overline{N}(t_i) = \frac{1}{d} \int_{\ell-d}^{\ell} n_h(x, t_i) dx$$
(11)

где  $\overline{N}(t_i)$  - средняя плотность связей вдоль концевой области трещины в момент времени  $t_i$ ,  $N_{cr}$  - предельное значение плотности восстановленных связей.

самозалечивания характеризуется Продолжительность процесса безразмерным параметром  $t/t_m$ , где t - время формирования концевой области трещины,  $t_m = A(T)/N_{st}$ , здесь  $N_{st} = 499$ - максимально допустимое число шагов по времени при решении системы СИДУ. Эффективность процесса самозалечивания характеризуется снижением модуля КИН при возрастании жёсткости связей и увеличении размера концевой области трещины. В первой серии расчётов полагалось, что восстановление связей происходит вдоль всей трещины ( $d = \ell$ ), первоначально свободной от связей. Зависимость модуля КИН (5) от времени представлена на рис. З для различных значений относительной податливости связей  $c_0 = H / \ell$ , сформированных в трещине после окончания процесса самозалечивания. На первом этапе формирования концевой области модуль коэффициентов интенсивности напряжений убывает практически линейно, а при  $(t/t_m) \ge 0.3$  этот параметр изменяется слабо. Результаты, приведенные на рис.4, получены для относительной податливости связей после окончания процесса самозалечивания c<sub>0</sub> = 0.1 и вариации размера концевой области трещины, формируемой в процессе самозалечивания. Эффективность самозалечивания для концевой области, занимающей четверть длины трещины, сопоставима с эффективностью этого процесса при большем заполнении трещины,  $(d / \ell) = 0.5; 0.75$ .

## Литература

1. Ситников Н.Н., Хабибуллина И.А., Мащенко В.И., Ризаханов Р.Н. Оценка перспектив применения самовосстанавливающихся материалов и технологий на их основе // Перспективные материалы. – 2018. –№ 2. – С. 5-16.

2. Snoeck D., Malm F., Cnudde V., Grosse C.U., Van Tittelboom, K. Validation of Self-Healing Properties of Construction Materials through Nondestructive and Minimal Invasive Testing // Adv. Mater. Interfaces. -2018. - V. 5. - No.17. - P. 1-28.

3. Ozaki, S., Osada, T., Nakao, W. Finite element analysis of the damage and healing behavior of self-healing ceramic materials // Int. J. Solids Struct. -2016. - V. 100 - P.307 - 318.

4. Ponnusami S. A., Krishnasamy J., Turteltaub S., Zwaag S. A cohesive-zone crack healing model for self-healing materials // International Journal of Solids and Structures. – 2018 –V. 134. – P. 249-263

5. Jefferson A.D., Freeman B.L. A crack-opening-dependent numerical model for selfhealing cementitious materials, International Journal of Solids and Structures. – 2022 – Vol. 244– 245 – 111601

6. Гольдштейн Р.В., Перельмутер М.Н. Трещина на границе соединения материалов со связями между берегами // Изв. РАН. МТТ. – 2001. – № 1. – С. 94–112.

7. Гольдштейн Р.В. Перельмутер М.Н. О кинетике формирования и роста трещин на границе соединения материалов // Изв. РАН. МТТ. – 2012. – № 4. – С. 32-49.

8. Perelmuter M. Boundary element analysis of structures with bridged interfacial cracks // Computational Mechanics. – 2013. – V. 51, № 4. – P. 523-534.

9. Banea M. D., da Silva L. F. M., Campilho R. D., Sato C. Smart Adhesive Joints: An Overview of Recent Developments // The Journal of Adhesion – 2014 – V.90 – P.16-40.

10. Khawam, A., Flanagan, D.R. Solid-state kinetic models: Basics and mathematical fundamentals // The Journal of Physical Chemistry. – 2006. – V. B 110. – P. 17315–17328

11. Журков С.Н. Кинетическая концепция прочности твёрдых тел // Вест. АН СССР. – 1968. – № 3. – С. 46–52.

12. Регель В.Г., Слуцкер А.И., Э.Е.Томашевский. Кинетическая природа прочности твердых тел. М.: Наука. – 1974. – 560 С.

# ОЦЕНКА ПАРАМЕТРОВ КРИВОЙ УСТАЛОСТИ В СВЕРХВЫСОКОЦИКЛОВОЙ ОБЛАСТИ НАГРУЖЕНИЯ

Петрова И.М. к.т.н., в.н.с. Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН impetr@mail.ru

## ESTIMATION OF FATIGUE CURVE PARAMETERS IN THE FIELD OF ULTRAHIGH CYCLE LOADING REGION

Irina M.Petrova

Blagonravov Mechanical Engineering Research Institute of the Russian Academy of Sciences impetr@mail.ru

**Abstract**. Models for estimating the endurance limit and parameters of fatigue curves in the field of high-cycle and ultra-high-cycle fatigue ((VHCF)) are considered and analyzed based on the relationship between the size of the defect in the volume of the material and fatigue life. The limit of endurance in the field VHCF is considered and proposed as the lower limit of damaging stresses or as the threshold of stress sensitivity, and its justification is given. The conducted tests and analysis of the literature data confirmed the existence of a stress sensitivity threshold, which allows us to recommend its use in assessing durability in the field of VHCF.

Key words: endurance limit, characteristics of fatigue curves, defect size, stress sensitivity threshold

Аннотация. Рассмотрены и проанализированы модели оценки предела выносливости и параметров кривых усталости в области высокоцикловой и сверхвысокоцикловой усталости (СВЦУ) на основе зависимости между размером дефекта в объеме материала и усталостной долговечностью. Рассмотрен и предложен предел выносливости в области СВЦУ как нижняя граница повреждающих напряжений или как порог чувствительности по напряжениям и дано его обоснование. Проведенные испытания и анализ литературных данных подтвердили существование порога чувствительности по напряжениям, что позволяет рекомендовать его использование при оценке долговечности в области СВЦУ. Ключевые слова: предел выносливости, характеристики кривых усталости, размер дефекта, порог чувствительности по напряжениям

Одним из важнейших требований к созданию узлов и деталей механических систем является обеспечение их ресурса по различным предельным состояниям. Для деталей, работающих при переменном нагружении, особое значение имеет сопротивление усталости при СВЦУ, когда долговечность превышает 10<sup>8</sup>...10<sup>9</sup> циклов нагружения. Проведенные исследования показали, что трещина в СВЦУ в основном возникает из-за дефекта (начального дефекта), присутствующего в объеме материала. Возникновение усталостной трещины обычно сопровождается образованием характерной мелкозернистой области, близкой к начальному дефекту. Предел усталости в широком диапазоне чисел циклов [1] соответствует амплитуде напряжения ниже которой трещина не образуется, даже если ее появлению способствуют механизмы ослабления, вызывающие образование мелкозернистой области вокруг дефектов. При этом коэффициент интенсивности напряжений, связанный с начальным дефектом, ниже порогового значения коэффициента интенсивности напряжений необходимого для распространения трещины. Методы оценки предела усталости в зависимости от площади начального дефекта  $\sqrt{a_{d,0}}$ , площади мелкозернистой области  $\sqrt{a_{FGA}}$ посвяшены определению значения напряжения, [2] соответствующего порогу распространения трещины. Выражение для определения предела выносливости σ<sub>-1N</sub> в области СВЦУ,

соответствующее долговечности N, предложенное в работах [3, 4, 5] предполагает его зависимость от твердости материала, размера дефекта и мелкозернистой зоны и имеет вид

$$\sigma_{-1N} = \frac{C(HV+120)}{\left(\sqrt{(a_{d,0}+a_{FGA})}\right)^{1/6}} \cdot \left[\frac{1-R}{2}\right]^a \tag{1}$$

где *С*-постоянный коэффициент, зависящий от расположения дефекта (например, C =1:56 для внутренних дефектов), *R* - коэффициент, асимметрии цикла, α-постоянный коэффициент зависящий от твердости материала HV ( $\alpha$ =0,226+HV  $\cdot$ 10<sup>-4</sup>). Уравнение (1) позволяет рассчитать предел усталости в режиме СВЦУ и предотвратить отказы, характеризующиеся возникновением трещин с образованием мелкозернистой области. Его подтверждена в работах [1-6]. Для определения справедливость параметров, используемых уравнении (1) необходимо высокоточное дефектоскопическое В оборудование, позволяющее отслеживать развитие мелкозернистой области и образование трещины.

В работе [7] по результатам ультразвуковых испытаний образцов ИЗ инструментальной хромомолибденовая стали Н13 при растяжении-сжатии (рис. 1) получено, что логарифм предела выносливости случайная величина, соответствующая нормальному распределению, зависящая от площади дефекта  $\sqrt{a_{d,0}}$ , co средним значением  $\mu_{X_l}(\sqrt{a_{d,0}})$  и постоянным стандартным отклонением  $\sigma_{xl}$ . Результаты работы [7] представлены на рис. 1, из которого следует, что все экспериментальные отказы превышают расчетные значения предела выносливости. Также можно отметить, что величина предела выносливости достигает некоторого порогового значения, в данном случае около 450МПа, и с увеличением размера дефекта далее не уменьшается.





om 
$$\sqrt{a_{d,0}}$$
.[7]

РИС.2 Кривая усталости бейнитной высокоуглеродисто-хромистой стали [8]

Для оценки параметров кривых усталости в диапазоне СВЦУ в ряде моделей также использована зависимость между размером дефекта и усталостной долговечностью. В частности, в работе Майера и др.,[8] для определения медианной кривой усталости предложено выражение

$$\left(\sigma_{a} \cdot \left(\sqrt{a_{d,o}}\right)^{\frac{1}{12}}\right)^{n} \cdot N_{f} = C \qquad (2)$$

Где N<sub>f</sub> - число циклов,  $\sigma_a$  -амплитуда напряжения,  $\sqrt{a_{d,o}}$  - размер дефекта, п и С параметры материала.

Результаты ультразвуковых испытаний на растяжение-сжатие бейнитной высокоуглеродисто-хромистой стали и определенная по (2) медианная кривая усталости показаны на рис.3. Поверхностные и внутренние повреждения были обнаружены в области многоцикловой усталости и в области СВЦУ.

Оценка предела выносливости и параметров кривой усталости в зависимости от дефекта требуют надежной оценки его размера и размера мелкозернистой области, образующейся вокруг дефекта. Это оценка требует трудоемких экспериментальных испытаний, но полученные при этом параметры действительны только для данного испытуемого материала и их не рекомендуется использовать как справочные материалы для оценки кривых усталости и предела выносливости других материалов, что существенно ограничивает область их применения. При этом случайный характер предела выносливости не учитывается.

Для описания кривой усталости удобнее использовать степенные модели: - двухпараметрическую

$$(\sigma_a = \sigma_f' (2 N_f)^b) \tag{3}$$

-трехпараметрическую, которая предполагает асимптотический тренд в конце кривой усталости при ее определении по экспериментальным данным

$$\left(\sigma_a - \sigma_{0,R}\right)^{a_R} N_f = C_R \qquad (4)$$

Постоянные коэффициенты  $\sigma'_f$  и b (3) и параметры материала  $\sigma_{0,R}$ ,  $\alpha_R$ , и  $C_R$  (4) определяются экспериментально.

Кривые усталости в этой форме записи хорошо адаптированы к результатам усталостных испытаний, их параметры достаточно просто получить экспериментально, или определить из большого количества имеющихся справочных материалов.

На рис. З А,В показаны медианные кривые усталости и доверительные интервалы соответствующие вероятностям 5% и 95%, полученные путем использования степенной модели. Испытывались образцы закаленной в масле пружинной стали Si– Cr стали при осевых и крутильных нагрузках (Akiniwa et al),[9].



Рис. 3 Кривая усталости при сверхвысоких чисел циклов нагружения [9]: (A) - осевая нагрузке, и (Б) – кручение

В работах [10, 11] при испытаниях науглероживаемой стали Cr–Mn–Si были обнаружены три режима отказа: I - вызванный поверхностным дефектом, при высокой амплитуде напряжения; II -, вызванный внутренним включением, без образования мелкозернистой области; III - вызванный внутренним включением и образованием мелкозернистой области при низкой амплитуде напряжения. Установлено, что для каждого режима отказа усталостная долговечность хорошо описывается функцией распределения Вейбулла с двумя параметрами. При этом переход между первым и вторым режимами отказа является пределом усталости для первого режима отказа, переход от второго к третьему режиму отказа является пределом усталости для второго режима отказа. Тогда долговечность, как функция от действующих напряжений имеет вид

$$F(N_f, \sigma_a) =$$

$$= 1 - exp\left[-\left(\sum_{j=1}^{||} \left(\frac{N_f}{\left(\sigma_{f,j}/(\sigma_{a-\sigma_{0,j}})\right)^{c_j}}\right)^{a_j+b_js_a} + \left(\frac{N_f}{\left(\sigma_{f,|||}/(\sigma_a)\right)^{c_{|||}}}\right)^{a_{|||}+b_{|||}s_a}\right)\right]$$
(5)

где,  $a_j$ ,  $b_j$ ,  $c_j$ ,  $a_{III}$ ,  $b_{III}$ ,  $c_{III}$ ,  $\sigma_{f,j}$ ,  $\sigma_{0,j}$ , и  $\sigma_{f,III}$  параметры материала, которые оцениваются с учетом разрушения на уровне напряжения, при котором два из трех отказов сосуществуют (например, при переходе от одного вида разрушения к следующему) и оцениваются с помощью линейной интерполяции экспериментальных данных. Расчетные кривые усталости при различных видах разрушения хорошо согласуются с экспериментальными данными, особенно для режимов отказа I и II, как показано на рис. 4



Рис.4 Кривая усталости при трех режимах отказа. [10, 11]

*Рис. 5 Экспериментальные данные и расчетные кривые усталости P-S–N .[12]:* 

На рис 5 представлены экспериментальные данные и расчетные кривые усталости, полученные в работе Sakai и др.[12]. Для обработки результатов испытаний было использовано распределение Вейбулла., которое подтвердило эффективность модели (5).

В работе Sun и др. [13], предполагается, что кривая усталости асимптотически приближается к оси абсцисс независимо от режима разрушения. При этом для

моделирования функций распределения долговечности в СВЦУ может быть использовано и распределение Вейбулла, и нормальное распределение, но распределение Вейбулла является более консервативным. Для образцов крупных размеров применяется подход наиболее слабого звена.

Следует отметить, что все доступные из литературных данных модели СВЦУ проверялись на экспериментальных результатах, полученных путем испытаний высокопрочных сталей [14]. Справедливость моделей, известных из литературы для других материалов не подтверждена экспериментально. Пока нет достаточно полного описания кривых усталости крупногабаритных деталей с концентраторами напряжений в области длительной долговечности, особенно при нерегулярном нагружении.

Практически нет данных о влиянии конструктивных факторов в области СВЦУ хотя они имеют огромное значение при проектировании элементов конструкций.

Анализ экспериментальных данных проведенных до долговечности 10<sup>11</sup> циклов показывают асимптотическое снижение кривой усталости и её приближение к некоторому минимальному значению [14]. Этот уровень напряжений, не превышение которого не вызывает в материале накопления усталостных повреждений можно назвать порогом чувствительности. Результаты испытаний, проведенных в ИМАШ и ВНИИметмаш позволили экспериментально выявить диапазон напряжений, определяющий порог чувствительности по напряжениям, для углеродистых и легированных сталей при разных напряженных состояниях, размерах испытуемых объектов, частотах испытания, соответствующий долговечности 10<sup>10</sup>-10<sup>11</sup> циклов. Анализ работы [14] и теоретическое определение порога чувствительности в работе [15] позволил оценить его значение как  $(0,6...0,85)\sigma_{-16}$ , (  $\sigma_{-16}$  предел усталости определенный при базовом числе циклов  $10^7$ ). Проведенные в ИМАШ испытания образцов диаметром от 7,5 до 45 мм (сталь 45 и 40Х) с частотой 100 гц до базы 10<sup>8</sup> 10<sup>9</sup> циклов при разных напряженных состояниях с достаточной степенью точности показали, что он может быть принят равным  $0.5\sigma_{.1}$ , где  $\sigma_{.1}$ предел выносливости материала, определенный на базе 10<sup>7</sup> циклов. Также было отмечено, что уравнение кривой усталости в форме Вейбулла наиболее оптимально для представления результатов испытаний.

$$mlg(\sigma_{ai} - 0.5\sigma_{-1}) + lgN = C \tag{6}$$

где m и C параметры кривой усталости, определяемые экспериментально,  $\sigma_{ai}$  текущее значение напряжений,  $0,5\sigma_{.1}$  - низший не повреждающий уровень напряжений, соответствующий порогу чувствительности. В работе [15], были рассмотрены результаты испытаний стали 45 и 40Х образцов диаметром от 7,5 до 45 мм с частотой 100 гц до базы  $10^8$   $10^9$  циклов при регулярном и нерегулярном нагружении. Блок нагружения при испытаниях при нерегулярном нагружении [16] соответствует экспоненциальному закону распределения напряжений, который характеризуется наличием напряжений, лежащих значительно ниже стандартного предела выносливости  $\sigma_{.1}$ . Полученные аналитические зависимости с использованием выражения для кривых усталости исследованных материалов показаны на рис. 6 и 7.



Рис. 6 Кривые усталости стали 40Х: 1; 2 гладкие образцы: 1 – регулярное, 2программное нагружение; 3; 4 образцы с надрезом (α<sub>σ</sub> = 1,84):



Рис. 7 Кривые усталости сталей 45 и 35Л : 1 – сталь 45, регулярное нагружение, 2- сталь 45, нерегулярное нагружение; 3 – сталь 35Л, регулярное нагружение

3 - регулярное, 4- программное нагружение

Из рис. 6 и 7 следует, что при числе циклов  $N>N_6 = 10^7$  кривые, соответствующие уравнению (6) монотонно убывают, приближаясь к соответствующим горизонтальным линиям с ординатой  $\sigma_{\rm H} = 0.5\sigma_{-1}$ , при  $N>10^{13}\dots 10^{14}$ , где  $\sigma_{-1}$  – предел выносливости на базе  $N_6$  того образца (объекта) для которого строится кривая усталости. На рис. 7 монотонно убывающая кривая 3, получена при испытаниях крупномасштабных образцов из стали 35Л сечением 180 х 170 мм. Из рис. 6 и 7 можно также сделать вывод, что кривые усталости, при регулярном и нерегулярном нагружении образцов испытанных сталей сближаются в области больших баз испытаний

#### Выводы

Проведенные испытания и анализ результатов известных из литературы подтвердили существование порога чувствительности по напряжениям для рассмотренной группы конструкционных материалов углеродистых и низколегированных сталей.

Получено, что кривые усталости в области СВЦУ монотонно снижаются, при этом предел выносливости стремится к порогу чувствительности по напряжениям.

Величина порога чувствительности в первом приближении может быть принята равной 0,5 σ<sub>-1</sub>, что является консервативной оценкой

Полученные результаты позволяют обосновать наличие порога чувствительности по напряжениям и рекомендовать его при оценке долговечности в области СВЦУ.

### Литература

1. Mughrabi H. Specific features and mechanisms of fatigue in the ultrahigh-cycle regime. Int J Fatigue. 2006;28(11): 1501-1508.

2. Sippel JP, Kerscher E. Properties of the fine granular area and postulated models for its formation during very high cycle fatigue—a review. Appl Sci. 2020;10:1-27.

3. Murakami Y, Nomoto T, Ueda T. Factors influencing the mechanism of superlong fatigue failure in steels. Fatigue Fract Eng Mater Struct. 1999;22(7):581-590.

4. Liu YB, Yang ZG, Li YD, et al. Dependence of fatigue strength on inclusion size for highstrength steels in very high cycle fatigue regime. Mater Sci Eng A. 2009;517(1-2):180-184.

5. Liu YB, Li YD, Li SX, et al. Prediction of the S–N curves of high-strength steels in the very high cycle fatigue regime. Int J Fatigue. 2010;32(8):1351-1357.

6. Murakami Y, Yamashita Y. Prediction of life and scatter of fatigue failure originated at nonmetallic inclusions. Procedia Eng. 2014;74:6-11.

7.Paolino DS, Tridello A, Chiandussi G, Rossetto M. S-N curves in the very-high-cycle fatigue

regime: statistical modeling based on the hydrogen embrittlement consideration. Fatigue Fract Eng Mater Struct. 2016;39(11):1319-1336.

8. Mayer H, Haydn W, Schuller R, Issler S, Furtner B, Bacher- Höchst M. Very high cycle fatigue properties of bainitic high carbon-chromium steel. Int J Fatigue. 2009;31(2):242-249.

9. Akiniwa Y, Stanzl-Tschegg S, Mayer H, Wakita M, Tanaka K. Fatigue strength of spring steel under axial and torsional loading in the very high cycle regime. Int J Fatigue. 2008;30(12): 2057-2063.

10. Bomas H, Burkart K, Zoch HW. Evaluation of S-N curves with more than one failure mode. Int J Fatigue. 2011;33(1):19-22.

11. Li W, Sun Z, Zhang Z, Deng H, Sakai T. Evaluation of crack growth behavior and probabilistic S–N characteristics of Carburized Cr–Mn–Si steel with multiple failure modes. Mater Des. 2014;64:760-768.

6. Sakai T, Lian B, Takeda M, et al. Statistical duplex S–N characteristics of high carbon chromium bearing steel in rotating in very high cycle regime. Int J Fatigue. 2010;32(3): 497-504.
 13. Sun C, Zhang X, Liu X, Hong Y. Effects of specimen size on fatigue life of metallic materials in high-cycle and very-highcycle fatigue regimes. Fatigue Fract Eng Mater Struct. 2016; 39(6):770-779.

14. Tridello A, Niutta C. B., et al. Statistical models for estimating the fatigue life, the stress–life relation, and the P-S–N curves of metallic materials in Very High Cycle Fatigue: A review Fatigue Fract Eng Mater Struct. 2021;1–39.

15. Коновалов Л.В., Петрова И.М. Особенности длительной прочности конструкционных сталей в области длительной долговечности//Вестник машиностроения 1995, №9, с.3-11

16. Когаев В.П., Петрова И.М. оценка долговечности при программном нагружении и больших базах испытания //Машиноведение. 1973. № 3. С .51-56.

# ФАКТОР ГЕОМЕТРИЧЕСКОЙ ДЕТАЛИЗАЦИИ ПРИ ЧИСЛЕННОМ МОДЕЛИРОВАНИИ АЭРОДИНАМИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ

Симонов А.В. – аспирант кафедры «Теории сооружений и технической механики», Чибакова Е.А. – студент, Хазов П.А. – к.т.н., доцент, доцент кафедры «Теории сооружений и технической механики»

Нижегородский государственный архитектурно-строительный университет, Нижний Новгород, Россия

simonov.alex.nn@gmail.com

## GEOMETRIC DETAILING FACTOR IN NUMERICAL MODELING OF AERODYNAMIC PROCESSES

Simonov A.V. - postgraduate student of the Department of Structural Theory and Technical Mechanics, Chibakova E.A. - student, Khazov P.A. - PhD, associate professor, associate Professor of the Department of Structural Theory and Technical Mechanics

Nizhny Novgorod State University of Architecture and Civil Engineering, Nizhny Novgorod,

Russia

### simonov.alex.nn@gmail.com

**Abstract.** The study considers the correlation between the accuracy of the calculation of the aerodynamic properties of a building and the level of geometric detailing of the model. Numerical experiments were performed to simulate wind effects in six different staging arrangements. An analysis of how rough, medium and detailed model geometry can affect the aerodynamic pressure and wind flow profile is presented.

**Key words:** numerical modeling, architectural and struction aerodynamics, geometric detailing level, wind load.

Аннотация. В исследовании рассмотрена корреляция между точностью расчета аэродинамических свойств здания и уровнем геометрической проработки модели. Были выполнены численные эксперименты для моделирования ветровых эффектов в шести различных постановках. Приведен анализ, как грубая, средняя и детальная проработка модели могут повлиять на профиль аэродинамических давлений и ветровых потоков.

**Ключевые слова:** численное моделирование, архитектурно-строительная аэродинамика, уровень геометрической детализации, ветровая нагрузка.

На сегодняшний день использование численных методов для оценки влияния различных нагрузок на архитектурные конструкции отнюдь не является инновацией. Метод конечных элементов стал неотъемлемой частью расчетной практики, являясь предпочтительным инструментом для большинства инженеров. Строительные нормы постепенно все в большей степени регламентируют процедуры конечно-элементного моделирования и предположения, используемые в расчетах [1, 2].

Модели, применяемые, в частности, для статического анализа и последующего конструктивного расчета, фактически являются упрощенной цифровой репликой каркаса здания. Они отображают объект в идеализированной форме, уровень соответствия которой реальному зданию определяется исходя из специфики расчетной задачи. Такой подход основан на многолетнем опыте проектирования и позволяет учесть все необходимые факторы при моделировании.

Вопросы архитектурно-строительной аэродинамики, включающие изучение взаимодействия неподвижных конструкций с ветровыми потоками, не столь привычны в расчетной практике и опыт их применения не столь обширен. Это связано с более сложной природой этих задач, требующей учета динамических и часто непредсказуемых

факторов.

Аэродинамическое моделирование часто опирается на грубое упрощение геометрических характеристик строительных объектов, зачастую ведущее к полному игнорированию их отдельных особенностей [1-4]. Вследствие этого, вопросы о проверке и подтверждении достоверности численных расчетов аэродинамических параметров зданий становятся особенно актуальными.

При оценке достоверности исследований в сфере строительной аэродинамики, внимание обычно сосредоточено на математических и физико-механических аспектах подобия модели и реального здания [5-9]. Настоящее исследование стремится дополнить этот набор факторов (рис. 1) посредством включения в него концепции уровня геометрической детализации.



#### Рис.1. Факторы точности аэродинамического моделирования

В рамках предлагаемого подхода, объект исследования, представляющий собой прямоугольное в плане здание с гофрированной кровлей радиального очертания, моделируется в различных версиях, каждая из которых характеризуется разной степенью проработки (рис. 2).

Первый вариант модели (изображён на рис. 2, а), сформированный семью поверхностями, представляет собой самую базовую степень геометрической детализации (УГД-I). В этой модели криволинейная структура кровли отражена весьма схематично, а все мелкие, локальные геометрические элементы полностью опущены.

Второй вариант модели (рис. 2, б), включающий 23 поверхности, обеспечивает более подробный уровень детализации (УГД-II). Эта модель не только включает криволинейную форму кровли, но и учитывает наличие выступа на ее стыке с фасадом.

Третий вариант модели (рис. 2, в), состоящий из 55 поверхностей, предлагает наиболее высокую степень геометрической детализации (УГД-III). Она включает все локальные особенности кровли и её взаимосвязь с фасадом.

Для исследования воздействия УГД на расчётные ветровые давления и скорости потоков, было проведено численное моделирование процесса аэродинамического обтекания каждого варианта модели при двух углах ветровой атаки. Моделирование было выполнено с использованием программно-вычислительного комплекса Ansys CFX.



Рис.2. Геометрическая форма объекта исследования: а – модель УГД-I, б – УГД-II, в - УГД-III

На рис. З представлены изополя распределения давлений для моделей разного уровня геометрической детализации при направлениях ветра по осям X и Y.

В зависимость от УГД главным образом попадает характер распределения давления по кровле. При минимальном уровне геометрической детализации (УГД-I), пиковые значения отрицательного давления (показанные синими зонами на рисунке 3) достигают своего максимума и сосредотачиваются в конкретных, локальных областях. С увеличением уровня детализации, распределение отрицательного давления становится более сбалансированным и градиентным, равномерно покрывая всю площадь кровли. Различия результатов при увеличении УГД достигает 13% для направления X и 20% для направления Y. При этом следует отметить, что картины распределения давлений по наветренным фасадам (красные зоны на рис. 3) предельно схожи и практически не зависят от уровня геометрической детализации.



*Рис.3. Изополя распределения аэродинамического давления для моделей разного уровня геометрической детализации при направлениях ветра по осям X и Y.* 

На рис. 4 представлены картины обтекания моделей воздушными потоками, а также распределения ветровых скоростей.

Для направления ветра по оси X независимо от типа УГД, распределение скоростей ветра в потоке остается неизменным. Регионы, в которых происходят изменения скорости потока, совпадают, а максимальные скорости находятся в похожем диапазоне значений.

При направлении ветрового воздействия по оси У картины аэродинамического обтекания имеют некоторые отличия. Рядом с боковыми фасадами, находящимися с наветренной стороны, можно наблюдать области завихрения потоков. Характер этих вихрей варьируется в зависимости от конкретного УГД. Однако разница результатов экспериментов в части нахождения максимальных скоростей потока также не превышает 1%.



Рис.4. Картины обтекания и распределения скоростей для моделей разного уровня геометрической детализации при направлениях ветра по осям X и Y.

Общая схема взаимодействия моделей с ветровыми потоками, и средние скорости ветра в значительной степени совпадают в моделях с различной детализацией при одинаковых направлениях ветра. Следовательно, для расчетов, цели которых лежат исключительно в области исследования окружающих здание ветровых потоков, чаще всего связанных с пешеходным и транспортным комфортом, вполне подойдут модели с упрощенной геометрией.

Обобщая результаты численных расчетов, можно заключить, что геометрическая детализация модели должна определяться в соответствии с целями расчета: будь то оценка пешеходной или транспортной комфортности, сбор ветровых нагрузок на строительные конструкции и элементы, или комбинация указанных задач.

Так, при расчете ветровых нагрузок на вертикальные поверхности, фактор геометрической детализации расчетной модели не является определяющим, что указывает на возможность использования для этих целей ее упрощенных и идеализированных вариантов.

Аналогичный вывод напрашивается применительно к задачам оценки пешеходной и транспортной комфортности, т.е. основанным на анализе значений и направлений векторов скоростей воздушных потоков вокруг здания – величин, практически не зависящих от УГД.

Однако расчетные значения пиковых ветровых нагрузок на конструкции кровли очень чувствительны к уровню геометрической детализации. При увеличении УГД, т.е. при более точном и детальном моделировании объекта, меняются не только максимальные значения этих ветровых нагрузок, но и их распределение по поверхности.

Таким образом, при определении пиковых значений нагрузок на поверхность кровли пренебрежение уровнем геометрической детализации, как фактором подобия расчетной модели объекту, может стать причиной неверного анализа аэродинамических параметров здания и, в конечном итоге, к возникновению неблагоприятных ситуаций в ходе его будущей эксплуатации.

### Литература

1. СП 20.13330.2016 Нагрузки и воздействия. Актуализированная редакция СНиП 2.01.07-85\* (с Изменениями N 1, 2, 3, 4) : свод правил : издание официальное : утвержден Приказом Министерства строительства и жилищно-коммунального хозяйства Российской Федерации от 3 декабря 2016 г. № 891/пр : дата введения 04 июня 2017 г.

2. ГОСТ Р 56728-2015 Здания и сооружения. Методика определения ветровых нагрузок на ограждающие конструкции. – М.: Стандартинформ, 2016. – 12 с.

3. Реттер, Э. И. Архитектурно-строительная аэродинамика / Э. И. Реттер. – Москва: Стройиздат, 1984. – 294 с.

4. Симиу, Э. Воздействия ветра на здания и сооружения / Э. Симмиу, Р. Сканлан. – Москва: Стройиздат, 1984. – 360 с.

5. Анущенко, А. М. Исследование обтекания воздушными потоками большепролетной поверхности численным и экспериментальным методами / А. М. Анущенко, В. И. Ерофеев, П. А. Хазов, А. А. Сатанов, А. В. Февральских // Приволжский научный журнал. – 2021. – № 1 (57). – С. 9-18.

6. Erofeev, V. I. Statistical model of aerodynamic impact on the large-span coverage / V. I. Erofeev, A. V. Ilyakhinsky, E. A. Nikitina, V. M.Rodyushkin, P. A. Khazov, A. A. Satanov. // International Journal for Computational Civil and Structural Engineering. – 2023. – N<sup>0</sup>19 (N<sup>0</sup>3). – C. 20-30.

7. Хазов, П. А. Динамика строительных конструкций при экстремальных природных воздействиях: колебания, прочность, ресурс / П. А. Хазов, Д. А. Кожанов, А. М. Анущенко, А. А. Сатанов // – Нижний Новгород: Нижегородский государственный архитектурно-строительный университет, 2022. – 98 с.

8. Сатанов, А. А. Определение аэродинамических характеристик большепролетного здания экспериментальными методами / А. А. Сатанов, А. В. Симонов, П. А. Хазов. // Строительная механика и конструкции. – 2023. – № 1 (36). – С. 63-74.

9. Сатанов, А. А. Физическое и численное моделирование аэродинамики большепролетной конструкции при различных направлениях ветрового потока / А. А. Сатанов // Строительная механика и конструкции. – 2023. – № 2 (37). – С. 87-97.

# УДК 539.42 ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ОБРАЗОВАНИЯ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ, ВОЗНИКАЮЩИХ В ЗОНАХ МЕХАНИЧЕСКИХ ПОВРЕЖДЕНИЙ ТИПА «ПРОДИРОВ» И РИСОК<sup>2</sup>

NUMERICAL SIMULATION OF THE PROCESS OF F RESIDUAL STRESSES FORMATION OF ARISING IN ZONES OF MECHANICAL DAMAGE OF THE "TEAR THROUGH" AND RISK TYPE

## Софич В.Г., Разумовский И.А.

Институт машиноведения им. А.А. Благонравова Российской академии наук slava.sofich@mail.ru

**Abstract**. Using the developed program for numerical modeling (in the ANSYS PC) of the formation of defects such as cuts and burrs that occur during mechanical impacts on structural elements, the influence of the speed of movement and the geometry of the resulting defect on the magnitude and nature of the distribution of residual stresses (RS) was analyzed.

**Key words:** mechanical damage to cuts and burrs, finite element method, residual stresses, cyclic strength.

Аннотация. С использованием разработанной программы для численного моделирования (в ПК ANSYS) процесса образования дефектов типа «продиров» и рисок, возникающих при механических воздействиях на элементы конструкций, выполнен анализа влияния скорости движения повреждающего элемента и геометрии образующегося дефекта на величины и характер распределения остаточных напряжений (OH).

Ключевые слова: механические повреждения тип надрезов и рисок, метод конечных элементов, остаточные напряжения.

**Введение**. В статье представлены результаты, полученные в рамках развития методического подхода и программы для расчётного моделирования МКЭ процесса возникновения в натурных элементах конструкций (в основном, трубопроводов) локальных поверхностных механических повреждений, а также их прочности и долговечности. Как показала практика, при изготовлении и трубных элементов, а также строительстве и эксплуатации трубопроводных систем в результате воздействия на металл трубы твёрдых предметов (грунта, камней, металлических элементов) в них могут возникать механические повреждения типа «рисок» и «продиров», являющихся концентраторами напряжений. В зонах таких повреждений может образовываться слой пластически деформированного металла, в котором могут содержаться микроразрывы – источники развития усталостных трещин, а также поля остаточных напряжений, что может существенно снижать несущую способность и, соответственно, сроки эксплуатации трубопроводов [1,2].

В работе [3] изложены результаты разработки программы для численного моделирования процесса образования дефектов указанного типа и возникающих в поврежденных зонах полей остаточных напряжений (OH). При этом использовался модуль Explicit Dynamics конечно-элементного комплекса ANSYS, позволяющий выполнять расчёт динамического контактного взаимодействия элементов, которое могут приводить к нарушению структурной целостности материала [4]. Ниже приводятся результаты применения указанной программы для расчёта полей OH в зонах поверхностных повреждений в элементах, изготовленных из типовой трубной стали 17Г1С-У. Рассмотрены особенности распределения остаточных напряжений.

<sup>&</sup>lt;sup>2</sup> Работа выполнена при поддержке гранта РНФ 20-19-00769 П.

Проанализированы влияние локальной геометрии «продиров» и скорости движения повреждающего элемента на величины максимальных остаточных напряжений.

**Постановка задачи.** Методические особенности численного моделирования на основе МКЭ процесса «продирания» поверхности конструкции (трубы) как результата её динамического взаимодействия с повреждающим элементом изложены в работе [3]. При этом в качестве условия образования поверхности дефекта рассматриваемого типа на данном этапе исследования было использовано предложенное в [1] эмпирическое критериальное соотношение, определяемое выражением

$$\varepsilon_k = \ln\left(\frac{1}{1 - 0.01Z^T}\right),$$

где  $Z^{T}$  – относительное сужение материала при расчётной температуре T.

Выбор геометрических параметров и материала расчётных моделей был обусловлен возможностью ИХ сопоставления с результатами комплексного экспериментального исследования образцов с искусственно созданными «продирами» на циклическую прочность по стадии образования трещин и по разрушению, проведенного специалистами ИМАШ РАН [5]. Эскиз и фотография одного из таких образцов представлены на рис. 1а и 1б соответственно, размеры образцов и сечений «продиров» указаны на рис. 1а и 1в, а также в табл. 1 и 2. Материал – трубная сталь 17Г1С-У, диаграмма деформирования материала приведена на рис. 2 [6]. При расчётах на данном этапе было принято, что материалом повреждающего элемента является твердый сплав.



Рис. 1. Фотография (а), эскиз образцов (б) и формы сечений «продиров» (в)

Табл. 1.Геометрические параметры образца

a	b	h	d	R
90	265	19,5	27,5	40

Табл. 2. Геометрические параметры «продиров»

Тип дефекта	С	l	r
Прямоугольный	1,3	6,5	0,15
Полуэллиптический	1,3	6,5	4,5
Клинообразный	1,3		0,15



Рис. 2. Диаграммы деформирования продольных образцов стали 17ГС1

Расчётный анализ процессов создания дефектов. Как было отмечено выше, расчёты выполнялись с использованием модуля Explicit Dynamics ПК ANSYS. Конечно-элементная (КЭ) сетка в зонах «продиров» подбиралась с учётом возможности адекватного представления их локальной геометрии. На рис. 3 приведены схемы КЭ-разбиения образца, а также зон удаления материала. Общее количество КЭ для случая «продира» прямоугольной формы составило 53 834, а полуэллиптического и клинообразного – 42 054 и 31 352 соответственно. Отметим, что расчёт задачи в данной постановке при относительно низких скоростях движения повреждающих элементов требовал весьма значительных временных затрат ~ 12 часов (с использованием 14-тиядерного ПК).



Рис. 3. Схема конечно-элементного разбиения исследуемого объекта (а) и сечений прямоугольного (б), полуэллиптического (в) и клинообразного (г) «продиров».

Выполнялись расчёты процесса «продирания» при различных (от 15 до 100 м/сек) скоростях движения повреждающих элементов относительно жёстко закреплённого образца. Картины распределения максимальных эквивалентны остаточных напряжений -  $\sigma_{OH}^{max}$ , возникших после воздействия на образцы повреждающими элементами, двигавшимися ющимися со скоростью v = 50 м/сек приведены на рис 4. Как и следовало ожидать, не зависимо от формы сечения повреждающего элемента максимальные ОН возникают в центральной зоне образца. В качестве примера, на рис. 5 показаны изменения по длине «продира» усилий резания  $P_x$ ,  $P_y$ ,  $P_z$  (рис. 5а) и максимальных ( $\sigma_{3KB}^{max}$ ) и

минимальных ( $\sigma_{3\kappa B}^{\min}$ ) эквивалентных остаточных напряжений, возникающих при скорости движения повреждающего элемента прямоугольной формы v = 50 м/сек

На рис. 6 представлены мгновенные картины деформированного состояния, имеющего место при прохождении расстояния 15 мм резцами прямоугольного (4а) и эллиптического (4б) сечений.



Рис. 4. Картины распределения ОН в зоне максимальных эквивалентных остаточных напряжений в сечениях «продиров» прямоугольной (а), полуэллиптической (б) и клинообразной (в) форм, возникших при скорости движения резца равной 50 м/сек



Рис. 5. Изменение усилий резания P<sub>x</sub>, P<sub>y</sub>, P<sub>z</sub> а также максимальных (σ<sup>max</sup>) и минимальных (σ<sup>min</sup><sub>экв</sub>) эквивалентных напряжений по длине «продиров» прямоугольного сечения, возникающих в процессе движения повреждающего элемента при v = 50 м/сек



Рис. 6. Мгновенные картины распределения пластических деформаций, возникающих при прохождении со скоростью v = 50 м/сек расстояния 15 мм резцом прямоугольного (а) и полуэллиптического (б) сечений

Основные результаты расчётов, в виде зависимостей  $\sigma_{OH}^{max}$ , которые возникают в образце после окончания процесс «продирания» представлены в табл. 3 и на рис. 7.

Табл. 3. Величины максимальных усилий резания P<sup>max</sup> и максимальных остаточных напряжений σ<sup>max</sup><sub>OH</sub>, возникающих при различных скоростях движения повреждающего элемента

	Прямоугольный					Полуэллиптический			Клинообразный				
ν,	15*	25	50	75	100	48,5*	50	75	100	46*	50	75	100
м/сек													
$P_z^{max}$	767	825	9782	11602	13650	6508	7325	9528	9952	1764	1746	2188	3274
, кН	6	9											
σ <sub>0Н</sub> <sup>max</sup> , МПа	401	375	487	461	491	278	280	339	409	175	185	216	243

\* - критическое значение скорости для указанного типа сечения «продира»



Рис. 7. Зависимости максимальных остаточных напряжений от скорости движения повреждающего элемента: 1 – прямоугольное сечение «продирав», 2 – полуэллиптическое, 3 - клинообразное

В процессе проведения расчётов было установлено, что при уменьшении скорости движения повреждающего элемента до определённой величины (обозначим её  $v^*$ , см. табл. 3) корректное моделирования процесса «продирания» реализовать не удаётся. Повидимому, это явление связано с тем, что при  $v < v^*$  величины кинетической энергии

движения повреждающего элемента не достаточно для разрушения материала образца.

Выводы. Основные результаты проведённых исследования можно сформулировать следующим образом.

1. На основе разработанной программы для численного моделирования динамической упругопластической контактной задачи образования повреждений материалов типа «продиров» и рисок проведены расчётные исследования величин и распределения полей остаточных напряжений, возникающих в образцах для испытаний на статическую и циклическую прочность с искусственно созданными повреждениями, в зависимости от конфигурации дефектов и скоростей движения повреждающих элементов.

2. Получены зависимости величин максимальных остаточных напряжений от формы сечений повреждающих элементов и скоростей их движения.

3. Установлены величины минимальных скоростей движения повреждающих элементов, при которых для заданной конфигурации сечения возможно повреждение рассматриваемого типа.

4. В качестве следующего этапа исследования элементов конструкций с повреждения типа рисок и «продиров» будет выполнена разработка специализированной программы для численного моделирования процессов накопления повреждения и разрушения при статических и циклических нагрузках с учётом влияния остаточных напряжений,

## Литература

1. Махутов Н.А. Деформационные критерии разрушения и расчет элементов конструкций на прочность. М.: Машиностроение. 1981. 272 с.

2. Галлямов А.К. Верняев К.В., Шаммазов А.М. Обеспечение надёжности функционирования системы нефтепроводов на основе технической диагностики. М.: УГНТУ. 1998. 600 с.

3. Софич В.Г., Разумовский И.А. К расчётной оценке прочности и долговечности элементов конструкций с острыми механическими надрезами и задирами методом конечных элементов. Труды XXXV Международной инновационная конференции молодых ученых и студентов (МИКМУС - 2023). Москва, 13 - 14 ноября 2023. М: Изд-во ИМАШ РАН, 2023. С. 185-189.

4. ANSYS 2023 R1. Программная система анализа метода конечных элементов.

5. Испытания на статическую и циклическую прочность специальных образцов с искусственными и реальными рисками. Отчёт Института машиноведения им. А.А.Благонравова РАН. М.: 2003. 59 с.

6. Яковлев Д.С., Микуров В.В., Машенцева, М.С. Особенности механических характеристик массово применяемых марок сталей, используемых в технологических трубопроводах в интервале температур эксплуатации//Вестник Южно-Уральского Государственного университета. Металловедение и термическая обработка. 2022. Т. 22. №3. С. 11-27.
3. Риск-анализ в системе критериев живучести и безопасности. УДК 602.17

# ВЛИЯНИЕ ГЕРМЕТИЗИРУЮЩЕГО СЛОЯ И ЦИКЛИЧЕСКИХ НАГРУЗОК НА УДАРОСТОЙКОСТЬ НАМОТОЧНЫХ УГЛЕПЛАСТИКОВ

Джангуразов Э.Б.<sup>1</sup> – аспирант, Корохин Р.А.<sup>1</sup> – к.т.н., н.с., Третьяков И.В.<sup>1,2</sup> – м.н.с., Кирейнов А.В.<sup>2</sup> – зав. лаб., Юрков Г.Ю.<sup>1</sup> – д.т.н., гл. н.с., Солодилов В.И.<sup>1,2</sup> – к.т.н., ст. н.с.

<sup>1</sup> Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Федеральный исследовательский центр химической физики им. Н.Н. Семенова Российской академии наук

<sup>2</sup> Центр НТИ "Цифровое материаловедение: новые материалы и вещества" МГТУ им. Н.Э. Баумана e-mail: eldarinho7@yandex.ru

## INFLUENCE OF SEALING LAYER AND CYCLIC LOADS ON IMPACT RESISTANCE OF WOUND CARBON FIBER-REINFORCED PLASTICS Dzhangurazov E.B.<sup>1</sup> – PhD applicant, Korokhin R.A.<sup>1</sup>– PhD in engineering sciences, researcher, Tretyakov I.V.<sup>1,2</sup>– junior researcher, Kireynov A.V.<sup>2</sup>– head of the laboratory, Yurkov G.Y.<sup>1</sup>– grand PhD in engineering sciences, leading researcher, Solodilov V.I.<sup>1,2</sup>– PhD in engineering sciences, senior researcher <sup>1</sup> N.N. Semenov Federal Research Center for Chemical Physics Russian Academy of Sciences <sup>2</sup> NTI Center "Digital Materials Science: New Materials and substances" Bauman Moscow State Technical University e-mail: eldarinho7@yandex.ru

**Abstract.** Manufacturing of hermetic shells with high mass efficiency, capable of withstanding high pressures, is currently very relevant. The most promising way of development of hermetic shells is their fabrication from composite materials. However, composites are characterized by less tightness in comparison with metals and homogeneous polymers. To solve this problem, it is customary to introduce barrier layers made of materials with low gas permeability. During operation, composite shells may be subjected to cyclic loading during filling and emptying, as well as impacts, which can cause defects that can reduce the strength and also the integrity of the sealing layer, leading to gas leakage.

**Key words:** carbon fibers reinforced plastics, epoxy matrix, polysulfone, sealing layer, physical and mechanical properties.

Аннотация. Изготовление герметичных оболочек с высокой массовой эффективностью, способных выдерживать высокие давления, в настоящее время весьма актуально. Наиболее перспективным путем развития герметичных оболочек является их производство из композитных материалов. Однако композитам свойственна меньшая герметичность в сравнении с металлами и однородными полимерами. Для решения этой проблемы принято внедрять барьерные слои из материалов с низкой газопроницаемостью. В процессе эксплуатации композитные оболочки подвергаются циклическим нагрузкам во время их заполнения и опустошения, а также ударам, в результате чего могут возникнуть дефекты, которые снижают не только прочность, но и целостность герметичного слоя, что приведет к утечке газа.

Ключевые слова: углепластики, эпоксидные матрицы, полисульфон, герметизирующий слой, физико-механические свойства.

Изготовление герметичных оболочек с высокой массовой эффективностью, способных выдерживать высокие давления, в настоящее время весьма актуально. Наиболее востребованное направление – это создание герметичных оболочек из композитных материалов. Однако, композитам свойственна меньшая герметичность в сравнении с металлами и однородными полимерами. Для решения этой задачи весьма перспективно внедрять барьерные слои из материалов с низкой газопроницаемостью [1]. В процессе эксплуатации композитные оболочки подвергаются циклическим нагрузкам во время их заполнения и опустошения, а также ударам, в результате чего могут возникнуть дефекты, которые снижают не только прочность, но и целостность герметичного слоя, что приведет к утечке газа.

Цель работы – определить, как влияет пленка полисульфона (герметизирующий слой), расположенная в среднем слое углепластиков, и циклические нагрузки на их ударостойкость.

В работе использовали две композиции на основе эпоксидного связующего. Первая композиция состояла из эпоксидного олигомера ЭД-20 (100 м.ч.), который отверждали изо-метилтетрагидрофталевым ангидридом и-МТГФА (90 м.ч.) в присутствии ускорителя 2-метилимидазола 2-МИ (0,2 м.ч.). Второй тип связующего – из ЭД-20 (100 м.ч.), и-МТГФА (124 м.ч.), 2-МИ (0,2 м.ч.), полисульфона ПСК-1 (АО «Институт пластмасс имени Г.С. Петрова», Россия) (38 м.ч.) и активного разбавителя фурфурилглицидилового эфира ФГЭ (38 м.ч.). На основе каждого связующего намоткой получали два типа кольцевых образцов углепластика (УП). Первый тип УП не содержал в своем объеме герметизирующую пленку (контрольная партия). Во втором типе УП в средний слой во время намотки закладывали пленку полисульфона ПСК-1 толщиной 50 мкм. В качестве армирующих волокон использовали углеродный ровинг UMT49 («ЮМАТЕКС»). Термообработку проводили в течение 4 часов при температуре 140 °C. В результате для каждой партии УП изготавливали два типа кольцевых образцов, которые испытывали на растяжение по методу полудисков (определяли прочность σ и модуль упругости Е) и на сдвиг при ударе методом короткой балки на пружинном копре КПС-2 [2]. Морфологию поверхностей разрушения УП и поперечных шлифов исследовали с помощью сканирующего электронного микроскопа Phenom ProX. Поперечные шлифы УП дополнительно обрабатывали хлористым метиленом для выявления структуры, образованной термопластичной пленкой. Дополнительно армирующую структуру углепластиков исследовали рентгеновской томографией на микротомографе Bruker SkyScan 1172.

Испытание образцов УП при растяжении и приложение циклической нагрузки к кольцевым образцам осуществляли на универсальной испытательной машине Zwick Z100. По методу растяжения полудисками определяли разрушающее напряжение σ и модуль упругости Е полученных УП.

Для расчета диапазона приложения циклической нагрузки определены прочность и модуль упругости кольцевых образцов контрольной партии и партии, содержащей в среднем слое полимерную пленку (таблица 1).

Тип углепластика	Кон	трольный	С полисуль	фоновой пленкой						
Связующее	ЭД-20+МТГФА	ЭД-20+МТГФА+ФГЭ	ЭД-20+МТГФА	ЭД-20+МТГФА+ФГЭ						
Е, ГПа	253	268	230	247						
σ, МПа	1956	2209	1884	2043						

Табл. 1. Прочность о и модуль упругости Е углепластиков.

Циклическую нагрузку к кольцевыми образцам УП прикладывали в диапазоне от 10 до 60% от разрушающего напряжения (см. таблицу 1). Далее кольцевые образцы УП разрезали на сегменты длиной 42 мм, которые испытывали по методу короткой балки при

низкоскоростном ударе. Соотношение длины рабочей части образца l к высоте образца h составляло  $\approx 9$ .

В таблице 2 показано изменение прочности  $\tau$  при сдвиге и энергии  $E_1$ , разрушению контрольных углепластиков и углепластиков с соответствующей герметизирующим слоем, после приложения циклической нагрузки. Прочность т образцов углепластиков, не подвергшиеся действию циклической нагрузки, практически не зависит от наличия пленки в их среднем слое. Также не повлиял герметизирующий слой на энергию разрушения Е<sub>1</sub> углепластика. При увеличении количества циклов приложения нагрузки заметно снижение прочности и энергии разрушения Е<sub>1</sub>. Так, после приложения 10 циклов прочность  $\tau$  при сдвиге углепластиков без пленки полисульфона снижается на 5 % (с 57 до 53 МПа), энергия разрушения  $E_1$  – на 20 % (с 50 до 40 кДж/м<sup>2</sup>). Значения т и E<sub>1</sub> для углепластиков с пленкой полисульфона снижаются не так заметно – на 5 %. Предположительно при циклическом нагружении термопластичная пленка полисульфона, за счет своей большей деформативности по сравнению с эпоксидной матрицей, способна затруднять образование микротрещин и снижать их количество в углепластике.

Табл. 2. Прочность при сдвиге т и энергия разрушения E<sub>1</sub> углепластиков на основе немодифицированного связующего ЭД-20 после приложения циклической нагрузки в условиях низкоскоростного ударного нагружения.

Параметры	Герметизирующий слой в УП											
		без пленки			с пленкой							
Циклы	0	1	10	0	1	10						
τ, МПа	57±4	64±3	53±3	60±2	53±2	57±8						
Е <sub>1</sub> , кДж/м <sup>2</sup>	50±10	57±5	40±4	49±3	48±16	54±12						

Табл. 3. Прочность при сдвиге т и энергия разрушения E<sub>1</sub> углепластиков на основе эпоксидного связующего ЭД-20, модифицированного ПСК-1 и ФГЭ, после приложения циклической нагрузки в условиях низкоскоростного ударного нагружения.

Параметры	Герметизирующий слой в УП											
		без пленки		с пленкой								
Циклы	0	1	10	0	1	10						
τ, МПа	66±3	64±3	62±4	64±5	58±10	66±4						
Е <sub>1</sub> , кДж/м <sup>2</sup>	67±6	67±8	63±10	61±9	59±20	66±7						

На рисунке 2 показан поперечный шлиф образца УП с герметизирующим слоем из полисульфона на основе немодифицированного связующего (а) и на основе модифицированного (б), соответственно. На микрофотографии шлифа можно увидеть три области, образовавшихся в процессе растворения пленки полисульфона в эпоксидном связующем [3]. Область 1 характеризуется плотной укладкой углеродных волокон, которая представляет собой армирующую структуру УП. В области 2, в случае с образцом с немодифицированным связующим (рис. 2 а), плотность армирующей структуры становится меньше. Между армирующими волокнами наблюдаются фазовые структуры, образовавшиеся в процессе растворения пленки полисульфона, с размерами 2 – 15 мкм. В случае использования модифицированного связующего (рис. 2б) для углепластика с герметизирующим слоем разрыхления армирующей структуры вблизи пленки полисульфона не наблюдается (область 2). Растворение полисульфоновой пленки в

эпоксиполисульфоновом связующем происходит гораздо медленнее. Плотная укладка моноволокон обеспечивает значения прочности и модуля упругости на уровне углепластиков, не содержащих герметизирующего слоя Ширина области 2 с каждой стороны от пленки 3 приблизительно 60 – 90 мкм. Толщина пленки 3 около 30 – 45 мкм. Как отмечено выше, нарушение плотной армирующей структуры приводит к снижению значений модуля упругости на 8 % и прочности 10 % при растяжении по сравнению с контрольными образцами. Следует обратить внимание, что снижение прочностных характеристик сопоставимо с разбросом данных. На рисунке 2 показаны рентгеновские томограммы углепластика, содержащего в среднем слое полисульфоновую пленку. Видно, что пленка в среднем слое углепластика изогнута. Вероятно, это связано с деформированием пленки при укладке пропитанных углеродных жгутов во время намотки. Кроме этого, следует отметить, что при приложении циклической нагрузки в углепластике образуются микротрещины, которые не повреждают герметизирующий слой.



Рис. 2. СЭМ микрофотография (а, б) и томография (в, г) образцов углепластика, содержащего герметизирующий слой с немодифицированным (а, в) и модифицированным (б, г) связующем.

Показана перспективность применения полисульфоновой пленки в качестве герметизирующего слоя в углепластике. Пленка полисульфона мало влияет на прочность

и модуль упругости при растяжении кольцевых образцов УП. Прочность при сдвиге и энергия разрушения при ударе, в том числе после приложения циклического нагружения, мало меняется при введении герметизирующего слоя. Разрушение углепластиков происходит в области, не содержащей пленки полисульфона.

## Литература

1. Kuperman A.M., Sergeev A.Yu., Turusov R.A., and Solodilov V.I. Influence of a Sealing Layer on the physical and mechanical properties of the shell of a high-pressure vessel for hydrogen storage // Russian Journal of Physical Chemistry B — 2022. — Vol. 16, No. 6. P. 1172—1179. DOI: 10.1134/S1990793122060070

2. Tretyakov I.V., Petrova T.V., Kireynov A.V., Korokhin R.A., Platonova E.O., Alexeeva O.V., Gorbatkina Yu.A., Solodilov V.I., Yurkov G.Yu., Berlin A.A. Fracture of Epoxy Matrixes Modified with Thermo-Plastic Polymers and Winding Glass Fibers Reinforced Plastics on Their Base under Low-Velocity Impact Condition // Polymers. – 2023. – Vol. 15, No. 13. P. 2958 DOI: 10.3390/polym15132958

3. Шапагин А.В., Будылин Н.Ю., Чалых А.Е. Регулирование фазовой структуры на межфазной границе в системе эпоксидная смола—полисульфон // Известия академии наук. Серия химическая. — 2018. — Т.12, С. 2172-2177.

# ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ПОКАЗАТЕЛЕЙ КАЧЕСТВА И БЕЗОПАСНОСТИ ДИАГНОСТИЧЕСКОЙ ИНФОРМАЦИИ ПРИ ОЦЕНКЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ДИАГНОСТИЧЕСКИХ СИСТЕМ

## USING QUALITY AND SECURITY INDEXES OF DIAGNOSTIC INFORMATION IN ASSESSING THE EFFECTIVENESS OF DIAGNOSTIC SYSTEMS Дубинин Е.Ф. – н.с., Куксова В.И. – к.э.н., с.н.с. Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН e-mail: mibsts@mail.ru Dubinin E. F. - Research Fellow, Kuksova V. I. - Ph.D. (Econ.), Senior Research Fellow

Mechanical Engineering Research Institute of the Russian Academy of Sciences (IMASH RAN) e-mail: mibsts@mail.ru

**Abstract.** In technogenic risks management an important role belongs to diagnostic systems, the work of which is related to the processing and use of information. In this context, the concept of information efficiency of diagnostic systems is introduced. For it quantitative assessment it is necessary to define a set of indexes characterizing it. Several groups of indexes characterizing the basic properties of output information – its quality and security – have been identified. The peculiarities of some group are considered, specific quantitative indexes are proposed. Formation of a set of partial indexes of information efficiency of the diagnostic system is the first stage of its modeling, analysis of the obtained results and development of control actions.

Key words: diagnostic system, efficiency, diagnostic information, quality indexes, security indexes.

Аннотация. В управлении техногенными рисками важная роль принадлежит диагностическим системам, работа которых связана с обработкой и использованием информации. В данном контексте вводится понятие информационной эффективности диагностических систем. Для ее количественной оценки необходимо определить совокупность характеризующих ее показателей. Выделено несколько групп показателей, характеризующих базовые свойства выходной информации – ее качество и безопасность. Рассмотрены особенности некоторых групп, предложены конкретные количественные показатели. Формирование совокупности частных показателей информационной эффективности диагностической системы является первым этапом ее моделирования, анализа полученных результатов и выработки управляющих воздействий.

Ключевые слова: диагностическая система, эффективность, диагностическая информация, показатели качества, показатели безопасности.

### Введение

Снижение рисков и предотвращение техногенных чрезвычайных ситуаций, уменьшение расходов на эксплуатацию в период жизненного цикла сложных технических систем (СТС) требует осуществления контроля и оценки их состояния и остаточного ресурса. В настоящее время почти все СТС оборудованы встроенными или внешними диагностическими системами (ДС), которые участвуют в обеспечении решения этих задач и управлении жизненным циклом. При этом диагностические системы, являясь составной частью объектов диагностирования (ОД), влияют на безопасность СТС и требуют проведения оценки надежности и эффективности.

Объективная диагностическая информация играет определяющую роль при управлении рисками эксплуатации СТС, поэтому возникает задача детального рассмотрения вопроса информационной эффективности ДС.

## Оценка информационной составляющей эффективности ДС

Современные диагностические системы отличаются по построению, принципу работы и конструкции в соответствии с множеством различных объектов диагностики, на которых они применяются (отраслевые и функциональные различия объектов, различные условия эксплуатации).

Это, в свою очередь, обусловило возникновение и развитие различных подходов к количественной оценке технического уровня и надежности ДС, их «вклада» в безопасный и экономичный режим функционирования ОД. Однако, несмотря на указанные различия, задачи, решаемые любой диагностической системой, связаны с реализацией информационных процессов [1].

Таким образом, любую ЛC можно рассматривать как разновидность информационной системы и проводить анализ результативности ее функционирования, оценивая эффективность процессов, связанных с обработкой, передачей и использованием информации. В данном контексте можно ввести понятие информационной эффективности ДC, которую можно рассматривать как разновидность функциональной, эксплуатационной эффективности [2]. Информационная эффективность диагностической системы может рассматриваться как комплексная характеристика, позволяющая оценить соответствия потребностям пользователей основе степень ee на требований, предъявляемых к диагностической информации [3]. Например, ДС может считаться эффективной, если с учетом имеющихся ресурсов позволяет решать необходимые информационные задачи в минимальные (либо установленные) сроки [4].

## Показатели информационной эффективности диагностических систем

Для количественной оценки и моделирования информационной эффективности диагностической системы необходимо определить и структурировать совокупность характеризующих ее частных показателей. При формировании классификации в качестве требований основного классификационного признака примем удовлетворение заинтересованных пользователей к выходной диагностической информации. При этом необходимо учитывать действующие нормативные и научно-методические документы в области технической диагностики и в сфере информационных технологий. С учетом изложенного целесообразно выделить две основные группы показателей информационной базовые эффективности ДC, характеризующих свойства предоставляемой заинтересованным пользователям выходной информации: ее качество и безопасность (рис. 1).



Рис. 1. Классификация показателей информационной эффективности ДС

Для решения прикладных задач предпочтительно иметь количественные или формализуемые качественные показатели, определяющие информационную эффективность ДС.

Часто на практике вместо сложных прямых измерений применяются косвенные показатели, которые не связаны прямо с мерами ценности информации, однако делают возможным с приемлемой точностью оценить параметры выходной информации, характеризующей функционирование ДС ([5, 6]).

В качестве примера рассмотрим далее сформированные с использованием косвенных оценок группы показателей, характеризующих достоверность и полноту информации.

#### Показатели качества диагностической информации

Среди показателей, характеризующих качество выходной диагностической информации, наиболее существенными являются показатели ее достоверности (достоверности диагностирования). Эти показатели дают возможность объективно оценить, насколько результаты проведенного диагностирования соответствуют реальному техническому состоянию объекта. В данном случае представляется возможным разделить количественные показатели достоверности диагностирования на две группы.

Первая группа позволяет произвести оценку того, насколько правильно после диагностирования было определено техническое состояние ОД. Вторая группа характеризует точность проведенного диагностирования, то есть степень соответствия величин действительных и величин, полученных поле диагностирования.



Рис. 2. Показатели достоверности диагностической информации

Структура и примерный перечень базовых показателей достоверности диагностирования приведены на рис. 2. Все приведенные базовые показатели являются вероятностными, их использование регламентировано действующими нормативнотехническими документами [7, 8].

Важным критерием качества получаемой при диагностировании информации является ее полнота. Полнота диагностической информации отражает достаточность получаемых данных для суждения о техническом состоянии ОД и его последующей эксплуатации. Обычно при разработке и эксплуатации СТС вследствие относительности и субъективности данного критерия оценка полноты диагностирования проводится по косвенным показателям. В существующих нормативно-технических документах даются следующие близкие по смыслу определения полноты диагностирования. Это:

- характеристика, определяющая возможность выявления отказов (неисправностей) в объекте при выбранном методе его диагностирования (контроля) [7];

- отношение числа реально проверяемых функций в соответствии с техническими условиями к общему числу функций диагностируемого изделия [9].

Первое, более раннее определение, позволяет рассматривать проблему полноты диагностирования в контексте достоверности диагностической информации. Второе определение ориентировано на сам процесс диагностики. Соответственно показатели полноты диагностирования можно разделить на две группы (см. рис. 3).





Состав показателей полноты диагностирования, приведенных на рис. 3, не является исчерпывающим. То же относится к рисунку 2.

#### Критерии и показатели безопасности диагностической информации

Для количественной оценки уровня информационной безопасности ДС в общем случае можно использовать следующие показатели:

1. Вероятность потери целостности диагностической информации Р<sub>ПШ</sub>:

$$P_{\Pi II} = P(T_{II}) \cdot P(V_{II}), \qquad (1)$$

где  $P(T_{ij})$  – вероятность реализации угрозы целостности диагностической информации;  $P(V_{ij})$  – вероятность использования уязвимостей ДС для реализации угрозы целостности диагностической информации.

2. Вероятность нарушения конфиденциальности диагностической информации  $P_{\Pi K}$ :

$$P_{\Pi K} = P(T_K) \cdot P(V_K), \qquad (2)$$

где  $P(T_K)$  – вероятность реализации угрозы конфиденциальности диагностической информации;  $P(V_K)$  – вероятность использования уязвимостей ДС для реализации угрозы конфиденциальности диагностической информации.

3. Вероятность нарушения доступности диагностической информации P<sub>ПЛ</sub>:

$$P_{\Pi \beta} = P(T_{\beta}) \cdot P(V_{\beta}), \qquad (3)$$

где  $P(T_{\mathcal{A}})$  – вероятность реализации угрозы доступности диагностической информации;  $P(V_{\mathcal{A}})$  – вероятность использования уязвимостей ДС для реализации угрозы доступности диагностической информации.

Для оценки рисков от реализации угроз и уязвимостей информационной безопасности следует провести финансовую оценку соответствующих информационных активов и определить размер ущерба от потери целостности, конфиденциальности и доступности диагностической информации.

# Оценка информационной эффективности ДС с использованием показателей качества и безопасности диагностической информации

Рассмотренные показатели безопасности и качества выходной диагностической информации являются частными характеристиками информационной эффективности ДС. Вместе с тем для комплексной оценки эффективности применяемой информационной технологии необходимо создание обобщенной модели, в которой рассмотренные показатели являются входными переменными, а результат моделирования позволяет получить интегральную оценку эффективности ДС в той или иной форме.

Для обработки данных можно использовать разные методы, такие как методы построения и анализа трендов, нейронных сетей, распознавания образов, статистического анализа, опорных векторов, деревья классификации и т.д. Поэтому выбор метода в конкретном случае определяется спецификой объекта диагностирования, целей моделирования и начальных условий. Основными задачами моделирования, являются:

1. Формирование оптимальной по составу и структуре совокупности частных показателей информационной эффективности.

2. Выбор (формирование) обобщенного критерия эффективности, а также наиболее предпочтительной формы интегрального показателя эффективности.

3. Исследование влияния изменения показателей информационной эффективности ДС на уровень безопасности и риска функционирования ОД.

4. Анализ полученных результатов и их использование в системе управления рисками на различных этапах жизненного цикла объекта диагностики с целью предотвращения аварийных ситуаций.

## Заключение

ДС можно рассматривать как разновидность информационных систем, что позволяет анализировать результативность их функционирования, оценивая эффективность процессов обработки, передачи и использования диагностической информации. В данном контексте можно ввести понятие информационной эффективности диагностических систем.

Для количественной оценки информационной эффективности необходимо определить и структурировать совокупность характеризующих ее показателей. В качестве основного классификационного признака предлагается использовать требования пользователей к выходной диагностической информации. По этому признаку выделены две основные группы показателей, – ее качество и безопасность.

Качество выходной диагностической информации можно охарактеризовать четырьмя группами показателей. Это надежность, своевременность, полнота и достоверность представления. Безопасность диагностической информации характеризуется тремя группами показателей: целостность, конфиденциальность и доступность для пользователей.

Специфика информации как объекта оценки определяет наличие среди рассмотренных показателей ее качества большого числа косвенных и вероятностных. Эти показатели не связаны напрямую с мерами ценности информации, но позволяют достаточно точно охарактеризовать результаты функционирования ДС.

диагностической Безопасность информации, в соответствии с действующими нормативно-правовыми документами, следует рассматривать как совокупность позволяющих обеспечить защитных мер, ee целостность, конфиденциальность и доступность. Для количественной оценки рекомендуется определять риск информационной безопасности на основе, учитывающей уровни угроз, уязвимостей, тяжесть последствий (потери в денежном эквиваленте). В качестве частных показателей можно использовать вероятность потери целостности, нарушения конфиденциальности и нарушения доступности диагностической информации.

Формирование совокупности частных показателей информационной эффективности диагностической системы является первым этапом ее моделирования, анализа полученных результатов и выработки управляющих воздействий для оптимизации стратегии эксплуатации объекта диагностики и предотвращения аварийных ситуаций.

## Литература

1. Дубинин Е.Ф., Куксова В.И. Некоторые вопросы количественной оценки информационной эффективности диагностических систем // Проблемы безопасности и чрезвычайных ситуаций. 2022. №5. с.107-117.

2. Басов О.О., Саитов И.А. Качество функционирования и эффективность полимодальных инфокоммуникационных систем // Труды СПИИРАН. 2014. Вып. 1(32). С.152-170.

3. Костогрызов А.И., Лазарев В.М., Любимов А.Е. Прогнозирование рисков для обеспечения эффективности систем информационной безопасности в их жизненном цикле // Правовая информатика. 2013. №4. С.4-16.

4. Юсупов Р.М., Мусаев А.А. Особенности оценивания эффективности информационных систем и технологий // Труды СПИИРАН. 2017. Вып. 2(51). С.5-34.

5. Рзаев Х.Н., Самедов Ф.Г., Иманова З.Б., Джамалова Ж.С. Обеспечение безопасности информации в системе управления бурением морских нефтегазодобывающих сооружений // Системи обробки інформації. 2016. Вып. 4 (141). С.59-71.

6. Чичёв С.И., Калинин В.Ф., Глинкин Е.И. Информационно-измерительная система электросетевой компании. – Москва: Издательский дом «Спектр». – 2011. – 156 с. – ISBN 978-5-904270-66-7.

7. ГОСТ 20911-89. Техническая диагностика. Термины и определения. Дата введения 01.01.1991. – Москва: ФГУП Стандартинформ. – 2016. – 9 с.

8. ГОСТ 27518-87. Межгосударственный стандарт. Диагностирование изделий. Общие требования. Дата введения 01.01.1989–Москва: ФГУП Стандартинформ. –2009. – 4 с.

9. ГОСТ Р 27605-2013. ГОСТ Р 27.605-2013 Надежность в технике. Ремонтопригодность оборудования. Диагностическая проверка. Дата введения 2014-06-01. Стандартинформ. – 2014. 24 с.

# СИСТЕМНЫЕ ПУТИ СНИЖЕНИЯ РИСКОВ В МАШИНОСТРОЕНИИ И УЯЗВИМОСТИ ПРОЦЕССОВ РЕМОНТА, ВОССТАНОВЛЕНИЯ, МОДЕРНИЗАЦИИ ТЕХНИКИ

Панов А.Н.<sup>1</sup> – к.т.н., главный эксперт, Ромашова Е.Ю.<sup>2</sup> – м.н.с., Бодунов Д.М.<sup>2</sup> – к.ф-м.н., с.н.с. <sup>1</sup> ЮРС-РУСЬ <sup>2</sup> Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН

a.panov@tut.by

romashova@imash.ru

## SYSTEMIC WAYS TO REDUCE RISKS IN MECHANICAL ENGINEERING AND VULNERABILITY OF REPAIR, RESTORATION, AND MODERNIZATION PROCESSES OF EQUIPMENT

**Panov A.N.**<sup>1</sup> – Ph.D. of Engineering Sciences, Chief Expert, **Romashova E.Yu.**<sup>2</sup> – Junior Reseacher, **Bodunov D.M.**<sup>2</sup> – **Ph.D. of Physico-mathematical Sciences**, Senior Researcher <sup>1</sup>YURS-RUS

<sup>2</sup>Mechanical Engineering Research Institute of the Russian Academy of Sciences a.panov@tut.by romashova@imash.ru

**Abstract.** The article considers the problem of the need to rethink the methodology of designing repair, restoration and modernization processes in connection with the changed paradigm – the transition from a deterministic, statistical, probabilistic design postulate to a risk-oriented one. The fundamental elements of the risk-based design methodology and model are propose, which are necessary for use in the development of technological processes to achieve acceptable probabilities of non-conformity of products during their replication and ensure competitive efficiency.

Keywords: products, quality, technology, repair, risk-oriented design, risks.

Аннотация. В статье рассматривается проблема необходимости переосмысления методологии проектирования процессов ремонта, восстановления и модернизации в связи с изменившейся парадигмой – переходом с детерминированного, статистического, вероятностного постулата проектирования на риск-ориентированный. Предлагаются основополагающие элементы методологии и модели риск-ориентированного проектирования, необходимые для использования при разработке технологических процессов для достижения приемлемых вероятностей несоответствия продукции при ее тиражировании и обеспечения конкурентоспособной эффективности.

Ключевые слова: продукция, качество, технология, ремонт, риск-ориентированное проектирование, риски.

Методология традиционного проектирования объектов машиностроения [1-5] основана на идентификации технических требований потребителей, заинтересованных сторон в формировании соответствующего массива характеристик (номинальные значения и поля допусков) проектного решения в конструкторско-технологической документации. Одним из основных критериев несоответствия в жизненном цикле является отказ, важнейшим показателем которого является значимостью последствий прямой, косвенный и отдаленный ущерб.

При риск-ориентированном проектировании [6-12], в дополнении к традиционно устанавливаемым двум показателям – номинальному значению и полю допуска для каждой характеристики конечного объекта, конструкции узлов, деталей и материала, а

также процессов изготовления, восстановления и т.п. предложено [7,8,11] вводить идентификатор значимости ее влияния (в конечном итоге, экономического) на выполнение функций объекта машиностроения для потребителя и заинтересованных сторон (в том числе безопасность, экология). Последствия отказов приводят к существенным последствиям и следует учитывать интегральный ущерб, начиная от потерь для производителя объекта машиностроения (восстановление в период гарантий), для эксплуатирующей организации и заинтересованных сторон – конечных потребителей [8-11]. Наибольший ущерб может быть из-за невыполнения критических, либо стратегических технологических операций объекта в заданный срок, либо приводящий к авариям и катастрофам. Например, отказ подвижного состава железнодорожного прокатного стана, объекта энергетики из-за многих транспорта, очевидных повторяющихся операций может быть оценен достаточно точно [9,10]. С другой стороны, например, в техническом задании на объект устанавливается заданный гамма-процентный ресурс, а его значимая вариация (как не достижения, так и превышение) на практике, удорожанию – ущербу. Таким образом, оптимизация вариации приведет к воспроизводимости характеристик, начиная от материала и заканчивая сборочной единицей процесса тиражирования (изготовление, ремонт и т.п.), является весьма актуальной задачей. Достоверная оценка интегрального ущерба позволяет обосновано выделять ресурсы для инвестиций с целью достижения приемлемой вероятности отказа (разрушения и т.п.) конструкторско-технологическими методами с фокусированием на локальных зонах – источниках деградации на основе актуальных знаний науки и техники. Таким образом, развитие моделей, методик анализа и управления рисками в процессе риск-ориентированного проектирования [6-12] в жизненном цикле, в том числе на этапе «восстановление/ ремонт», особенно для уникальной техники, является актуальной задачей, решение которой позволит достигать оптимальных, конкурентоспособных показателей «качество – цена – риски соответствия».

При проектировании и апробации технологических процессов традиционным критерием достижение качества продукции являлся достижение приемлемого процента брака [1-6]. В настоящее время при тиражировании целью по качеству становится, например, достижение требуемой вероятности несоответствия в миллионных долях показателях, таких как ppm – 10<sup>-6</sup>, например, 50 ppm. Т.е. требуемая вероятность соответствия должна быть на 3-5 порядков меньше традиционной. Достичь указанной вероятности классическими методами проектирования технологических процессов производства и ремонта не представляется возможным, например, из-за существенной вариации факторов производства (оборудование, оснастка и т.д.). В машиностроении традиционное проектирование процессов тиражирования основывается на детерминированном подходе, статистической оценке и достаточно редко на вероятностном прогнозировании. В основе предположения, что технологические/ участвующие производственные процессы И объекты В них (оборудование, инфраструктура, персонал и т.д.), например, система СПИД (станок-приспособлениеинструмент-деталь), практически неизменны (например, благодаря обслуживанию) в течение времени и это позволяет стабильно достигать соответствия продукции, которое было оценено в момент ее постановки на производство (опытная партия, первая серия). Фактически указанным процессам, например, системы СПИД – также присущи вариации и бифуркации (нахождение оснастки на границе поля допуска, что не является браковочным признаком, мгновенные отказы и т.п.) [6-12]. В свою очередь, процессы обеспечения соответствия производства, например, процессы проведения обслуживания оборудования, оснастки, подготовки инструмента, средств измерения, помещений, смена персонала – в течение длительного времени также существенно изменчивы. Соответственно первоначальная оценка надежности/точности (например, по ГОСТ 27.202) технологического процесса становится недостоверной во времени. Существующая система разработки ремонтной документации (в том числе для серийного ремонта)

I58

осуществляется на основе действующих систем стандартизации по ГОСТ 2.602, ЕСТД, ЕСТПП и др., содержит порядок и правила проверки качества отремонтированного изделия. Следует отметить, в основу ГОСТ 2.602 положена традиционная методология детерминированного подхода и статистической оценки, что не адекватно современным требованиям по качеству – риск-ориентированному мышлению.

Для решения проблемы предложено фундаментальное изменение определений терминов, позволяющее результативным и эффективным образом изменить базовые соответственно обеспечивать лостижение пелей на основе посылы И рискориентированной фрактально-аттракторной парадигме. В развитии определений терминов «риск», «качество» (см. ISO 9000) и «надежность» (см. ГОСТ серии 27.000) развиты терминов, фундаментально изменяющие систему проектирования, определения производства, применения, восстановления и утилизации. Для этого вводится добавление в конце определений указанных терминов «качество...», «надежность...» – «...при приемлемом риске для заинтересованных сторон в жизненном цикле объекта». Таким образом, в жизненном цикле техники предложено использовать фрактал, позволяющий системно управлять не только результатом - достижением вероятности соответствия характеристики, но и интегральной эффективностью, с использованием критерия «приемлемости» для управления по приоритетам.



Puc. 1. Модель идентификации значимости последствий и требуемой вероятности возникновения и обнаружения источников отказов на основе риск-ориентированного проектирования

Реализация методов риск-ориентированного подхода развито, например в ГОСТ/ПР 16949, разработанном (с участием авторов статьи) в развитии широко используемого в организациях машиностроения Белоруссии СТБ 16949, а также СТБ В 15.004. Новой методологией для достижения соответствия продукции и процессов изготовления является перспективное планирование качества продукции на основе управления рисками [7-12]. Предложено методику оценки достижения приемлемых конструкторско-технологических рисков [7-11] объектов машиностроения в рамках рискориентированного проектирования развить путем введения при проектировании/ конструировании шагов планирования приемлемых рисков, их анализа и синтеза новых конструкторско-технологических решений, в том числе, для типа процессов изготовления/ Для этого предложено ввести фрактал – в конструкторсковосстановления. технологической документации устанавливается третий обязательный показатель -«ущерб/ значимость последствий» несоответствия, балл проставляется возле технической характеристики в конструкторско-технологической документации [7-11].

☐ Концепция Опытный ☐ Опытная партия Анализ вероятных отказов и их последствий FMEA №: образец															
□ Серия 🗹 🕻 Обс	Экспл служи	уатация/ вание	🗆 Утил	□ Утилизация П FMEA продукции 🖾 FMEA процесса О						Стр.	Стр.:				
Тип/модель/выпуск/партия: Структура системы АБВ					Дело Ј Статус ХХХХ	№ 123- с измен КХ	4567 нения:	Ответ Орган	ствен низаци	ный: ХХХХ 1я: ХХХХ	Отдел Дата:	Отдел: Дата: 01.04.2021			
Система №/систе термообработки	мный	элемент: п	роцесс		Дело Ј Статус ХХХХ	№ 4567 с измен К	иния:	Ответ Орган	:: ҮҮҮ низаци	ҮҮ 1я: ҮҮҮҮ	Отдел Дата:	г: ЛЛЈ 28.03	I .2022		
Возможные последствия отказа	S	Возможн отка	ые виды аза	K <sup>1)</sup>	Возможн причины от	ные гказов	Меры по предотвр ию	ащен	0	Меры по обнаружению		D	RPN	Документ: отчет/план	
Системный элеме	нт: на	грев													
Последовательное	сть/оп	ерация: по	одготовка	а к наг	реву, нагрев	з винта	с головкой в	в сооти	зетств	ии со специфи	кацие	й ТР 2	270		
Часть винтов в партии не	8	Неравном прогреван	ерное ие	3	Оборудован процесса (п	иие ечь	Стадия	жизне	нного	цикла проект 13.06.202	а: план 21	ниров	ание п	роекта <sup>2)</sup> :	
получат требуемых свойств прочности и твердости		винтов в г на операц нагрева	артии ии	терис	термическая обеспечивае равномерно нагрева вин партии в зависимости расположен внутри печи	<ul> <li>я) не</li> <li>эт</li> <li>сть</li> <li>тов в</li> <li>и от их</li> <li>ия</li> <li>1</li> </ul>	Температура зоне нагрева оценивается одной точке техническом задании на поставку печ установлено требование измерения в одной точке В техническ задании на поставку печ установить требование н измерению и обеспечению градиента температурь в зонах нагр	а в а в в в 1 ни ни ни ни по м ева	10 (3) <sup>3</sup>	В печи устанс одиночное средство изме температуры в средней зоне 0. Закупка оборудования в соответстви техническим заданием (№ л от 10.06.2021) 1. Приемка пе при ее постав требуемой величине С <sub>тик</sub> . 2. Внести в пл управления (№ от 20.09.2021) 3. Проводить расчет величи С <sub>тик</sub> с заданної периодичност	рения в и с ABC чи ке по иан ман а́ хью	8 (2) <sup>3)</sup>	640 (48) <sup>3</sup> )	Инженер по закупке оборудования, инженер- механик, инженер- метрологО. Закупка оборудования в соответстви и с тех. заданием (Акт № АВС от 10.06.2021) 1. Приемка осуществлена в соответстви и с техническим заданием (акт № ВВ от 20.08.2021) 2. Внесено в план управления (Акт № АА от 20.09.2021)	
<ul> <li><sup>2)</sup> См. приложен</li> <li><sup>3)</sup> Балл вероятно</li> </ul>	ия прі ние ости в	иоритетноо возникнове	сти харан сния в сл	стерис учае за	тики авершения в	зыполн	ения всех зап	тланиј	оовани	ных мероприят	гий.				

Рис 2. Фрагмент примера анализа рисков методом PFMEA процесса термообработки

В дополнение к существующему комплекту конструкторско-технологической

документации (ЕСКД, ЕСТД и т.п.) для управления источниками/ первопричинами отказов, в том числе при тиражировании (рис.1), необходимо разрабатывать новые виды документов, включающие: «перечень приоритетности характеристик продукции/ процесса»; «план управления рисками процесса»; идентифицированные риски путем документирования/ построений - «дерево конструкции/ процесса» - «дерево функций» - «дерево отказов» - «дерево причин» - «дерево источников», последнее на основе актуальных знаний науки; алгоритм построения деревьев причин несоответствий процесса позволяет проиллюстрировать логику анализов; - «карта потока рисков»;- «анализ рисков продукции и процессов» (с использованием методики FMEA/ RFMEA,) (рис.2). Следует отметить, что одобрение пригодности процессов управления рисками осуществляется поэтапно, начиная от рабочего места до потребителя. Применение методики анализа рисков проиллюстрировано на многочисленных примерах объектов машиностроения – несущие конструкции, зубчатая передача и т.д.).

Развито методическое обеспечение для управления конструкторскотехнологическими рисками в рамках риск-ориентированного проектирования процессов тиражирования (в том числе изготовления/ ремонта), в основе которого модели «вероятность - ущерб/ значимость приоритета», оптимизации затрат на управление рисками, оптимизации эффективности в жизненном цикле продукции, а также методика идентификации значимости приоритета технической характеристики в конструкторской и технологической документации.

Разработанный комплекс методик анализа рисков и оценки вероятности невыполнения характеристик позволяет на этапе «опытной партии тиражирования» рискориентированного проектирования и изготовления:

- оценивать вероятное количество несоответствий в эксплуатации с учетом значимости возможных последствий, как для потребителя, так и производителя;

- достигать вероятности отказа до приемлемой величины в зависимости от потенциального ущерба для конфигуратора, в котором функционирует объект машиностроения;

- при заданных ресурсных ограничениях (себестоимости) максимально удовлетворять требования как потребителя, так и изготовителя.

Системное применение методологии риск-ориентированного проектирования на основе разработанных государственных стандартов Белоруссии, позволяет повысить конкурентоспособность, эффективность создаваемой продукции и в целом машиностроительного комплекса стран и союзов. Методики управления рисками, устанавливаемые серией разработанных стандартов, элементы риск-ориентированного проектирования, внедряются и используются для повышения результативности и эффективности в машиностроительных организациях (БелАЗ, Минский тракторный завод, Минский моторный завод, Гомсельмаш, МАЗ и их поставщики).

## Литература

1. Основы технологии машиностроения: учебник для вузов / под. ред. В. С. Корсакова. – 3-е изд., перераб. и доп. – М.: Машиностроение, 1975. – 328 с.

2. Справочник технолога-машиностроителя. В 2 т. Т.1 / под ред. А. М. Дальского [и др.]. – М.: Машиностроение-1, 2001. – 912 с.

3. Технология машиностроения. В 2 т. Т.1. Основы технологии машиностроения / В. М. Бурцев [и др.]; под ред. А. М. Дальского. – М.:МГТУ им. Н.Э. Баумана, 1997. – 564 с.

4. Якушев, А. И. Взаимозаменяемость, стандартизация и технические измерения. Учеб. для втузов – 6-е изд., доп. и перераб / А. И. Якушев, Л. Н. Воронцов, Н. М. Федотов. – М.: Машиностроение. 1986. – 352 с.

5. Мрочек, Ж. А. Прогрессивные технологии восстановления и упрочнения деталей машин: учеб. пособ. для машиностроит. спец. вузов / Ж. А. Мрочек, Л. М. Кожуро, И. П. Филонов. – Минск: УП «Технопринт», 2000. – 263 с.

6. Основы системы менеджмента качества машиностроительного предприятия / В. И. Арбузов, Ж. А. Мрочек, А. Н. Панов, В. Л. Хартон. – Мн.: Технопринт, 2000. – 280 с.

7. Горбацевич, М.И. Проектирование транспортных средств: нагруженность, повреждение, ресурс: Монография/ М.И. Горбацевич, А.Н. Панов, С.М. Минюкович; Под общей ред. А.Н. Панова. – Мн.: «Технопринт», 2005г.-264 с.: ил.

8. Панов, А.Н. Научно-методические основы проектирования: системное обеспечение приемлемых рисков в автотракторосельхозмашиностроении: монография / А.Н. Панов, И.И. Осмола, И.В. Шкадрецов, В.Б. Ловкис, Л.А. Маринич; под общей ред. А.Н. Панова. – Минск: БГАТУ, 2009. – 486 с.: ил.

9. Махутов Н.А., Панов А.Н. и др. Безопасность России. Правовые, социальноэкономические и научно-технические аспекты. Научные основы техногенной безопасности. / Под общ. ред. Махутова Н.А.- М.: МГФО «Знание», 2015, - 936 с., ил.

10. Махутов Н.А., Панов А.Н. и др. Проблемы прочности, техногенной безопасности и конструкционного материаловедения /под ред. Н.А. Махутова, Ю.Г. Матвиенко, А.Н. Романова.- М.: ЛЕНАНД, 2018.- 720 с.

11. Панов А.Н., Ромашова Е.Ю. Автоматизация риск-ориентированного проектирования техники // Международная конференция «Машины, технологии и материалы для современного машиностроения»: сборник тезисов докладов конференции, посвященной 85-летию Института машиноведения им. А.А. Благонравова РАН – 2023. – С.225.

12. Кравченко И.Н., Ерофеев М.Н., Бондарева Г.И. Техническое диагностирование и повышение качества эксплуатации машин и технологического оборудования // Ремонт, восстановление, модернизация. 2007. №10. С.39-42.

УДК 621

# ПРОЕКТИРОВАНИЕ И МЕТОДОЛОГИЯ УПРАВЛЕНИЯ РИСКАМИ В МАШИНОВЕДЕНИИ. ОПТИМИЗАЦИЯ УЩЕРБОВ

Панов А.Н.<sup>1</sup> – к.т.н., главный эксперт, Махутов Н.А.<sup>2</sup> - д.т.н., член-корреспондент РАН, главный научный сотрудник, Ромашова Е.Ю.<sup>2</sup> – м.н.с.

<sup>1</sup>ЮРС-РУСЬ

<sup>2</sup> Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН

a.panov@tut.by

romashova@imash.ru

## DESIGN AND METHODOLOGY OF RISK MANAGEMENT IN MACHINE SCIENCE. DAMAGE OPTIMIZATION

**Panov A.N.**<sup>1</sup> – Ph.D. of Engineering Sciences, Chief Expert, Makhutov N.A. – Doctor of

Technical Sciences, Corresponding Member of the Russian Academy of Sciences,

Romashova E.Yu.<sup>2</sup> – Junior Reseacher,

<sup>1</sup>YURS-RUS

<sup>2</sup>Mechanical Engineering Research Institute of the Russian Academy of Sciences

a.panov@tut.by

romashova@imash.ru

**Abstract.** The article presents materials on the development of the methodology of the riskbased design system as a new stage in the development of project activities for effective and efficient competitiveness in the global engineering industry. For practical application of the methodology developed: appropriate risk management techniques; new types of documentation; state standards.

Key words: risk, design, engineering, methodology, efficiency.

Аннотация. В статье представлены материалы о методологии риск-ориентированного проектирования, как нового этапа в развитии проектной деятельности лля результативного и эффективного обеспечения конкурентоспособности в мировом машиностроении. Для практического применения методологии разработаны: соответствующие методики управления рисками; новые вилы документации; государственные стандарты.

Ключевые слова: риск, проектирование, машиностроение, методология, эффективность.

В настоящее время деятельность человечества сопровождается: мировым разделении труда стран с различным уровнем инженерной и производственной культуры; многократным усложнением техники и технологий, в том числе сналичием встроенного программного обеспечения; существенным сокращением ресурсов; существенно нелинейными процессами функционирования и деградации техники; ростом техногенных, природных и социальных рисков; уменьшением сроков проектирования и выхода на рынок в конкурентной среде [1, 2]. Традиционное проектирование, основанное на детерминированном, допусковом/ статистическом, вероятностном подходах, не адекватно глобальным планетарным изменениям и не позволяет достигать приемлемых рисков.

Актуальные вопросы и решения комплексной проблемы жизнедеятельности и жизнеобеспечения, методы достижения приемлемых рисков, а также оценки и управления дифференцированными и интегральными рисками (в том числе качество, надежность и безопасность) представлены в многотомном издании «Безопасность России» [1, 2]. Для повышения качества и снижения рисков весьма дорогостоящей и критически важной ракетно-космической техники [3] предложено использовать три пути: а) «ужесточение», т.е. декларативное уменьшение рекомендуемых при проектировании полей допусков на

характеристики комплектующих связи пределами технологических (в с И метрологических возможностями); введение селективной сборки (для уменьшения разброса характеристик); целенаправленный подбор комплектующих. Очевидно, что предложенная методика [3] имеет ограниченное применение и экономически не оптимальна. Следует отметить, что первоисточником техногенных, природных и социальных рисков является несоответствующая информация, используемая при проектировании и применении техники и технологий [4-7]. Предложено фундаментальное изменение существующих (ISO/IEC Guide 2:2004, № 184-ФЗ от 27.12.2002 г; № 162-ФЗ от 29. 06. 2015 г.; ISO 9000; ГОСТ 27.002-89) определений терминов «качество», «надежность», «стандарт» и «стандартизация», позволяющее эффективным образом обеспечивать достижение целей в риск-ориентированной фрактально-аттракторной предлагаемой методологии риск-ориентированного парадигме [5-8]. В основе проектирования – рассмотрение жизненного цикла техники (процессов создания, применения и др.) как сети процессов, сопровождающихся неопределенностями (событиями, вариациями и бифуркациями) и ущербами, т.е. рисками [4-9]. В настоящее время для достижения целей заинтересованных сторон недостаточно, традиционно применяемого проектирования которое основано на расчетах, испытаниях/ контроле, прогнозировании функционирования продукции и процессов. Риск-ориентированное проектирование в зависимости от потенциального ущерба (для всей цепи создания и применения продукции) предусматривает управление неопределенностями (конструкции, технологии, процессами производства и эксплуатации) – вероятностями возникновения первопричин отказов для достижения приемлемых дифференцированных и интегральных ущербов для заинтересованных сторон.



Рис. 1. Пример установления требований для управления рисками по приоритетам в конструкторской, технологической, ремонтной и эксплуатационной документации с указанием значимости последствий

Для практического применения методологии разработаны (рис. 1-6): соответствующие методики управления рисками; способы идентификации рисков для взаимосвязанных цепочек «источник/ первопричина отказа – отказ – следствие – последствие для заинтересованных сторон функционирования машины»; методы

обозначений значимости ущерба в конструкторской и технологической документации на продукцию и процессы изготовления; новые виды документации; государственные стандарты (СТБ 16949, СТБ 1505, СТБ 1506, СТБ 2484, СТБ 2450, СТБ 2582 и др.).



Рис. 2. Фундаментальная пятикомпонентная модель оптимизации

зависимостей «вероятность-ущерб» – «качество-цена» – «вариация-ущерб» при риск-ориентированном мышлении с учетом уровня знаний. Шкала «значимость приоритета



Рис.3. Представление структуры анализа рисков процесса на основе риск-ориентированного проектно-процессного подхода: вызовы, угрозы, уязвимости и ущербы



Рис.4. Модель анализа прямых, косвенных и отдаленных рисков на основе риск-ориентированного проектно-процессного подхода для оценивания интегрального ущерба



Рис.5. Модель оптимизации затрат на достижение приемлемых рисков

Для использования подходов, основанных на рисках, при создании техники и при подготовке инженерных кадров предложены соответствующие методики, разработаны государственные стандарты и учебные пособия [4-9], методики и стандарты применяются на машиностроительных предприятиях (БелАЗ, Минский тракторный завод и др.).

	🗆 Концепция 🗹 Опытный образец 🔲 Опытная партия 🗆 Серия 🗖 Эксплуатация/обслуживание 🗔 Утилизация																	
Номер плана управления АВС					Контактная информация/телефон GGG						Дата составления ДД.ММ.ГГ			Дата пересмотра ДД.ММ.ГГ				
	Ном	ер части 6	4323-	051/0	3			Основ	ная ком	анда XX	X, ZZZ, FI	FF		Дата	техничес	жого одобр	ения потреб	ителем
Ha	именовани	е Лонжеро	н пра	вый/л	евый	рамы	Да	га одобрен	ия орга ДД	низациеі . <i>ММ.ГГГІ</i>	й/подразд -	целение	ем	Дат	а одобре	ния потреб	ителем ДД.	им.гг
	Органи	зация/подр	аздел	тение	PPP			Дата друго	го одоб	брения (е	сли треб	уется)		Дат	а другого	одобрени	я (если требу	/ется)
			Xapa	ктери	стики	Квали-						N	Іетоды					
		Станок,				фика-	Персо					Вы	борка				1	Meron aug
Номер части/ про- цесса	Название процесса/ описание операции	устрой- ство, ин- струмент, оснастка для изго- товления	Но- мер	Про- дук- ция	Про- цесс	ция прио- ритет- ности харак- тери- стик	нал: квалифи- кация/ мотива- ция	Специаль- ное архи- вирова- ние	Техни- ческие требо- вания (до- пуск)	Способ измере- ния/ оценки	MSA (метод/ предел неопре- делен- ности)	Объем	Частота	Аудит про- цесса/ продук- ции	Спец. марки- ровка продук- ции	Метод управле- ния; форма до- кументиро- вания	План реаги- рования	метод ана- лиза дан- ных. Метод ар- хивирова- ния
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	18	19
40	Прогнозиро- вание цик- лической долговечно- сти кре- пежа: Условия: штатные, нештат- ные про- ектные, за- проектные	ПО для рас- чета МКЭ несущей конструк- ции. Локальные физические модели за- клепочных и болтовых соедине- ний. Стенды ис- пытатель- ные	1.1	Ре- сурс кре- пежа стыка лон- же- рон- IV – попе- реч- ная балка	Уста- лость, фрет- тинг- уста- лость		Требования XXX, подтвер- ждение вы- полнения ҮҮҮ. Матрица компетент- ности	База дан- ных: расчетов; испытаний на проч- ность	Не менее, циклов 2·10 <sup>6</sup> (до раз- руше- ния)	Методика оценки точности расчетов ZZZ Методика погреш- ности ис- пытаний YYY	Паспорт ИС № SB	Со- гласно мето- дике ҮҮҮ	Один раз при про- ектирова- нии опыт- ного об- разца	График XXX	Ярлык ЧЧЧ	Отчетные материалы по расче- там. Прото- кол испыта- ний ZZZ	Рабочая ин- струкция XXX	Рабочая ин- струкция ҮҮҮ
40	Оценка цик- лической долговечно- сти крепежа Условия: штатные, нештат- ные про- ектные, за- проектные	Испыта- тельное оборудова- ние для элементов конструкции согласно иерархии	1.1	Ре- сурс стыка лон- же- рон – попе- реч- ная балка	уста- лость, фрет- тинг- уста- лость		Требова- ния XXX, подтвер- ждение выполне- ния YYY, матрица компе- тентности	ьаза дан- ных испыта- тельной ла- боратории	Не ме- нее, циклов 2·10 <sup>5</sup> (до ослаб- ления соеди- нения)	Методика FYD	Паспорт ИС № FB	Со- гласно мето- дике ҮҮҮ	Один раз при вери- фикации	График XXX	Ярлык TTT	Протокол испытаний ZZZ	Рабочая ин- струкция XXX	Рабочая ин- струкция ҮҮҮ

Рис. 6. Пример Плана управления рисками

## Литература

1. Махутов Н.А. и др. Безопасность России. Правовые, социально-экономические и научно-технические аспекты. Научные основы техногенной безопасности. / Под общ. ред. Махутова Н.А.- М.: МГФО «Знание», 2015, - 936 с., ил.

2. Махутов Н.А. и др. Безопасность России. Правовые, социально-экономические и научно-технические аспекты. Техногенная, технологическая и техносферная безопасность / под общ. ред. Н. А. Махутова. – М. : МГОФ «Знание», 2018, – 1016 с. : ил.

3. Недайвода А.К Технологическре основы обеспечения качества ракетно-космической техники .- М.: Машиностроение, 1998 . 240 с. Ил.

4. Махутов Н.А. и др. Безопасность России. Правовые, социально-экономические и научно-технические аспекты. Тематический блок «Безопасность железнодорожного транспорта». Техногенная безопасность подвижного состава железнодорожного транспорта. Раздел II Научный рук. издания чл. корр. РАН Н.А. Махутов, - М.: МГОФ «Знание», 2020.- 488 с.

5. Горбацевич, М.И. Проектирование транспортных средств: нагруженность, повреждение, ресурс: Монография/ М.И. Горбацевич, А.Н. Панов, С.М. Минюкович; Под общей ред. А.Н. Панова. – Мн.: «Технопринт», 2005г.-264 с.:ил. 6. Панов, А.Н. Научнометодические основы проектирования: системное обеспечение приемлемых рисков в автотракторосельхозмашиностроении: монография / А.Н. Панов, И.И. Осмола, И.В. Шкадрецов, В.Б. Ловкис, Л.А. Маринич; под общей ред. А.Н. Панова. – Минск: БГАТУ, 2009. – 486 с.: ил.

7. Махутов, Н.А. Анализ и нормирование безопасности мобильных машин на основе обеспечения приемлемых рисков / Н.А. Махутов, А.Н. Панов, О.Н. Юдина //Проблемы безопасности и чрезвычайных ситуаций. – 2014, №2. -С. 76-89.

8. Махутов, Н.А. Совершенствование научной базы и нормативного обоснования безопасности колесных мобильных машин / Н.А. Махутов, А.Н. Панов О.Н. //Проблемы безопасности и чрезвычайных ситуаций . – 2021, №1. С. 34-43.

9. Технологическое обеспечение, машиностроительного производства: учебное пособие / В.А. Логвин, Ж.А. Мрочек, Е.В. Банковская, С.А. Шептунов, А.Н. Панов ; под ред. Ж.А. Мрочека. – Минск: РИВШ, 2021. -560 с.: ил.

# ПРИМЕНЕНИЕ ВЕРОЯТНОСТНО-ГРАФИЧЕСКИХ МОДЕЛЕЙ В АНАЛИЗЕ ВОЗНИКНОВЕНИЯ АВАРИЙНЫХ СИТУАЦИЙ НА ПОЖАРОВЗРЫВООПАСНЫХ ОБЪЕКТАХ <sup>1</sup>

Постникова У.С. – к.т.н., научный сотрудник Институт машиноведения им. А.А. Благонравова Российской академии наук e-mail ulyana-ivanova@inbox.ru

# THE USE OF PROBABILISTIC AND GRAPHICAL MODELS IN THE ANALYSIS FOR THE OCCURRENCE OF EMERGENCY SITUATIONS AT A FIRE AND EXPLOSIVE FACILITY

**Postnikova U.S. -** Candidate of Technical Sciences, Research Associate Mechanical Engineering Research Institute of the Russian Academy of Sciences e-mail ulyana-ivanova@inbox.ru

**Abstract.** The work is aimed at solving problems in the field of life safety. The purpose of the work is to study the cause-and-effect relationships of the occurrence of emergencies at fire and explosion hazardous facilities using probabilistic and graphical models. The relevance of the work is determined by one of the key tasks of mechanical engineering and management processes - the creation of theories and technologies for managing complex systems in order to increase safety, reduce man-made, technological and occupational risks for all objects of the national economy.

**Key words:** occurrence of emergency situations, fire and explosion hazardous objects, probabilistic and graphical models.

Аннотация. Работа направлена на решение проблем в области безопасности жизнедеятельности. Целью работы является изучение причинно-следственных связей возникновения аварийных ситуация на пожаровзрывоопасных объектах с использованием вероятностно-графических моделей. Актуальность работы определяется одной из ключевых задач машиностроения и процессов управления - создание теорий и технологий управления сложными системами с целью повышения безопасности, снижения техногенных, технологических и профессиональных рисков для всех объектов народного хозяйства.

Ключевые слова: возникновение аварийных ситуаций, пожаровзрывоопасные объекты, вероятностно-графические модели.

Стратегией национальной безопасности сформулированы базовые цели – сохранение народонаселения, повышение его жизненного уровня и обеспечение национальной безопасности, включая снижение рисков жизнедеятельности. На сегодняшний день существует практическая потребность в анализе риска как основы принятия решений по обеспечению безопасности населения при функционировании сложных высокоопасных технических систем. Особое значение уделяется проблемам оценки и прогнозирования техногенных рисков, обусловленных значительными человеческими и экономическими потерями.

Функционирование техногенных систем сопровождается реализацией различных видов и групп риска, которые необходимо целенаправленно идентифицировать и принимать необходимые меры, направленные на защиту и смягчение последствий в случае возникновения опасности [1, 2]. При анализе видов источников возникновения чрезвычайных ситуаций (ЧС) техногенного характера можно сделать вывод, что основная

<sup>&</sup>lt;sup>1</sup> Работа поддержана РНФ, проект № 24-79-00015

нагрузка связана с авариями на транспорте и взрывопожароопасными событиями (рис. 1) [3-5].



## Виды ЧС техногенного характера

Рис.1. Распределение техногенных ЧС по виду источников возникновения (усредненные значения с 2021-2023 гг)

Высокие показатели чрезвычайных ситуаций, связанных с взрывами (в том числе с последующим горением) обусловлены преобладанием пожаровзрывоопасных объектов по отношению к другим (рис. 2) [6].



Рис.2. Распределение потенциально опасных объектов по видам

Целью работы является использование вероятностно-графических моделей для анализ причинно-следственных связей возникновения аварийных ситуаций на пожаровзрывоопасных объектах.

Актуальность работы определяется одной из ключевых задач машиностроения и процессов управления - создание теорий и технологий управления сложными системами с целью повышения безопасности, снижения техногенных, технологических и профессиональных рисков для всех объектов народного хозяйства.

Для анализа причинно-следственных связей, виляющих на безопасность пожаровзрывоопасных объектов и оценки рисков будут использоваться вероятностнографические модели на основе Байесовского метода. В настоящее время байесовские сети активно применяются в медицинской диагностике, экономическом анализе и машинном обучении. Создание графических структур позволяет выявлять причинно-следственные связи между различными группами событий, что особенно необходимо в условиях высокой неопределенности. Байесовские сети объединяют в себе математические основы теории вероятности и теории графов. Вероятностно-графическая модель позволяет раскладывать сложные системы на более простые элементы, что позволяет учитывать взаимодействия множества переменных и создавать структуры данных для разработки эффективных алгоритмов оценки и принятия решений.

На рисунке 1 представлена вероятностно-графическая модель возникновения аварийной ситуации на пожаровзрывоопасном объекте (ПЖВО), которая включает в себя три основных фактора опасности – технико-технологический, человеческий и влияние окружающей природной среды. Представленная модель может дополняться новыми переменными и зависимостями, может учитывать частные случаи и специфику производства. Модель построена с использованием академической версии программного обеспечения «BayesFusion, LLC» (<u>http://www.bayesfusion.com/</u>).



А - Возникновение аварийной ситуации на ПЖВО

- В Фактор окружающей природной среды
- В1 Природные пожары
- В2 Геофизические опасные явления
- ВЗ Геологические опасные явления
- В4 Метеорологические опасные явления
- В5 Гидрологические опасные явления
- С Фактор технико-технологический
- С1 Конструкционные недостатки и недостаточная надежность TC
- С1\_1 Ошибки проектирования
- С1\_2 Недостатки проектной, конструкторской и др. документации
- С2 Несовершенство технологического процесса
- СЗ Нарушения технологического процесса
- C3\_1 Дефекты в следствии эксплуатации оборудования
- С3\_2 Заводские дефекты оборудования
- С3\_3 Низкое качество обслуживания ТС
- С3\_4 Низкое качество ремонта ТС
- C3\_5 Эксплуатация оборудования за пределами эксплутационных сроков

- С4 Неудовлетворительное состояние зданий, сооружений, территорий С4\_1 - Зыпыленность помещений С4\_2 - Загазованность помещений D - Человеческий фактор D1 - Ошибки оперативного персонала D1\_1 - Нарушения требований безопасности D1\_2 - Нарушения трудового распорядка и дисциплины труда D1\_3 - Прочие ошибки D2 - Ошибки должностных лиц
- D2\_1 Неудовлетворительная организация производства работ
- D2 2 Эксплуатация неисправных TC
- D3 3 Использование оперативного персонала
- не по специальности
- . Dd1 - Опыт
- Dd2 Возраст
- Dd3 Психофизическое состояние
- Dd4 Образование

Рис.3. Вероятностно-графическая модель причинно-следственных связей возникновения аварийной ситуации на ПЖВО

Вероятность возникновение аварийной ситуации на пожаровзрывопасном объекте в среднем определяется 1·10<sup>-4</sup>, а ущербы варьируются от 100 000 тыс. до 450 млн. рублей (средний ущерб составляет 44,8 млн. рублей). Оценка риска возникновения аварийной ситуации в зависимости от различных факторов позволит повысить эффективность проводимых мероприятий, направленных на повышение безопасности. В таблице 1 представлены значения риска аварий при реализации различных сценариев, представленных на рисунке 3.

	-	a a a a a a a a a a a a a a a a a a a
Обозначение сценария	Вероятность возникновения	Риск
B→A	7,1.10-6	$3,2.10^{-4}$
B1→B→A	6,3·10 <sup>-8</sup>	2,8.10-6
$B2 \rightarrow B \rightarrow A$	7,2.10-8	3,2.10-6
B3→B→A	$2,2.10^{-8}$	9,8·10 <sup>-7</sup>
B4→B→A	4,3.10-7	1,9.10-5
B5→B→A	1,2.10-7	5,4.10-6
$C \rightarrow A$	3,3.10-5	1,5.10-3
$C1\_1 \rightarrow C1 \rightarrow C \rightarrow A$	2,3.10-7	1,03.10-5
$C1_2 \rightarrow C1 \rightarrow C \rightarrow A$	2,3.10-7	1,03.10-5
$C2 \rightarrow C \rightarrow A$	$2,2.10^{-6}$	9,8·10 <sup>-5</sup>
$C3\_1 \rightarrow C3 \rightarrow C \rightarrow A$	$1,5 \cdot 10^{-7}$	6,7.10-6
$C3_2 \rightarrow C3 \rightarrow C \rightarrow A$	$1,54 \cdot 10^{-7}$	6,72·10 <sup>-6</sup>
$C3\_3 \rightarrow C3 \rightarrow C \rightarrow A$	4,2.10-7	1,8.10-5
$C3_4 \rightarrow C3 \rightarrow C \rightarrow A$	3,4.10-7	1,5.10-5
$C3\_5 \rightarrow C3 \rightarrow C \rightarrow A$	5,2.10-8	2,3.10-6
$C4\_1 \rightarrow C4 \rightarrow C \rightarrow A$	1,01.10-8	4,5.10-7
$C4_2 \rightarrow C4 \rightarrow C \rightarrow A$	1,01.10-8	4,5.10-7
D→A	7,6.10-5	$3,4\cdot10^{-3}$
$Dd1, Dd2, Dd3, Dd4 \rightarrow D1_1 \rightarrow D1 \rightarrow D \rightarrow A$	$1,01 \cdot 10^{-6}$	4,5.10-5
Dd1, Dd2, Dd3, Dd4 $\rightarrow$ D1_2 $\rightarrow$ D1 $\rightarrow$ D $\rightarrow$ A	$1 \cdot 10^{-6}$	4,5.10-5
Dd1, Dd2, Dd3, Dd4 $\rightarrow$ D1_3 $\rightarrow$ D1 $\rightarrow$ D $\rightarrow$ A	9,91·10 <sup>-7</sup>	$4, 4 \cdot 10^{-5}$
$Dd1, Dd2, Dd3, Dd4 \rightarrow D2_1 \rightarrow D2 \rightarrow D \rightarrow A$	2,83.10-6	1,3.10-4
Dd1, Dd2, Dd3, Dd4 $\rightarrow$ D2_2 $\rightarrow$ D2 $\rightarrow$ D $\rightarrow$ A	2,69.10-6	1,2.10-4
Dd1, Dd2, Dd3, Dd4 $\rightarrow$ D2_3 $\rightarrow$ D2 $\rightarrow$ D $\rightarrow$ A	1,04.10-6	4,5.10-5

Таблица 1 – Вероятность возникновения аварии и показатели риска при реализации конкретного сценария

Наихудший сценарий, который имеет высокую вероятность возникновения и риск связан с человеческим фактором, а именно ошибки должностных лиц в условиях недостаточного опыта, молодого возраста и высокого психоэмоционального напряжения приводят к неудовлетворительной организации производства работ и как следствие аварийной ситуации.

Определение вероятностей и рисков аварий на потенциально опасном объекте по различным сценариям позволяет унифицировать методологию оценки риска и повысить решений, эффективность управленческих направленных предупреждение на возникновения и развития опасной ситуации, снижение размеров ущерба и потерь в случае их возникновения, повышение устойчивости и безопасности функционирования в условиях повышенной опасности. Таким образом, применение вероятностно-графических моделей позволяет выявлять причинно-следственные закономерности, анализировать сложные системы с учетом неопределенностей и рисков. Ключевым аспектом применения вероятностно-графических моделей является возможность работы с высокоразмерными данными и сложными зависимостями, что является неотъемлемой частью в современном анализе данных и теории управления.

## Литература

1. Управление рисками техногенных катастроф и стихийных бедствий (пособие для руководителей организаций). Монография. Под общей редакцией Фалеева М.И. // РНОАР. Москва: ФГБУ ВНИИ ГОЧС (ФЦ), 2016. 270 с.

2. Безопасность России. Правовые, социально-экономические и научно-технические аспекты. Тематический блок «Региональные проблемы безопасности». Раздел I. Мониторинг, риски и безопасность Сибирского федерального округа. / Научн. руков. чл.-корр. РАН Махутов Н.А., под ред. Москвичева В.В. – М.: МГОФ «Знание», 2024. – 644 с. 3. Государственный доклад «О состоянии защиты населения и территорий Российской

Федерации от чрезвычайных ситуаций природного и техногенного характера в 2023 году», Москва, 2024. 289 с.

4. Государственный доклад «О состоянии защиты населения и территорий Российской Федерации от чрезвычайных ситуаций природного и техногенного характера в 2022 году», Москва, 2023. 351 с.

5. Государственный доклад «О состоянии защиты населения и территорий Российской Федерации от чрезвычайных ситуаций природного и техногенного характера в 2021 году», Москва, 2022. 251 с.

6. Годовой отчет «О деятельности Федеральной службы по экологическому, технологическому и атомному надзору в 2022 году». Москва, 2023. 380 с.

4. Динамические процессы разрушения. Диагностика и мониторинг поврежденных машин и конструкций. Экспериментальные методы исследования. Ахметханов Р.С., докт. техн. наук, г.н.с., Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия *e-mail: <u>mibsts@mail.ru</u>* 

THERMAL DIAGNOSTICS. INVESTIGATION OF THE DOUBLE DAMAGE PROCESS OF A SPECIMEN MADE OF 17 HGS STEEL

> Akhmetkhanov R.S., dr. tech. sciences, chief researcher, Mechanical Engineering Research Institute of the Russian Academy of Sciences, Moscow, Russia e-mail: mibsts@mail.ru

**Annotation.** The article is devoted to the analysis of experimental data obtained during damage to a sample made of 17 KhGS steel. The loading process was monitored using a thermal imager, obtaining thermograms of sample heating with zones of increased temperature in the area of damage. It was found that thermograms visually describe the process of plastic deformation of the sample: deflection and formation of damage in the form of metal scoring. The characteristics of the thermal field were evaluated by fractal theory methods using Minkowski connectivity and statistical values of the thermal field.

**Keywords.** Thermal control, thermoplastic effect, damage, plastic deformation, thermogram, temperature

Аннотация. Доклад посвящен анализу экспериментальных данных полученных в процессе двойного повреждения образца из стали 17 ХГС. Процесс нагружения контролировался с помощью тепловизора, получая термограммы нагрева образца с зонами повышения температуры в области нанесения повреждений. Термограммы визуально описывают процесс пластической деформации образца: прогиб и формирование повреждения в виде задира металла. Характеристики теплового поля оценивались методами теории фракталов, используя связность Минковского и статистические значения теплового поля.

**Ключевые слова.** Тепловой контроль, термопластический эффект, повреждение, пластические деформации, термограмма, температура

**Введение.** Целью работы являлось изучение процесса повреждения образца тепловым методом. Для осуществления данной цели был проведен эксперимент по повреждению образца из стали 17 ХГС, были нанесены повреждения – остаточный прогиб и задир.

Поведение материалов при различных видах нагружения привлекает внимание многих исследователей вследствие своей фундаментальной и прикладной значимости в решении задач недопущении разрушений технических систем. Свойство материала повреждению запроектными нагрузками приобретает особое значение в связи с усложнением современных конструкций, ужесточением режимов эксплуатации, и невозможностью предвидеть все возможные повреждающие нагрузки.

Метод исследования и материал. Образец, который был испытан под комплексной нагрузкой, был выполнен из стали марки 17ХГС. Данная сталь относится к материалам, обладающим набором уникальных характеристик. Особенность ее состоит в том, что такой материал можно эксплуатировать в достаточно агрессивных

условиях. Под ними понимается относительно высокое давление, а также температурный режим от -40 до +475 °C.

В качестве основного материала эта сталь выступает при изготовлении: электросварных и бесшовных труб; труб, используемых для прокладки газа и воды; теплообменных аппаратов; переходов, отводов, фланцев и других аксессуаров, которые используются непосредственно вместе с трубами.

При нарушении термодинамического равновесия объекта с окружающей средой на его поверхности возникает избыточное температурное поле, характер которого позволяет получить информацию об интересующих свойствах объектов, оценивать уровень пластических деформаций - проводить неразрушающий контроль и диагностику конструкций. При этом избыточное температурное поле измеряется пассивным тепловым неразрушающим методом контроля (THK) [1].

Если рассматривать разрушение образца под растягивающей нагрузкой при реализации простого напряженно-деформационного состояния образца [1], то в этом случае образец до разрушения проходит три стадии: І - охлаждение образца при упругом деформировании, которое характеризуется, как правило, охлаждением; ІІ - пластическая деформация – происходит нагрев материала; ІІІ - стадия разрушения. Нагрев образца связан термопластическим эффектом [2]. На этих свойствах материала разработан метод анализа термоупругих напряжений (АТН), который в работах [3-6] определяется как надежное средство неразрушающей оценки остаточных напряжений в конструкциях.

Результаты исследования и их обсуждение. На рис. 1 приведена фотография оснастки с закрепленным образцом из стали 17ХГС. Повреждения наносятся режущим инструментом, который нагружается нагрузкой P в направлении поперек образца, режущая кромка инструмента, выполненная по радиусу R, движется в плоскости перекрывающей образец на 3 мм.

В процессе нанесения повреждений сечение образца за счет прогиба в верхней части разворачивается на небольшой угол. Т.е. в этом сечении и по длине прогиба образец испытывает скручивание. При этом точка контакта режущей кромки и образца изменяется, и, вследствие этого, происходит перераспределение сил действующих на изгиб образца и задир его поверхности.

Наибольшая нагрузка была *P*=280 кН, максимальное перемещение режущего элемента 36 мм. Эксперимент был остановлен при нагрузке 115 кН.



Рис.1.Оснастка с образцом и схема повреждения: а - образец (1) и режущий элемент (2), оснастка (3); б – схема нанесения повреждений образцу (сечение образца в зоне повреждений)

В таблице приведены максимальные температуры в зоне действия режущего элемента. Наибольшая температур была 21.8 °C при максимальной нагрузке 280 кН. Максимальное повышение температуры в зоне повреждений – 2.1°C при начальной

температуре 19.7 °C. В конце нагружения максимальная температура стала меньше -  $20.7^{\circ}C$ . Измерения проводились с шагом  $\Delta t$ =15 с.

Таблица 1

<i>N</i> измерения	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Максимальная	19,7	20,8	21,8	21,2	21,1	20,9	20,7	21,5	20,9	21,0
температура $T_{\text{max}}$ , °C										

Изменение температуры Т в области повреждений

Из-за формы режущего элемента повреждение образца происходило в два этапа. Первый - первоначальный максимальный прогиб в области нагружения, второй - задир. При этом температура возросла с 20,7°C до 21,5°C (номера измерений N=7 и 8 в таблице 1). При этом максимальная температура  $T_{\text{max}}$  сместилась с зону задира.

В ходе нагружения получено: длина задира 20,7 мм, а прогиб в пределах 4 мм. Максимальный прогиб в начале захода режущего элемента, с увеличением движения инструмента величина задира уменьшается – меняется распределение сил из-за радиуса режущей кромки и деформации оснастки. Также есть небольшие задиры от соприкосновения оснастки с образцом.

На рис.2 приведены трехмерные поверхности температурных полей в области повреждений в разные моменты нагружения. Они почти идентичны только с той разницей, что максимальная температура разная. Но и имеются небольшие различия в форме поверхности, она не симметрична. Так как прогиб образца не симметричен за счет сварного шва и наличия двух повреждений: пластический прогиб и задир. Если на рис. 2а присутствует одна точка с наибольшей температурой, то на рис. 2б видно уже два горба с максимальной температурой (поз. 1 и 2), и они на рис. 2в слились в один несимметричный горб (поз. 1 и 2). Рис. 2а соответствует пластическому прогибу, рис. 2б прогибу и задиру, уровень пластических деформаций при задире выше, поэтому и температура в этой области выше. А на рис. 2в эти два процесса по температурному режиму сравнялись, уровень пластических деформаций в зонах повреждений равны.



Рис.2. Температурные поля измерений N=3, N=4 и 8 таблицы 1: поз. 1 и 2 отмечены локальные максимумы температуры T<sub>max</sub>

На рис. 3 приведены гистограммы распределения температурных значений в термограммах, представленных на рис.2. Наличие горбов распределений указывают на различные виды повреждений и их уровень.



Рис.3. Гистограммы распределения температур в термограмме

В таблице 2 приведены статистические характеристики термограмм. Данные характеристики отличаются незначительно.

Таблица 2

Статистические характеристики теплового поля											
Статистические характеристики	Номера измерений										
	3	4	8								
Математическое ожидание	114,721	116,149	118,777								
Среднеквадратическое отклонение	23,287	23,387	23,317								
Коэффициент вариации, %	20,298	20,135	19,63								
Ассиметрия	-0,385	-0,2123	-0,3358								
Эксцесс	-1,4289	-1,7316	-1,674								

Для анализа структурных характеристик образца рассмотрим их с помощью глобальной геометрической характеристикой структуры - связности Минковского (характеристики Эйлера – Пуанкаре)  $\chi$ , которая рассчитывается в соответствии со следующей формулой:

$$\chi = \frac{N_w - N_b}{N}.$$

Здесь *N* обозначает общее число пикселей, *N*<sub>w</sub> и *N*<sub>b</sub> обозначают число непрерывных наборов белых и чёрных пикселей, соответственно.

Для изображений с непрерывным набором значений функционал параметризирован по значению порога высоты z (по отношению к  $T_{\rm max}$ ), который отделяет белые пиксели от чёрных, т.е. он могут рассматриваться как функции этого параметра -  $\chi$  (z).

Полученные графики изменения связности Минковского в зависимости от уровня *z*, показывают значительные отличия в распределении температур в термограммах. А это значит и будут отличия в вероятностных мерах, что было показано в различных видах по форме распределений гистограмм.



Рис.4. Связность Минковского: а – номер измерения N=3; б – номер измерения N=4; в – номер измерения N=8

Для того определить отличия в тепловых полях для разных моментов времени используем теорию фракталов, а именно, мультифрактальный анализ [7-8].

Мультифракталы – это неоднородные фрактальные объекты, для полного описания которых, в отличие от обычных фракталов, недостаточно введения всего лишь одной величины, его фрактальной размерности D, а необходим целый спектр таких размерностей, число которых, вообще говоря, бесконечно. Мультифрактальность процесса обычно представляется мультифрактальным спектром (спектр сингулярности)  $f(\alpha)$ . Мультифрактальные спектры характеризуются шириной спектра *S*, асимметрией *A*, кривизной. Увеличение ширины спектра соответствует неравномерности меры (рис.5).

Полученные спектры для термограмм имеют различные свойства по вероятностным оценкам локального распределения теплового поля – поля пластических деформаций. Мультифрактальный спектр показывает на наличие разных множеств с различной мерой вероятности. Что и определяется количеством значений в левой и правой ветвях спектра.

Так как мы имеем в эксперименте два вида повреждения (прогиб и задир), то фрактальные спектры отражают эти процессы повреждения: прогиб, прогиб + задир, прогиб + задир.

Полученные данные показывают, что тепловые поля можно разложить на множества только в случае номера измерения 4 (выделить виды повреждений). Термограммы по номерам 3 и 8 имеют монофрактальные спектры (повреждения не выделяются по уровню температуры). В этом случае превалирует только один вид повреждения или эти повреждения обладают равными тепловыми величинами (локальные зоны нагрева сходятся в одну зону с одним максимальным уровнем температуры).

Таким образом, термограммы хорошо отражают пластические деформации и виды повреждений по месту их локализации. Что позволяет оценить уровень пластических деформаций по термограммам при наличии экспериментальных данных изменений тепловых полей при разрушении образцов из исследуемых материалов решением обратной задачи.



Рис. 5. Мультифрактальные спектры: а - номер измерения N=3 в таблице (монофрактальный спектр); б - номер измерения N=4 в таблице (мультифрактальный спектр); в - номер измерения N=8 в таблице (монофрактальный спектр)

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект №20-19-00769-П).

## Литература

1. Нестерук Д.А., Вавилов В.П. Тепловой контроль и диагностика. Учебное пособие для подготовки специалистов I, II, III уровня. Томск. 2007. - 104 с.

2. Мойсейчик А.Е., Мойсейчик Е.А. Основы теплового контроля несущих конструкций с использованием деформационного теплообразования //Неразрушающий контроль и диагностика, №3, 2014. С. 3-19

3. U. Galietti, D. Palumbo Thermoelastic stress analysis of titanium components and simultaneous assessment of residual stress. Politecnico di Bari, Dipartimento di Ingegneria Meccanica e Gestionale, Viale Japigia 182, Bari, Italy, 2010 (DOI:10.1051/epjconf/20100638015)

4. Rajic N., Rowlands D. Thermoelastic stress analysis with a compact low- cost microbolometer system// Quantitative InfraRed Thermography Journal, vol. 10, No 2, 2013. 135-158p.DOI:10.1080/17686733.2013.800688,

5. Pieczyska E.A., Gadaj S.P., Nowacki W.K. Thermoelastic and thermoplastic effects during loading and unloading of an austenitic steel. Conference Paper, January 1998. (https://www.researchgate.net/publication/30505405), (http://dx.doi.org/10.21611/qirt.1998.017)

6. Robinson A. F., Dulieu-Barton J. M., Quinn S. and etc. A Review of Residual Stress Analysis using Thermoelastic Techniques/7th International Conference on Modern Practice in Stress and Vibration Analysis IOP Publishing. Journal of Physics: Conference Series. 2009. 012029. - 8 p.

7. Павлов А.Н., Анищенко В.С. Мультифрактальный анализ сложных сигналов. Успехи физических наук. №8 (177), 2007. С. 859-876

8.Шредер М. Фракталы, хаос, степенные законы. Миниатюры из бесконечного рая.-Ижевск: НИЦ «Регулярная и хаотическая динамика». 2001. -528 с.

# ТЕПЛОВЫЕ ПРОЦЕССЫ ПРИ ПОВРЕЖДЕННЫХ СОСТОЯНИЯХ И РАЗРУШЕНИИ ТЕХНИЧЕСКИХ ОБЪЕКТОВ

Ахметханов Р.С., докт. техн. наук, г.н.с., Дубинин Е.Ф., н.с. Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия e-mail: <u>mibsts@mail.ru</u>

## THERMAL PROCESSES AT DAMAGED STATES AND DESTRUCTION OF TECHNICAL OBJECTS

Akhmetkhanov R.S., dr. tech. sciences, chief researcher, Dubinin E.F., researcher Mechanical Engineering Research Institute of the Russian Academy of Sciences, Moscow, Russia e-mail: mibsts@mail.ru

**Annotation.** This report presents the results of the study of the fracture process of a specimen made of 17CrHS steel. The task was set to study the process of product damage under loading by methods of thermal diagnostics. The sample was damaged in the form of a scoring (notch). The obtained thermograms were investigated using fractal methods - multifractal spectra were analyzed. Statistical characteristics of thermal fields - standard deviation and coefficient of variation were also considered.

**Keywords.** Thermal control, thermoplastic effect, damage, plastic deformation, thermogram, temperature

Аннотация. В данном докладе представлены результаты исследования процесса разрушения образца из стали 17 ГС1. Была поставлена задача изучения процесса повреждения изделий при нагружении методами тепловой диагностики. На образец было нанесено повреждение в виде задира (надреза).

Полученные термограммы были исследованы с помощью методов фракталов – был проведен анализ мультифрактальных спектров. Также были рассмотрены статистические характеристики тепловых полей – среднеквадратическое отклонение и коэффициент вариации.

**Ключевые слова.** Тепловой контроль, термопластический эффект, повреждение, пластические деформации, термограмма, температура

Образец с повреждением был ослаблен примерно на 25% (глубина продира в максимальной зоне в образце до 3 мм, при толщине образца 12 мм). На рис. 1 представлен вид образца после разрушения (рис.1а) и диаграммы нагружения (рис.1б).

На рис. 2 приведены термограммы образца при нагружении. Термограммы для образца в количестве семи были сняты в процессе нагружения при упругих и пластических деформациях (рис.2)[1]. Рис. 2а-2г относятся к упругой стадии нагружения. А рис. 2д-2е к стадии пластического упрочнения, и рис. 2ж к стадии образования трещины в образце. Термограммы относятся к центральной части образца, где было нанесено повреждение.


Рис.1. Вид образца в разрушенном виде и диаграмма нагружения: а – образец, закрепленный в испытательной машине; б – график нагружения



*Рис. 2. Термограммы, полученные в разные моменты нагружения образца: а-г упругое растяжение, д-е пластического упрочнения, ж – стадия начала разрушения* 

Для наглядности тепловые поля представим их в трехмерном виде (рис.3). Все термограммы отражают неравномерность локализации деформаций как упругих, так и пластических. А на рис. 4 представлены гистограммы распределения температур в тепловых полях (термограммах).

Если в упругой части нагружения образца распределение одномодальное, то области пластического распределения оно имеет более сложный характер. Видно отличие при образовании трещины – распределение трех модальное. Присутствуют области распределения соответствующие упругой зоне деформаций и две зоны с повышенной температурой – зоны пластической деформации. На рис. 2ж наблюдается характерное уменьшение температуры в зоне появления трещины, где материал разрушается при меньших напряжениях.

В таблице указаны максимальные и минимальные температуры в термограммах. Они были измерены по линиям (профили) осям вертикальной симметрии образца.



Рис. 3. Трехмерные поля распределений температур в приведенных термограммах: а-г упругое растяжение, д-е пластического упрочнения, ж – стадия начала разрушения

Таблица

Таблица максимальных и минимальных температур линий (профили) и статистические
данные распределений температур в термограммах.

dumble puenpedenemm reamepuipp b reprior pummun.										
<i>N</i> изм.	1	2	3	4	5	6	7			
$T_{\rm max}$ , °C	29,5	29,5	29,5	29,2	30,2	31,7	32,5			
$T_{\rm min}$ , °C	29,2	29,2	29,2	28,9	29,2	29,4	30,6			
Мат.	113,629	117,953	117,001	123,505	113,156	121,256	137,860			
ожидание										
Среднеквадр.	3,564	4,793	4,455	3,905	7,937	19,236	24,678			
отклонение										
Коэффициент	3,13	4,06	3,81	3,16	7,01	15,86	17,9			
вариации К, %										



*Рис.4. Гистограммы распределения температур в приведенных термограммах: а-г упругое растяжение, д-е пластического упрочнения, ж – стадия начала разрушения* 

Полученные распределения температур по выбранным линиям профилей показывают, что в начальный период упругого нагружения температура не изменяется, только в конце этого периода она уменьшается, а при пластических деформациях с увеличением уровней этих деформаций (напряжений) температура увеличивается. При этом коэффициент вариации для всего температурного поля увеличивается от 7,01% до 17,9%. Это признак перераспределения напряжений в сторону их увеличения в зонах разрушения.

Ранее были представлены количественные характеристики термограмм. А теперь рассмотрим их со стороны качественных оценок. Для этого используем теорию фракталов – а именно мультифрактальные спектры, которые отражают вероятностные меры распределений температур как совокупность отдельных температурных распределений.

Мультифракталы – это неоднородные фрактальные объекты, для полного описания которых, в отличие от обычных фракталов, недостаточно введения всего лишь одной величины, его фрактальной размерности D, а необходим целый спектр таких размерностей, число которых, вообще говоря, бесконечно. Мультифрактальность процесса обычно представляется мультифрактальным спектром (спектр сингулярности)  $f(\alpha)[2,3]$ .

На рис.5 приведены мультифрактальные спектры приведенных на рис.2 термограмм. В начальный период нагружения (упругие деформации) спектры мультифрактальные. При переходе в зоне повреждений упругих в пластические деформации мультифракатльные

спектры становятся монофрактальными с различной шириной спектра *S*. А при образовании трещины ширина спектра уменьшается.



Рис. 5. Мультифрактальные спектры термограмм: а-г упругое деформирование, д-е пластическое деформирование с упрочнением, ж – стадия начала разрушения

Проведенные исследования термограмм полученных в процессе нагружения образца показывают, что при упругой деформации происходит их перераспределение в начальной стадии без увеличения коэффициента вариации. При возникновении пластических деформаций их локализация увеличивается в зоне нанесенного повреждения, а коэффициент вариации локальных уровней деформации увеличивается. При этом мультифрактальные спектры изменяются – из мультифрактальных они превращаются в монофрактальные.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект №20-19-00769-П).

#### Использованная литература

1. Нестерук Д.А., Вавилов В.П. Тепловой контроль и диагностика. Учебное пособие для подготовки специалистов I, II, III уровня. Томск. 2007. - 104 с.

2. Павлов А.Н., Анищенко В.С. Мультифрактальный анализ сложных сигналов. Успехи физических наук. - 2007. №8 (177). С. 859-876

3.Шредер М. Фракталы, хаос, степенные законы. Миниатюры из бесконечного рая.-Ижевск: НИЦ «Регулярная и хаотическая динамика». 2001. 528 с.

# О СМЕЩЕНИИ И ДЕФЛЯЦИИ СПЕКТРОВ ДИСПЕРГИРУЮЩИХ И ОБРАТНЫХ ВОЛН ПРИ МЕЖМОДОВЫХ ПРЕОБРАЗОВАНИЯХ\*<sup>1</sup>

**Бырдин В. М.** – к.ф.-м.н., **Пузакина А. К.** – научный сотрудник ФГБУН Институт машиноведения им. А. А. Благонравова РАН. Москва e-mail <u>V\_M\_Byrdin@mail.ru</u> <u>Alla-Puzakina@yandex.ru</u>

## ON THE SHIFT AND DEFLATION OF THE SPECTRA OF DISPERSIVE AND BACKWARD WAVES IN INTERMODE TRANSFORMATIONS Byrdin V.M. – Ph.D., Puzakina A.K. – research fellow

A.A. Blagonravov Institute of Machines Science of the RAS, Moscow

**Abstract.** The phenomenon of shift of the critical frequency of the transformed wave during oblique reflection and refraction in dispersive structures with a shorter incident wave is discovered. Three modifications of the critical frequency are introduced: the basic critical frequency (classical "cutoff"); longitudinal (PCF, normal to the interface of the structures); and transverse, along the interface.

**Key words.** Reflection and refraction of waves; shifts of critical frequencies; deflation of frequency spectra; multimode systems; backward-wave modes; waves in plates.

Аннотация. Открыто явление смещения критической частоты преобразованной волны косом отражении и преломлении (и дифракции на границе раздела) в при диспергирующих структурах при более короткой падающей волне. Введены три модификации критической частоты: базовая критическая частота (классическая «отсечка»); продольная (ПКЧ, по нормали к границе раздела структур); и поперечная, вдоль границы. Являясь функцией угла падения и др. параметров системы, ПКЧ, как правило, превышает базовую и равна ей только при нормальном падении. Математически обратная ей функция даёт критический угол падения; и оба этих показателя преобразованной волны имеют общий смысл, задавая границу между режимами бегущей волны и закритическим, с продольно неоднородной модой и квазиполном отражении. Для сильной дисперсии, с трансцендентными, неявными или численно табулированными дисперсионными соотношениями, имеем таковые же функции и для ПКЧ. Даются простые эффективные асимптоты для общих типичных видов сингулярности. Поперечная КЧ непосредственно определяется условием синфазности на границе с падающей волной и теряет модовый смысл, не релевантна. В общем случае для обычных, прямых волн пределы повышения продольной КЧ от нуля до бесконечности. Частотный спектр обратноволновых мод, исходно узкополосных по базовым частотам, может сужаться двояко, как сверху, так и снизу, и до ста процентов. В целом имеем эффект дефляции (обужения) частотных спектров, особенно наглядный у обратных волн. Проблематика обратноволновой фундаментальной феноменологии в последние два десятилетия популярны довольно актуальна (весьма «левые» метаматериалы, стелс-техно. «невидимки» и т.п. новшества, вплоть до множества передач в СМИ и номинаций). Проведены расчёты для пластин и волноводов.

**Ключевые слова**. Отражение и преломление волн; сдвиги критических частот; дефляция частотных спектров; многомодовые системы; обратноволновые моды; волны в пластинах.

### 1. Сдвиги критических частот при косом отражении и преломлении волн

**1.1.** Расчёт продольной критической частоты при нулевой сингулярности. Как известно, при отражении и преломлении плоских волн на границе раздела, x = 0, по закону синфазности сохраняется фазовый след, задаваемый как  $k_{NX} \equiv k_n \cos \theta_n = \sqrt{k_n^2 - k_{PZ}^2}$ . Где  $\theta_n$  – угол отражения или преломления *n*-ой моды, *угол преобразования*. Подчеркнём,

<sup>\*&</sup>lt;sup>1</sup> Работа была представлена на конференции акустиков [2].

что аномальные обратноволновые эффекты реализуются только при разноимённых преобразованиях. Т.е. при падении прямой волны аномально отражаются и преломляются обратные моды. И, наоборот, при падении обратной – прямые.

Из условия  $k_{NX} = 0$  или  $\theta_n = 90^O$  для критических частоты и угла  $\varphi$  получаем:

$$D(\omega, \varphi) = k_n^2(\omega) - k_n^2(\omega) \sin^2 \varphi = 0, \qquad (1)$$

$$\Rightarrow \omega = \omega_X(\varphi) \equiv \omega_{NPX}(\varphi, w), \quad w = \{w_i\}, \quad j = 1, 2, \dots, J.$$
(2)

Здесь критическая частота по продольной оси x, как неявная функция угла падения  $\varphi$  и др. параметров w системы (входящих в уравнение (2) через волновые числа  $k_K$ ,  $\kappa = n, p$ ). При типичной дисперсии преобразованной n-ой моды, преломленной или отражённой, с квадратичной асимптотой (1), имеем:

$$\omega_X(\varphi) = k^2 \rho(\omega_X) \sin^2(\varphi) / a_n + \omega_n; \quad \omega_X(0) = \omega_n;$$
(3)

где  $\omega_n$  – базовая критическая частота этой *n*-ой моды. Очевидно, что  $\omega_X(\varphi) > \omega_n$  при  $a_n > 0$ – т.е. для обычных *прямых волн*, **ПВ**-мод. И  $\omega_X(\varphi) < \omega_n$  для *обратных волн* (**OB**), для которых  $a_n < 0$ . Напротив, для падающей волны знак  $k_p$  неважен:  $k_p > 0$  для ПВ или  $k_P = -k_b < 0$  для OB (здесь индекс *b* от англ. *backward wave* – обратная волна). Эти знаки,  $\pm$ , учитываются в проекциях волновых векторов на *z* и принципиальны в законе синфазности, а в (2) и (3) берутся модули.

Из (2) следует также и обратная (матем.) к  $\omega_X(\varphi)$  функция критического угла падения (критического для *n*-ой, преобразованной моды), выражаемая в явном виде:  $\varphi_n(\omega)$ =  $\arcsin(/k_N(\omega)/k_p(\omega)/)$ . Отсюда, в частности, ограничение показателя преобразования, показателя преломления или отражения, для критически отражаемых или преломляемых мод, и двойные пределы:  $n_{NP}(\omega) = k_N/k_p = \sin \varphi_n < 1$ ;  $0 < \varphi_{min} < \varphi_n < \varphi_{max} < 90^O$ ; или  $\lambda_p < \lambda_N$ . В предельных точках кривая  $\varphi_n(\omega)$  вертикальна, т.к.  $\partial \varphi_n / \partial \omega = D'_{\omega} / D'_{\varphi} / (\varphi_n, \omega)$ ,  $D'_x = \partial D_n / \partial x$ , и  $D'_{\varphi} = 2 \sin \varphi_n \cos \varphi_n = 0$  при 0 и  $90^O$ .

Но в точке  $0^O$  возможны исключения, другие особенности – при не квадратичном законе дисперсии (как в (1)), что будет определяться параметрами  $w_j$  (2). Эти условия трактуются как весьма важное ограничение на проявление эффекта: падающая волна должна быть более коротковолновой, чем преобразованная мода,  $\lambda_P < \lambda_N$ . В противном случае критическая частота преобразованной моды не смещается даже при максимальных значениях,  $\uparrow 90^O$ , угла падения. Т.е. при этом переход отражённой или преломленной волны в неоднородную приповерхностную *exp* (– *g x*) не возможен в принципе при любых вариациях угла падения.

В общем случае базовая критическая частота (**БКЧ**)  $\omega_n$  определяется трансцендентным уравнением,  $k_n(\omega) = 0$ , или численно. Но для типично монотонных или любого др. вида функций  $k_n(\omega)$  очевиден рост или снижение продольной критической частоты  $\omega_X$  (по продольной же оси x), соотв., для ПВ- и ОВ-моды. Что можно оценить также и геометрическим способом на обычной дисперсионной плоскости  $k0\omega$  с кривыми  $k_n(\omega)$  и  $k_P(\omega)$  по (2). Поперечная критическая частота  $\omega_Z$ , по поперечной оси z (вдоль границы раздела), определяемая бы условием  $k_{NZ} = 0$ , не актуальна, теряет модовый смысл, т.к. всецело задаётся фазовым следом падающей волной  $k_{NZ} = k_P \sin\varphi$ . Т.о., установлен новый физический эффект, в следующей формулировке.

Утверждение 1. (О сдвиге критической частоты). При косом отражении и преломлении диспергирующих волн и при более коротковолновой падающей моде наблюдается сдвиг, зависимость критической частоты преобразованной волны от кинематики падающей, (3). Для прямой моды рост, для обратной рост и снижение продольных критических частот (по сравнению с базовыми КЧ  $\omega_N$ ), определяемые законами дисперсии падающей и преобразованной волн и углом падения (2). При этом поперечная критическая частота полностью определяется падающей волной и теряет модовый смысл. Физический смысл смещения критической частоты таков же, как и переход за критический угол падения, а именно: преобразованная, отраженная или

преломленная, бегущая волна превращается в неоднородную, приповерхностную волну,  $exp(-gx + ik_Z z - i\omega t)$ , не на базовой, а на сдвинутой выше или ниже, на продольной критической частоте.

Снижение  $\omega_X$  преобразованных OB-мод обусловлено монотонным убыванием функции  $k_b(\omega)$ . Как следствие, в силу частотной узкополосности обратных волн (кроме нулевых обратных мод), получаем дальнейшее, ещё большее *обужение* их частотных спектров при преобразованиях (см. далее, п. 2.2). Впрочем, ограничения частотных диапазонов при преобразованиях возникают и у прямых мод, например, в явлении полного отражения. *Физически* кр. частоты соответствуют критическим пограничным режимам бегущей и поверхностной (или кромочной) мод –  $\omega_X$  и режима строго нормального падения –  $\omega_Z$ . А также – *простому повороту* ДСК на угол  $\theta_N - 90^O$  от фазового фронта *n*-ой моды.

**2.2.** Рост продольных критических частот при двукратной и 4-ёхкратной сингулярности; дефляция обратных волн и детерминация критических частот. В п. 2.1 предполагался общий вид дисперсии преобразованных мод (2) и наиболее типичный, двукратный нулевой (1) и (3). В случае базовой сингулярности 4-ёхкратного ветвления (с кр. частотой  $\omega_4 \equiv \omega_n^{(4)}$ ), используя нашу асимптоту, из общего ур-я (2) получим:

 $\omega_{4X} = k_P^4(\omega_X) \sin^4(\varphi) / a_4 + \omega_4; a_4 > 0$  для ПВ;  $a_4 < 0$  – ОВ. (4) С прежней формулировкой о росте для ПВ-мод и снижении для ОВ. Хотя второе (4ёхкрат-ная сингулярность ОВ) крайне маловероятно, так что в заголовке данного пункта дан только рост, а не сдвиги. И здесь, и в п. 2.1 для трансформированных обратных мод имеется ввиду верхняя кр. частота, соответствующая нулевому ветвлению дисперсии в точке  $k_N = 0$ . Нижней же кр. частоте соответствует ненулевая двукратная сингулярность и такой корень дисперсионного ур-я. Эти же точки являются критическими и для прямых мод, смежных с ОВ.

Возьмём асимптоту двукратного ветвления (ненулевого корня дисперсионного уря), подставим в (2) и, решив квадратное ур-е, получим для продольной кр. частоты:

 $\omega_X(\varphi) = \omega_b + (k_b \pm k_P(\omega_X) \sin \varphi)^2 / \beta_1; \quad \omega_X(0) = \omega_b; \quad \{\beta_1, k_b\} - const(\omega);$  (5) ( $k_b, \omega_b$ ) – точка ненулевой двукратности. Выбираем «+» для OB-моды, а «-» для ПВ, поскольку здесь, вблизи двукратного разветвления, всегда  $k_{\Pi B} > k_{OB}$ . И поэтому же в полуокрестности  $\omega_b$  критический режим для обратной моды наступает раньше, на больших частотах, чем для прямой. Так что данная, нижняя кр. частота преобразованной OB-моды растёт, в отл. от верхней ПКЧ – см. в (3) и (4).

Подчеркнём, что асимптоты в (1), (3), (4) и (5) адекватны произвольным законам дисперсии, от алгебраических соотношений до трансцендентных дисперсионных ур-ий или виртуальных табулированных функций (в числовых моделях). Что соответствует и простым, и сколь угодно сложным средам и волноводным структурам. Т.о., сформулируем дифференцированное понятие критических частот и выделим их основные свойства.

Определение 1. (Критические частоты по отражению и преломлению, по фазовым следам и преобразованиям). Продольная (по х) критическая частота  $\omega_X$ необходимо проявляется при косом отражении или преломлении диспергирующих плоских волн на границе x = 0, при более коротковолновой падающей моде  $\lambda_P < \lambda_N$ . За этой кр. частотой преобразованная мода превращается из бегущей по x волны, *exp i*( $k_{NX}x + k_{NZ}z$ ), в продольно неоднородную моду, *exp* ( $-\gamma_{NX}/x/ + ik_{NZ}z$ ). Продольная кр. частота (ПКЧ) связана с базовой сингулярностью, нулевого двукратного ветвления (наиболее типичного) или двукратного ненулевого, или 4-ёхкратного. Она, как правило, больше базовой критической частоты  $\omega_N$  (собственной, модовой КЧ) и равна ей только при нормальном падении. У обратных волн имеются две, верхние и нижние базовые кр. частоты, и, соответственно, продольные верхние и нижние. Лишь верхние ПКЧ преобразованных ОВ понижаются. Остальные ПКЧ, прямых мод и нижние обратных, повышаются. ПКЧ  $\omega_X(\varphi)$  взаимосвязана с критическим же углом падения  $\varphi_n(\omega)$ , как взимообратные функции. Аналогично и по поперечной оси *z* возможно симметричное определение *поперечной критической частоты*  $\omega_Z$  из ур-я  $k^2_N(\omega_z) - k^2_{NX}(\omega_z) \equiv 0$ , неактуальное, однако, для трансформированных волн ввиду приоритета падающей волны  $k_{NZ} = k_{PZ}$  – синфазности на границе. На кр. частотах соответствующие проекции  $k_{NK}$  ( $\kappa = x, z$ ) волнового вектора  $k_N$  на оси Декартовой системы координат равняются нулю, а длины волн бесконечности. Аналогичные или тождественные, но формальные кр. частоты возникают и при элементарных поворотах осей координат, образуя вместе с первыми, кр. частоты по преобразованию мод и по фазовым следам на оси ДСК  $x \partial z$ .

Одним из общих кинематических свойств обратных волн является их длинноволновость, т.е. их большие длины волн. Как правило:  $\lambda_{OB} \in (\lambda_b; \infty)$ , при этом  $\lambda_{OB} > \lambda_{\Pi B}$ ,  $\lambda_{\Pi B}$  — длины волн других, но прямых мод той же структуры, многомодовой обратноволновой структуры. Поэтому условие более короткой падающей волны, чем преобразованная ( $\lambda_p < \lambda_N$  – см. п. 2.1) легко, как правило, реализуется при падении прямой волны и отражении или преломлении обратной. Отсюда следствие.

Следствие 1. (О спектральной дефляции (сужении) преобразованных обратноволновых мод). Частотный спектр обратных мод, исходно узкополосных или ограниченных сверху, при косом отражении или преломлении ещё более сужается, двусторонне, с верхней и, или с нижней критических частот. Нулевые обратные моды, спектрально ограниченные нулём и верхней критической частотой, также сужаются, но только сверху. При этом падающая мода должна быть более коротковолновой  $\lambda_P < \lambda_N$ .

#### 2. Примеры для нормальных и изгибных волн в плоских волноводах

2.1. Пример 1. Преломление обратной волны Лэмба в горизонтальную сдвиговую моду. Даём расчётную кривую для преломления симметричной волны Лэмба  $S_1^0$  на ступеньке утолщения в сдвиговую горизонтальную симметричную моду 1-го порядка  $SH_1$ . (Расчёты для стальной пластины, с коэффициентом Пуассона 0.292, на базе наших работ;  $\alpha = \omega h / C_T$  – безразмерная частота,  $C_T$  – скорость поперечных волн в твёрдом теле, 2 h – толщина пластины; для согласования частот преобразующихся мод бралось ступенькаутолщение на 12,6% для полу-пластины со сдвиговой модой). Кривая иллюстрирует, конечно, две взаимообратные функции критического угла  $\varphi_n(\alpha(\omega))$  и продольной кр. частоты  $\alpha_X(\varphi)$ , приведённой безразмерной частоты. Ступенька волновода, как один из параметров  $w_j$ , оказалась весьма удобным инструментом для достижения необходимых условий преломления.

Трактовка, «прочтение» в следующем. При падении OB-моды  $S_1^{0}$  на частоте, например,  $\omega = 3.15 C_T / h$ , сдвиговая  $SH_1$  преломляется под углами от 0 до 90<sup>0</sup>, соотв., при повышении угла падения от 0<sup>0</sup> и до критического  $\approx 50.5^{0}$ . При дальнейшем росте  $\varphi$  процесс переходит в закритический режим: преломленная мода превращается в неоднородную по x. Сдвиг же кр. частоты здесь таков. При падении под зафиксированным углом  $\varphi_P = 50.5^{0}$  преломленная бегущая мода будет возможна на безразмерных частотах  $\alpha$  от 3.15 и выше, вплоть до критической частоты падающей OB,  $\approx 3.254$  (это в пересчёте на ступеньку: 2.89 (1 + 0.126)), и с углами преломления, соотв., от 90<sup>0</sup> и до 0. Получили сдвиг критической продольной частоты моды  $SH_1$  от  $\pi \equiv 3.14$ ... до 3.15, оказавшийся значительным не только в пределах критических частот, ( $\pi$ ; 3.155), но и всех, возможных в данном случае, частот преломления ( $\pi$ ; 3.254). Однако, с другой стороны, значение 3.155 составляет и максимально возможный рост критической частоты для данного примера преломления волноводных мод, т.е. всего лишь на 0.43%.

В этой же системе преломления, но в смежном диапазоне частот (3.155; 3.254) более короткой будет уже  $SH_1$  мода. И будет возможно сужение OB-го спектра при косом падении сдвиговой  $SH_1$  моды на ступеньку. В этом случае верхняя кр. частота преломленной  $S_1^0$  снижается с 3.25, при угле падения  $0^0$ , до 3.15 для углов, близких к  $90^0$ ,

согласно монотонно убывающей функции:  $\alpha_X \cong (2.17 + 2\pi^2 \sin^2 \varphi)/(0.688 + 2\pi \sin^2 \varphi).$ 

2.2. Пример 2. Об отражении изгибных волн в двояко нагруженной пластине. Падение прямой, ПВ-моды – отражение обратной. Выражение для критического угла здесь, в отл. от предыдущего, хотя и явное и несложное, но не наглядное:  $sin^2 \varphi = (1 - F)/(1 + F)$ ,  $F^2 = (f - f_b)/a$ ,  $f = \omega^2/\omega_0^2$ ,  $f_b = (1 - a)$ ,  $f_b - \kappa p$ . частота двукратного ветвления, и для ПВ и, нижняя, для ОВ (см. ниже п. 3). А для предельных точек ( $\varphi_{min}$ ;  $f_n$ ) и ( $\varphi_{max}$ ;  $f_b$ ) приводим след. асимптоты (в радианах):  $\varphi_n(\omega) \cong (1 - (1 - (f - 1)/a)^{1/2})^{1/2}$ ,  $f \uparrow f_n = 1$ ;  $\varphi_n(\omega) \cong \pi/2 - (4(f - 1 + a)/a)^{1/4}$ ,  $f \checkmark f_b$ . ( $\omega_n = \omega_0$  – верхняя кр. частота OB).

Трактовка полученной зависимости такова. При падении изгибной ПВ, например, под углом 21<sup>*O*</sup>, ОВ отражается под углами от 21<sup>*O*</sup> и выше при повышении частоты, соотв., от  $\omega = \omega_0 \sqrt{0.5}$  и выше, до  $\omega_X = \omega_0 \sqrt{0.8}$ . И на этой частоте, которая является критической *x*продольной (рис. 26),  $\theta_n$  достигнет максимума – 90<sup>*O*</sup>, за которым уже следует закритическая неоднородность по *x* отражённой волны. Так что кр. продольная частота отражённой OB снижается по ср. с базовой с 1-цы до  $\sqrt{0.8} = 0.894$ .... Максимально же возможное обужение частотного спектра OB, как следует из рисунка, до 50%.

2.3. Пример 3. Отражение и преломление в плоском волноводе. В плоском волноводе (однородном закрытом симметричном, причём любой природы: радио-, свето-, акустич. или упругих SH, п. 3.1, волн), дисперсионные кривые, как известно, монотонны, а базовые критические частоты следуют с интервалом  $\pi/2$  от 0 до  $\infty$ :

$$\sigma_n(\alpha) = \sqrt{(\alpha^2 - \alpha_n^2)}, \ \sigma = k h, \ \alpha = \omega h/C_0, \ \alpha_n = \pi n/2, \ n = 0, 1, 2, \dots$$
(6)

Здесь  $C_0$  – скорость объёмных волн в однородной среде внутри волновода, 2h – толщина волновода. Волновые числа низших мод строго превышают высшие как:  $\sigma_n^2 - \sigma_q^2 = \alpha_q^2 - \alpha_n^2 = \pi^2 (q^2 - n^2)/4 > 0$ , q > n. Так что условие более короткой падающей низшей моды здесь универсально. Поэтому при падении, например, симметричной моды *n*-го порядка отражаются и преломляются, с повышением продольной критической частоты, все моды более высоких номеров, n + 1 и выше. Причём, при симметричных поперечных условиях задачи, отражённый и преломленный спектры будут той же симметрич, что и падающая мода, в противном случае обеих симметрий (при несимметричности волноводной системы, например со ступенькой – см. ниже замечание 1). Продольная кр. частота преобразованной моды,  $\alpha_{qX} (\varphi) = \sqrt{(\alpha_q^2 - \alpha_n^2 \sin^2 \varphi)/\cos \varphi}$ , является строго монотонной растущей функцией (т.к.  $\partial \alpha_{qX} / \partial \varphi > 0$ ). Т.о., ПКЧ больше базовой при любом угле падения. И, начиная с некоторого угла  $\varphi_2$ , ПКЧ в два раза, на сто %-ов превосходит базовую (БКЧ):  $tg^2\varphi_2 = 3 q^2/(q^2 - n^2)$ . Например, при падении моды  $S_0$  и отражении (от торца)  $S_1$ , соотв. n = 1 и q = 3, угол  $\varphi_2 = 61.4^\circ$ . А несколько значений превышения ПКЧ/БКЧ таковы: 1.14, 1.37, 1.91, 5.43 – при  $\varphi = 30$ , 45, 60 и  $80^\circ$ .

Заключение. При отражении и преломлении волн в многомодовых И обратноволновых системах, содержащих 2- или 3Д-структуры с границами раздела, наблюдается смещение критических частот преобразованных мод. Явление возможно при косом падении и более короткой падающей волне. Верхние кр. частоты обратных волн понижаются, все другие повышаются. При падении волны криволинейного фронта и дифракции на границе раздела, эффекты будут проявляться помодово, у дифрагированных преобразованных мод. Введены понятия базовой, продольной и поперечной критических частот; продольные КЧ весьма значимы, они связаны с критическими углами падения взаимообратными функциями. Для анализа и численных расчётов выведен ряд эффективных формул, соответствующих асимптотам общих, типичных видов дисперсии: нулевой сингулярности, двукратной и 4-ёхкратной. Судя по ряду современных обзоров и статей, явления сдвига критических частот и дефляции спектров будет ещё одним новым эффектом в уже весьма широкой феноменологии отражения, преломления, дифракции и фокусировки волн. При этом, как показывает данный выше анализ и первые конкретные расчёты, это явление более существенно для обратноволновых систем, как по величине смещения критических частот, так и по дефляции ОВ-спектров в общем. Обратноволновая

тематика в целом в последние годы весьма актуальна, вплоть до нобелевских номинаций и множества фильмов и репортажей в СМИ и на телевидении.

## Литература

- 1. Эйхенвальд А.А. (1908г). О движении энергии при полном внутреннем отражении света //Изв. Императ. моск. инж. училища. Ч. П. Вып. П. 1908. С. 15–41. – // Его же. Избранные работы./ Под ред. и с прилож. А.Б. Млодзеевского. – М.: ГИТТЛ, 1956, 267с. С. 121-146.
- 2. Сб. трудов "Сессии науч. совета РАН по акуст. и Рос. акуст. общества", памяти А.В. Смольякова и В.И. Попкова. С-Пб, 2014./ <u>http://rao.akin.ru/Rao/sess27/proce-edings27.htm</u>
- 3. Альшиц В.И., Даринский А.Н., Радович А. Резонансное отражение и преломление звука на границе двух кристаллов // Кристаллография. 1995. № 3. С. 404–415, 416–429.
- 4. Анютин А.П. Дифракция плоской волны на пластине из метаматериала при угле падения, равном углу Брюстера или углу полного внутреннего отражения.// Вестник Рос. нового ун-та. 2011. № 4. С. 23–30.
- 5. Бойко Б.Б., Петров Н.С. Отражение света от усиливающих и нелинейных сред. Мн.: Наука и техн., 1988. 205 с.
- 6. Буров В.А. Дмитриев К.В., Сергеев С.Н. Численная модель акустич. среды с отрицательным преломлением // Изв. АН. Физич. 2008. Т. 72. № 12. С. 1695–1699.
- 7. Бырдин В.М. К теории холестерических жидких кристаллов // Оптика и спектроскопия. 1983. Т. 54. № 3. С. 456–458.
- 8. Бырдин В.М. Дисперсия, аппроксимация и асимптотика обратных, нормальных и диспергирующих волн // Проблемы машиностр. и автоматизации. 2007. № 1. С. 102–109.
- 9. Бырдин В.М. О дисперсионных уравнениях в общей теории волн и в математической физике // Математическое моделирование, компьютерный и натурный эксперимент в естественных науках. 2023. № 2. С. 8–28.
- 10. Vinogradov E.A., Suyazov N.V. and Shipilov K.F. Acoustic Cloaking by the Wave Flow Method.// Physics of Wave Phenomena. 2014. V. 22. No 1. P. 36–45.
- 11. Волошинов В.Б., Поликарпова Н.В., Можаев В.Г. <Близкое к обратному отражение акустических волн в кристалле> // Акуст. ж. 2006. № 3. С. 297–305.
- Дорофеенко А.В., Зябловский А.А., Пухов А.А. и др. Прохождение света через композитные материалы, содержащие усиливающие слои // УФН. 2012. Т. 182. № 11. С. 1157–1175.
- 13. Дубинов А.Е., Мытарева Л.А. Элементы физики «плаща-невидимки». Учеб. пос. Саров: Сар. ФТИ, 2009. (См. также: УФН. 2012. Т. 182. № 3. С. 337)
- 14. Крутицкий К.В., Шевяхов Н.С. О разновидностях отрицательного смещения отражённых акустических пучков.// Акуст. ж. 1998. Т. 44. № 2. С. 232–238.
- 15. Локк Э.Г. Угловая ширина луча при дифракции на щели волны с неколлинеарными групповой и фазовой скоростями // УФН. 2012. Т. 182. № 12. С. 1327–1343.
- 16. Лямшев Л.М. Незеркальное отражение, резонансное рассеяние и излучение звука источниками и оболочками в жидкости // Акуст. ж. 1999. Т. 45. № 5. С. 693–717.
- 17. Обратные волны.// Википедия (Бырдин В.М., с 10.2011).
- 18. Силин Р.А. Необычные законы преломления и отражения. М.: Фазис, 1999. 80 с.
- 19. Фёдоров Ф.И. <Аномальное отражение и преломление света>// Вестник АН. 1981. № 1. С. 143; ДАН. 1983. Т. 231. № 6. С. 1373.
- 20. Transformation Electromagnetics and Metamaterials: Fundam. Principles and Applications./ Edited by D.H. Werner and D.-H. Kwon. L.: Springer-Verlag, 2014. 500 p.
- 21. Юханов Ю.В. <Рассеяние волн на импедансной плоскости>// Радиотехника и электр. 2000. Т. 45. № 4. С. 404–409.

УДК 602.17

# ОЦЕНКА ПОТЕРИ ПЛАСТИЧНОСТИ СТАЛЬНЫХ ОБРАЗЦОВ ПОСЛЕ УДАРНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ С ПРИМЕНЕНИЕМ АКУСТИКО-ЭМИССИОННОЙ ДИАГНОСТИКИ<sup>2</sup>

Махутов Н.А.– чл.-корр. РАН, Васильев И.Е.– к.т.н., с.н.с. Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН vie01@rambler.ru

## ASSESSMENT OF THE LOSS OF PLASTICITY OF STEEL SAMPLES AFTER IMPACT USING ACOUSTIC EMISSION DIAGNOSTICS

Makhutov N.A.– associate member RAS, Dr. Sci., chief researcher, Vasil`ev I.E.– Cand. Sci., senior researcher

Federal Budget-funded Institute for Machine Science named after A.Blagonravov RAS <u>vie01@rambler.ru</u>

**Abstract.** Acoustic emission diagnostics was used in tensile tests of 20XH2MA steel samples to study the loss of plasticity after impact. This effect was accompanied by a decrease in the partial fraction of viscous fracture and an increase in brittle fracture, controlled during subsequent rupture testing by acoustic emission (AE).

**Key words:** acoustic emission, pulse, energy and temporal parameters, spectrogram, impact, rupture test, yielding and brittle fracture, shear and normal stresses.

Аннотация. Акустико-эмиссионная диагностика была применена при испытаниях на разрыв образцов из стали 20ХН2МА для изучения потери пластичности после ударного воздействия. Такое воздействие сопровождалось снижением парциальной доли вязкого разрушения и ростом хрупкого, контролируемого в процессе последующего растяжения методом акустической эмиссии (АЭ).

**Ключевые слова:** акустическая эмиссия, импульс, энергетические и темпоральные параметры, спектрограмма, ударное воздействие, испытание на разрыв, вязкое и хрупкое разрушение, сдвиговые и нормальные напряжения.

Как показали проведенные исследования [1], совместное использование спектрограмм и параметров, характеризующих форму сигналов позволяет разделять регистрируемые импульсы на потоки, отражающие кинетику вязких и хрупких повреждений в процессе нагружения. В качестве наиболее информативного параметра, позволяющего разделить регистрируемые импульсов на потоки, характерные для вязкого и хрупкого механизмов разрушения, было предложено использовать дескриптор  $u_m/N_u$ , отображающий крутизну спада амплитуды на фазе затухания сигнала ниспадающей волны (рис. 1), поверхность под огибающей которой характеризует энергию импульса ( $E_u$ ).



Рис. 1. Основные параметры, характеризующие форму сигналов АЭ

<sup>&</sup>lt;sup>2</sup> Работа поддержана РНФ, проект № 20-19-00769-П

Для определение пороговых значений параметра  $u_m/N_u$ , разделяющих поток регистрируемых импульсов на два, генерируемых вязкими и хрупкими повреждениями, было проведено сопоставление форм сигналов и свойственных им спектрограмм.

Ниже приведены результаты АЭ диагностики, полученные при испытаниях образца из стали 20ХН2МА на разрыв. На рис. 2 представлены формы (a, e) и спектрограммы Чои-Вильямса (б, c) импульсов (1) и (2), генерированных структурными преобразованиями от действия сдвиговых и нормальных мод напряжений [1], имеющих одинаковые значения максимальной амплитуды  $u_m$ =46 дБ, но отличающиеся по формам и спектрограммам. Импульсы, генерируемые сдвиговыми процессами структурных преобразований, при сопоставимых уровнях энергетических параметров имеют существенно большую длительность по сравнению с сигналами хрупкого разрушения.



Рис. 2. Сопоставление форм и спектрограмм сигналов № 1 (*a*, *б*) и № 2 (*b*, *c*) одинаковой амплитуды, вызванных вязким и хрупким разрушением

Об этом свидетельствуют и представленные на рис. 2, б и *г* спектрограммы, которые отражают скорость затухания энергии сигналов. Сопоставление показывает, что диссипация энергии сигналов вязкого разрушения имеет примерно в пять раз большую длительность затухания. В табл. 1 представлены основные энергетические и темпоральные параметры сопоставляемых импульсов.

Сигналы	Энергетические и темпоральные параметры								
AЭ	и_т□ дБ	$E_u \Box$ дБ	<i>N</i> <sub>и</sub> , ед.	$u_m/N_{\mu}$ , мкВ/ед.	$ au_{\rm H}$ , MKC				
<b>№</b> 1	46	73,6	18	9,368	723				
<u>№</u> 2	46	72,7	21	9,905	391				

Табл. 1. Сравнение импульсов вязкого (№ 1) и хрупкого (№ 2) разрушения

Как следует из табл. 1, энергетические и темпоральные параметры за исключением длительности ( $\tau_{\rm u}$ ) достаточно близки. Причём расхождение значений параметра  $u_m/N_{\rm u}$  отличается менее, чем 0,6 мкВ/ед. Однако, именно этот параметр, отражающий крутизну затухания амплитуды ниспадающей волны, позволяет разделять регистрируемые импульсы на два потока. На графиках рис. 3, *а* показано такое разделение на потоки  $N_n^I$  и  $N_n^{II}$ , отражающие кинетику вязкого и хрупкого накопления повреждений в структуре стали 20ХН2МА, а на рис. 3, *б* изменение динамики весового содержания локационных импульсов ( $W^I$ ) и ( $W^{II}$ ) в режиме нагружения.



Рис. 3. Разделение регистрируемых импульсов на потоки  $N_n^I$  и  $N_n^{II}$  (*a*) по уровню параметра  $u_m/N_{\mu}$ , динамика изменения их весового содержания  $W^I$  и  $W^{II}$  (*b*) в режиме нагружения изделия

Сплошной линией черного цвета с обозначением (*P*) на графиках рис. 4 показана динамика растягивающей нагрузки при испытаниях стального образца на разрыв. Потоки  $N_n^I$  и  $N_n^{II}$  объединяют сигналы, имеющие значение параметра  $u_m/N_u$  соответственно меньшее 9,5 мкВ/ед. и большее 9,6 мкВ/ед.

Объектом исследования являлись образцы из стали 20ХН2МА с габаритными размерами 300х20х6 мм, в центре которых с боковой стороны был выполнен v – образный надрез глубиной 3,3 мм. Исследуемая партия включала 30 образцов, которые были разбиты на шесть групп по пять образцов в каждой. Образцы первой партии перед испытаниями на разрыв не подвергались ударному воздействию. Остальные партии образцов были подвергнуты ударному воздействию на маятниковом копре МК-30 [1]. В зоне ударного воздействия, выполняемого оппозитно месту расположения v – образного надреза глубиной 3,3 мм, происходило изменение пластичности материала. В результате снижалась доля вязкого разрушения и возрастала хрупкого – разрушения сколом. Для оценки ударного воздействия был использован параметр удельной работы [2-4]:

$$a_V = A/(b \cdot h), \tag{1}$$

A – работа ударного воздействия в Дж, b=1,7 см и h=0,6 см – ширина и толщина образцов в месте надреза, имеющих в месте v – образного надреза площадь F=1 см<sup>2</sup>. При этом удельная работа удара для образцов второй партии составляла 50 Дж/см<sup>2</sup>, третьей –75 Дж/см<sup>2</sup>, четвертой – 100 Дж/см<sup>2</sup>, пятой – 125 Дж/см<sup>2</sup> и шестой – 150 Дж/см<sup>2</sup>.

Для регистрации результатов ударного воздействия использовалась высокоскоростная камера Evercam 2000-16-М (ООО «Эверком», РФ). На снимках рис. 4 показаны результаты такого воздействия при уровне удельной работы  $a_V=50 \text{ Дж/см}^2$  (*a*), 75 Дж/см<sup>2</sup> (*b*) и 150 Дж/см<sup>2</sup> (*b*), зарегистрированные при скорости съёмки 7000 кадров в секунду. Слева на снимках показано положение деформируемого образца, справа ножа маятникового копра. В области надреза образцов видны зоны пластического деформирования материала и раскрытия трещины.



Рис. 4. Кадры деформирования образцов при ударе ножа маятника с удельной работой 50 Дж/см<sup>2</sup> (*a*), 75 Дж/см<sup>2</sup> (*б*) и 150 Дж/см<sup>2</sup> (*в*)

Перед сопоставлением результатов исчерпания пластичности стали 20ХН2МА в зоне надреза для образцов партий № 1, ..., № 6 в зависимости от уровня удельной работы

рассмотрим динамику изменения критериального параметра  $u_m/N_{\mu}$ , используемого для разделения регистрируемых импульсов на потоки  $N_{\pi}^{I}$  и  $N_{\pi}^{II}$ , отражающие кинетику вязких и хрупких повреждений на стадиях деформирования материала.

На рис. 5 приведены результаты АЭ диагностики, полученные при испытаниях образца из партии № 1 на разрыв, которые включают координатную локацию индикаций источников АЭ (*a*), график накопления АЭ событий (*б*), динамику критериального параметра  $u_m/N_{\mu}$  (*в*), кластеры сигналов *I* и *II* (*г*), сформировавшиеся в поле параметров  $(u_m/N_{\mu} - E_{\mu})$  при испытании разрушения образца, накопление локационных импульсов  $N_n^I$  и  $N_n^{II}$  (*d*) и их весовые параметры  $W^I$  и  $W^{II}$  (*e*) в процессе нагружения. Линией черного цвета с обозначением (*P*) на графиках рис. 5 показано изменение нагрузки в кН.



Рис. 5. Результаты АЭ диагностики образца партии № 1 из стали 20ХН2МА с боковым v – образным надрезом глубиной 3,3 мм при испытаниях на разрыв

Анализ, диаграммы нагружения образца растягивающим усилием  $P=f(\tau)$ , позволяет разделить её на пять стадий: упругое деформирования (1), упругопластического (2), площадку текучести (3), упрочнения (4) и предельного состояния (5).

Стадия I – соответствует уровню деформирования материала  $\varepsilon_l \leq 0,2$  %. При таких деформациях срабатывают различные рассеянные концентраторы, образовавшиеся на этапах изготовления изделий. Как следует из графиков рис. 5,  $\partial$  и *e*, параметр  $W^I$  повышался от 30 до 44 %, тогда как  $W^{II}$  снижался с 70 до 56 %.

На стадии упругопластического деформировании материала (стадия 2) продолжался рост параметра  $W^{I}$  и снижение  $W^{II}$ , уровень которых на этой стадии достигал 48 и 52 %. Основной массив импульсов, генерируемых сдвиговыми процессами при этом не регистрировался, так как имел максимальную амплитуду ниже установленного порога дискриминации сигналов  $u_{th}$ =40 дБ.

На площадке текучести (стадия 3) регистрация импульсов на этой стадии практически отсутствовала, о чём свидетельствует стабильность весовых параметров:  $W^{I}$ 

=49 % и W<sup>I</sup>=51 %.

На четвертой стадии развитой пластической деформации при  $\varepsilon_I \ge 3-5$  % накопление импульсов *I* и *II* типа происходит синхронно, вследствие чего их весовое содержание меняется незначительно: уровень *W<sup>I</sup>* снижается до 44-46 %, а *W<sup>II</sup>* возрастает до 54-56 % (рис. 5  $\partial$  и *e*).

На пятой стадии при достижении предельного уровня нагрузки  $P_B$ =56 кН происходит дальнейшая фрагментация структуры металла, сопровождаемая образованием и развитием доминантной трещины, вызывающей окончательное разрушение образца. При этом активность накопления импульсов в кластерах *I* и *II* до момента разрушения была низкой, а их весовые параметры сохранялись на уровне  $W^I$  =46 % и  $W^{II}$  =54 %.

На рис. 6 приведены результаты АЭ диагностики, полученные при испытаниях на разрыв образцов партий № 1, ..., № 6. Графики показывают динамику изменения средних выборочных значений весового содержания локационных импульсов ( $W^{I}$ ) и ( $W^{II}$ ) и уровня их разброса  $\eta_{Wi}$  в интервале ±2S, отражающих кинетику накопления вязких и хрупких повреждений в зоне надреза образцов из стали 20ХН2МА в зависимости от уровня удельной работы ударного воздействия. Анализ графиков рис. 6 свидетельствует о том, что по мере повышения уровня  $a_V$  от 50 до 150 Дж/ см<sup>2</sup>, расхождение между параметрами весового содержания локационных импульсов  $W^I$  и  $W^{II}$  постоянно возрастало. Уровень пороговых значений [ $W^I$ ] и [ $W^{II}$ ], регистрируемых в момент разрушения образцов в партиях № 2, ..., № 6, изменялся следующим образом. Значение [ $W^I$ ] по мере повышения уровня  $a_V$  от 50 до 150 Дж/ см<sup>2</sup> постепенно снижалось с 42 до 16 %, а [ $W^{II}$ ] синхронно возрастало от 58 до 84 %.



Рис. 6. Графики динамики изменения средних выборочных значений весового содержания локационных импульсов (*W*<sup>*I*</sup>) и (*W*<sup>*II*</sup>) и уровня их разброса *η*<sub>*Wi*</sub> в интервале ±2S от соотношения деформации *ε*<sub>*I*</sub>/*ε*<sub>*B*</sub> при испытании образцов партий № 1, ..., № 6

На рис. 7 представлен график изменения соотношения  $j=[W^{II}]/[W^{II}]$  средних выборочных значений пороговых параметров  $[W^{II}]$  и  $[W^{II}]$  весового содержания локационных импульсов и уровня их разброса  $\eta_{Wi}$  в интервале ±2S (S – среднее квадратичное отклонение) в зависимости от уровня  $a_V$ , значение которого возрастало от 0 до 150 Дж/ см<sup>2</sup> для партий образцов № 1, ..., № 6.



Рис. 7. Графики изменения соотношения пороговых параметров содержания локационных импульсов  $j=[W^{II}]/[W^{I}]$  и уровня их разброса  $\eta_i$  в интервале ±2S при повышении удельной работы ( $a_V$ ) до 150 Дж/см<sup>2</sup>

Как следует из графика, повышение удельной работы ударного воздействия от 50 до 150 Дж/см<sup>2</sup> вызвало рост соотношения  $j=[W^{II}]/[W^{II}]$  в 6 раз. В такой же пропорции происходит снижение парциальной доли вязких и возрастание хрупких повреждений. При повышении уровня  $a_V$  от 0 до 50 Дж/см<sup>2</sup> наблюдается падение параметра j, что характеризует рост вязкой и снижение хрупкой парциальных долей повреждений при разрушении структурных связей стали 20ХН2МА. Такое улучшение пластических свойств материала обусловлено наличием начальных напряжений сжатия в зоне надреза в результате ударного воздействия. На последнее указывает рост уровня максимальной нагрузки примерно на 10 % до 62 кН при испытаниях на разрыв образцов второй партии по сравнению с первой, в которых разрушающая нагрузка не превышала 57 кН.

Если оценивать потерю пластичности материала по длительности испытания образцов на разрыв, то при повышении уровня  $a_V$  от 0 до 150 Дж/см<sup>2</sup>, она сократилась с 1350 с до 450 с, т.е. пластичность стали 20ХН2МА снизился в 3 раза. Такой результат достаточно хорошо коррелирует с данными АЭ диагностики, согласно которым (рис. 7), при повышении значения  $a_V$  от 0 до 150 Дж/см<sup>2</sup> уровень *j* возрос в 3,5 раза (с 1,7 до 6).

Проведенные исследования показали возможность использования АЭ диагностики для оценки исчерпания пластических свойств конструкционных сталей в результате воздействия. Совместное использование спектрограмм и параметров, ударного характеризующих форму сигналов позволяет разделять регистрируемые импульсы на отражающие кинетику вязких и хрупких повреждений потоки. в процессе деформирования материала.

#### Литература

1. Махутов Н.А., Васильев И.Е., Чернов Д.В., Марченков А.Ю. Применение акустической эмиссии для оценки потери пластичности стальных изделий после ударного воздействия // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2023. Т. 89. № 11. С. 60-70.

2. Исследование и обоснование прочности и безопасности машин / Под ред. Н.А. Махутова, Ю.Г. Матвиенко, А.Н. Романова. – М.: Знание, 2023. 832 с.

3. Ботвина Л.Р. Основы фрактодиагностики / М.: Техносфера. 2022. 394 с.

4. Максимов А.Б, Шевченко И.П., Ерохина И.С. Определение составляющих ударной вязкости металла при испытании на ударный изгиб // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2018. Т.84. № 12. С. 68-72.

УДК 539.8

# ОЦЕНКА ВАРИАБЕЛЬНОСТИ ЦИФРОВОГО МЕТОДА ОЦЕНКИ ПЕРЕМЕЩЕНИЙ С ПОМОЩЬЮ БУТСТРЕП

Гадолина И.В. – к.т.н., с.н.с., Плугатарь Т.П. – н.с.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения им. А.А. Благонравова Российской академии наук gadolina@mail.ru

## ASSESSING THE VARIABILITY OF A DIGITAL METHOD FOR DISPLACEMENTS ESTIMATION USING BOOTSTRAP

Gadolina I. V.- PhD, senior research worker, Plugatar' T. P.- research worker Mechanical Engineering Research Institute of the Russian Academy of Sciences (IMASH RAN) gadolina@mail.ru

**Abstract.** The digital image correlation method has long found its place in the tools for studying displacements and strains in metals and composites due to greater measurement accuracy and a high level of automation. Numerous literary references attest to its popularity. In any statistical tool, a point estimate is not sufficient - we need an estimate of precision, confidence intervals. To assess the variability of displacements measurements, this paper proposes to use statistical bootstrap, an almost universal method for estimating variance.

Key words: digital image correlation, strain, displacements, statistical bootstrap.

Аннотация. Метод корреляции цифровых изображений давно нашел свое место в инструментарии исследования перемещений и деформаций в металлах и композитах благодаря большей точности измерений и высокому уровню автоматизации. Многочисленные литературные ссылки свидетельствуют о его популярности. Во всяком статистическом инструменте точечная оценка не является достаточной – нужна оценка точности, доверительные интервалы. Для оценки вариабельности измерений перемещений предложено использовать статистический в данной работе бутстреп, почти универсальный метод для оценки дисперсии.

Ключевые слова: корреляция цифровых изображений, деформации, перемещения, статистический бутстреп.

Исследование процесса деформации материала всегда являлось приоритетным направлением при изучении предельных состояний материала, поскольку именно деформация является первопричиной его разрушения. Для оценки деформаций важно уметь измерять перемещения. Наряду с точечной оценкой важно получить ее доверительные интервалы, оценить дисперсию. Статистический бутстреп как почти универсальный численный метод для оценки дисперсии на основе моделирования по специальным правилам был применен в ряде исследований по обработке изображений [1]. Так, например, авторы [2] описывают непараметрический метод бутстреп, применяемый в медицине для оценки статистических свойств изображений.

<u>Метод</u>. Статистический бутстреп — это основанный на компьютерной обработке статистический метод определения точности статистического показателя, оцененного по экспериментальным данным [3]. Для этого требуется экспериментальная выборка  $x = (x_1, ..., x_N)$ , эмпирическое распределение которой оценивает неизвестное распределение F. Каждое измерение  $x_i$  рассматривается как случайная реализация переменной, которая следует за распределением F. Используя эмпирическую выборку  $x=(x_1, ..., x_N)$ , создаются выборки бутстреп:  $x_b^*=(x_{1b}^*, ..., x_{Bb}^*)$  из N элементов. Каждый элемент  $x_i^*$  получается путем случайной выборки с возвращением из исходной эмпирической выборки х. Для каждой выборки бутстреп  $x_b^*$  вычисляется интересующая статистика  $\theta(x_b^*)$ , которая

называется репликацией бутстреп  $\theta$ . Набор реплик бутстреп  $\{\theta(x_b^*)\}b=1,B$  дает распределение  $\theta$ , из которого можно сделать вывод о статистическом поведении  $\theta$ .

Статистический бутстреп — это любой тест или показатель, который использует случайную выборку с заменой (например, имитирует процесс выборки) и подпадает под более широкий класс методов повторной выборки. Бутстреп назначает меры точности (смещение, дисперсия, доверительные интервалы, ошибка прогноза и т. д.) выборочным оценкам. Этот метод позволяет оценить выборочное распределение практически любой статистики с использованием методов случайной выборки.

Бутстреп оценивает свойства оценки (например, ее дисперсию) путем измерения этих свойств при выборке из аппроксимирующего распределения. Одним из стандартных вариантов аппроксимирующего распределения является эмпирическая функция распределения наблюдаемых данных. В случае, когда можно предположить, что набор наблюдений принадлежит независимой и одинаково распределенной совокупности, это можно реализовать путем построения ряда повторных выборок с заменой наблюдаемого набора данных (и равного размера наблюдаемому набору данных).

Статистический бутстреп также можно использовать для построения тестов гипотез. Его часто используют как альтернативу статистическому выводу, основанному на предположении о параметрической модели, когда это предположение вызывает сомнение или когда параметрический вывод невозможен или требует сложных формул для расчета стандартных ошибок.

В случае разработанного нами метода распределение соответствует рассеянию оценки нового местоположения исследованного элемента после нагружения.

Метод корреляции цифровых изображений для измерения перемещений

Исследование процесса деформации материала всегда являлось приоритетным направлением при изучении предельных состояний материала, поскольку именно деформация является первопричиной его разрушения [4]. Анализ напряженнодеформированного состояния необходим и широко используется для создания материалов нового поколения. Экспериментаторы постоянно совершенствовали инструментарий для достоверных измерений деформационных параметров.

Метод Корреляции и отслеживания цифровых изображений (английское название: Digital image correlation and tracking - DIC) [5]— это оптический метод, позволяющий отслеживать смещения исследуемой поверхности, а также производить регистрацию изображений для дальнейшей их обработки и интерпретации в перемещениях. Эти измерения можно производить как в двумерном варианте, исследуя только перемещения в плоскости поверхности, так и трехмерном – определение всех трех компонент вектора перемещения. Метод первоначально был предложен в 1982 году в университете Южной Каролины [6, 7] и с тех пор интенсивно используется и развивается [8]. По сравнению с тензорезисторами и экстензометрами метод корреляции цифровых изображений (DIC) предоставляют более подробную информацию о перемещениях благодаря способности предоставлять все их поле, возникающее в исследуемой области. Метод основывается на максимизации коэффициента корреляции, который определяется интенсивностью массива рассматриваемых пикселов на двух и более соответствующих изображения.

Для определения перемещений с помощью метода DIC поверхность предварительно покрывается системой хаотически рассеянных микропятен (например, мелкодисперсным распылением темной краски по светлому фону), (Рис.1, а), образующих так называемую спекл-структуру. Современные системы, основанные на применении высоко разрешающих цифровых видеокамер, и последующая математическая обработка сделанных кадров позволяют регистрировать и анализировать трансформацию спекл-структур, происходящую при статическом, а также при динамическом нагружении образца.



Рис.1. Пример спекл-структуры; а) – до нагружения; б) – после нагружения.

С помощью специально разработанного математического аппарата оптикорасчетным путем вычисляется перемещение элементарной площадки, что определяет перемещения и деформации на поверхности образца. При этом считается, что расположение точек на элементарной площадке не изменяется, а она сдвигается как жесткий элемент.

В основе применяемой математики лежит поиск максимума взаимнокорреляционной функции спеклов – до нагружения и в процессе нагружения. Записанные цифровые изображения обрабатывают с использованием методов корреляционного анализа случайных функций. Чтобы вычислить перемещение произвольной точки P, на цифровом изображении объекта, как правило, выделяют квадратную подобласть (ячейку)  $\Sigma$  размером (2k+1)·(2k+1) пикселей с центром в данной точке.

Конкретное значение параметра k выбирают из такого условия, чтобы подобласть содержала достаточное для ее однозначной идентификации число элементов хаотичной спекл-структуры, как правило k~10. В пределах выделенного фрагмента распределение интенсивности изображения описывается случайной функцией F(Ei, nj). При рассмотрении изображения с дискретностью в один пиксель координаты ξί и η приобретают целочисленные значения – от -2k до +2k. На изображении деформированного объекта находят подобласть Σд, внутри которой соответствующее пространственное распределение интенсивности Fд (ξi, ηj) максимально подобно исходному распределению F(ξi, ηj) – Рис. 1 а). В первом приближении размер и форму соответствующих подобластей полагают одинаковыми. В качестве критерия подобия используют нормированный коэффициент кросс-корреляции:

$$C_{N} = \sum_{i=-k}^{k} \sum_{j=-k}^{k} \left[ \frac{F(\vartheta_{i},\mu_{j})F_{\mathcal{A}}(\vartheta_{i},\mu_{j})}{(F)(\overline{F_{\mathcal{A}}})} \right],$$
  

$$\Gamma_{\mathcal{A}}e \ \overline{F} = \sqrt{\sum_{i=-k}^{k} \sum_{j=-k}^{k} \left[ F(\vartheta_{i},\mu_{j})^{2} \right]}, \overline{F_{\mathcal{A}}} = \sqrt{\sum_{i=-k}^{k} \sum_{j=-k}^{k} \left[ \overline{F}_{\mathcal{A}}(\vartheta_{i},\mu_{j})^{2} \right]},$$

Где  $F_{\rm d}$  – Распределение интенсивности изображения до приложения нагрузки и  $\bar{F}_{\rm d}$  – после. При этом C<sub>N</sub>=1 в случае полной корреляции (тождества) функций F и Fд.

Процедура поиска заключается в последовательных (от пикселя к пикселю) изменениях положения центра подобласти сравнения  $\Sigma_d$  в пределах некоторой зоны поиска  $\Omega$  на трансформированном изображении по каждой из координат и в построении поверхности значений корреляционного критерия  $C_N$ .

На рис.2 в качестве примера приведен результат обработки изображения по методу DIC малогабаритного композитного образца, полученного в рамках исследования [9].



Рис.2. Компьютерная обработка DIC малогабаритного композитного образца на стадии разрушения.

Рассмотрим однократное статическое нагружение. Для успешной реализации метода потребуется компьютер с графическим интерфейсом.

1. С помощью видеокамеры осуществляется съемка спеклов-пикселей до и после деформирования.

2. Для изображения после деформирование спеклы «размножаются» по правилам бутстреп, с тем чтобы получить много (порядка 1000) бутстреп-выборок после деформирования.

3. Интервал области поиска разбивается на 100 площадок единичных пикселей и на каждой элементарной площадке определяется число выпадений максимумов корреляционной функции бутстреп k. Строится кривая накопленных выпадений по x слева направо и по y сверху вниз:  $F(x) = \sum_{i=1}^{100} k_{xi} \sum_{i=1}^{i \text{ текущ}} k_{xi}$ ;  $F(y) = \sum_{i=1}^{100} k_{yi} \sum_{i=1}^{i \text{ текущ}} k_{yi}$ .

4. Для 0 < F(x) < 1 и 0 < F(y) < 1 выбираются такие нижние и верхние x <sub>н, в</sub> и у <sub>н, в</sub>, чтобы значения процентилей, соответствовали доверительным значениям вероятности 0,05 и 0.95, чтобы ограничили 90% доверительную область;

5. Область, ограниченная неравенствами  $x_{H} < x < x_{B}$  и  $y_{H} < y < y_{B}$  является вероятной областью рассеивания оценки местоположения элемента (Рис.1б)) после деформации.

Таким образом, используя бутстреп, становится возможным помимо точечной оценки получить доверительную область смещения вектора по методу DIC.

<u>Вывод.</u> Для метода корреляции и отслеживания цифровых изображений с применением статистического бутстрепа разработан метод, позволяющий оценить рассеяние оценки смещения. Метод может оказаться полезным при исследовании точности определения перемещений.

#### Литература

1. Cheng, Yanbo & Mo, Yuanhui & Huang, Haifeng & Lai, Tao. (2024). A Three-Dimensional Deformation Monitoring Method: Combining Optical Deformation Monitoring Based on

Regression Models and GB-SAR Interferometry. Sensors. 24. 1754. 10.3390/s24061754.

2. Buvat, Irene & Riddell, Cyril. (2001). A bootstrap approach for analyzing the statistical properties of SPECT and PET images. Nucl Sci Symp Conf Rec. 3. 1419 - 1423 vol.3. 10.1109/NSSMIC.2001.1008603.

3. Бредли Эфрон. Нетрадиционные методы многомерного статистического анализа (сборник) Год издания: 1988 Издательство: Финансы и статистика. 262 с.

4. Cheng, Yanbo & Mo, Yuanhui & Huang, Haifeng & Lai, Tao. (2024). A Three-Dimensional Deformation Monitoring Method: Combining Optical Deformation Monitoring Based on Regression Models and GB-SAR Interferometry. Sensors. 24. 1754. 10.3390/s24061754.

5. Kyrytsya, I. & Petrov, O.V. & Vishtak, I.V. & Sukhorukov, S.I. (2024). Determination of Limiting Deformations at Testing Cylindrical Samples for Tension. Problems of Tribology. 29. 6-15. 10.31891/2079-1372-2024-111-1-6-15.

6. W.H. Peters, W.F. Ranson, Opt Eng 21 (1982) 427.

7. T.C. Chu, W.F. Ranson, M.A. Sutton, W.H. Peters, Exp Mech 25 (1985) 232.

8. А.Н. Луценко, И.Н. Одинцев, А.В. Гриневич, П.Б. Северов, Т.П. Плугатарь. Исследование процесса деформации материала оптико-корреляционными методами/ Авиационные материалы и технологии. 2014. №S4. с. 70-85. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-s4-70-86

9. Контроль качества композитных образцов при испытаниях на статику и усталость / Р. Г. Кажлаев, Т. П. Плутагарь, М. С. Пугачев [и др.] // Стандарты и качество. – 2024. – № 13. – С. 40-45. – EDN USULOR.

# ИССЛЕДОВАНИЕ СТАБИЛЬНОСТИ СЛУЧАЙНОГО ПРОЦЕССА НАГРУЖЕНИЯ С ПОМОЩЬЮ СПЕКТРАЛЬНОГО И ВРЕМЕННОГО ПОДХОДА<sup>3</sup>

Гадолина И.В.<sup>1</sup> – ктн., снс., Гасюк А.С.<sup>2</sup> – ктн. начальник отдела, Ерпалов А.В.<sup>3</sup> – ктн, зам директора

<sup>1</sup>Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения им. А.А. Благонравова Российской академии наук

<sup>2</sup> Акционерное общество «Научно-исследовательский и конструкторско-технологический институт подвижного состава»

<sup>3</sup> Южно-Уральский государственный университет

gadolina@mail.ru

## INVESTIGATION OF RANDOM LOADING PROCESS STABILITY USING A SPECTRAL AND TIME APPROACH

Gadolina I. V.- PhD, senior research worker, Gasyuk A.S.<sup>2</sup> – Ph.D. Head of Department, Erpalov A.V.<sup>3</sup> – PhD, Deputy Director

<sup>1</sup>Mechanical Engineering Research Institute of the Russian Academy of Sciences (IMASH RAN) <sup>2</sup> Joint Stock Company "Research and Design and Technological Institute of Rolling Stock"

<sup>3</sup> South Ural State University

### gadolina@mail.ru

**Abstract.** The implementations of a random loading process are analyzed in order to assess durability. In particular, the irregularity coefficient is an important characteristic in calculations. It determines the shape of the amplitude distribution when using spectral methods. In addition, it characterizes the degree of complexity of the process. Approaches were used to assess this indicator using the time and spectral methods. The influence of some processing parameters on the calculated value of the irregularity coefficient is analyzed. Strain gauge records of load modes in the most loaded section of the locomotive bogie frame at speeds typical for the operation of locomotives of the selected type are considered, the minimum length of implementation for obtaining consistent estimates is estimated.

Key words: loading processes, railway cars, irregularity coefficient, realization length.

Аннотация. Проанализированы реализации случайного процесса нагружения с целью оценки долговечности. В частности, проанализирован коэффициент нерегулярности, который является важной характеристикой при расчетах. Он определяет форму распределения амплитуд при использовании спектральных методов. Кроме того, он характеризует степень сложности процесса. Были применены подходы для оценки этого показателя с помощью временного и спектрального метода. Проанализировано влияние некоторых параметров обработки на вычисленную величину коэффициента нерегулярности. Рассмотрены тензометрические записи нагрузочных режимов в наиболее нагруженном сечении рамы тележки локомотива на скоростях, характерных для эксплуатации локомотивов выбранного типа, оценена минимальная длина реализации для получения состоятельных оценок.

Ключевые слова: процессы нагружения, вагоны, коэффициент нерегулярности, длина реализации.

<u>Введение</u>. Проектирование транспортных средств с достаточной долговечностью заключается в сопоставлении реальной рабочей нагрузки и условий усталости с фактическими и прочностными возможностями машины и его частей. Статистическое

<sup>&</sup>lt;sup>3</sup> Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-29-10097, https://rscf.ru/project/23-29-10097/

моделирование распределения нагрузки всегда было большой проблемой, т.к. последнее необходимо для получения статистически подтвержденных проектных целей. В прошлом применялись специальные аналоговые анализаторы для регистрации сверхдлинных отрезков пути. Устройство КLА-2 [1], спроектированное на основе метода пересечений уровней [2] и использованное для анализа нагруженности деталей машин, обеспечивало компактную и оперативную регистрацию экстремумов. Ныне подобные устройства не применяются в задачах обработки сигнала в связи с удобством применения и увеличением мощностей вычислительной техники. В настоящее время ситуация изменилась также из-за растущей доступности новых дополнительных источников данных. В [3] показано, как такие данные, как данные полевого мониторинга и географические данные, а также использование новых методов анализа данных и моделирования, могут применяться для определения нагрузок и целевых показателей долговечности. В связи с этим, возникает необходимость в построении блока нагружения, который бы включал в себя информацию соотношении режимов. Параллельно 0 процентном возрастают требования К достоверности и представительности информации о нагруженности деталей машин (является критическим для оценки надежности машин). Возрастают требования и к продолжительности исследуемой реализации [4].

Ранее в [5] был рассмотрен пример, где по рекомендациям экспертов оценивались режимы, соответствующие различным скоростям движения железнодорожного состава.

При анализе случайных процессов нагружения деталей машин с целью оценки долговечности различают подходы, основанные на рассмотрении временной и частотной составляющей [6, 7]. Особенностью временных рядов является то, что данные в их реальной необработанной форме предоставляют очень мало информации. Необработанные данные, в некотором смысле, являются бесполезной формой данных. В результате построение графиков или суммирование необработанных данных часто не дает большого понимания того, что происходит или почему это происходит. Однако, поскольку временной индекс имеет такое особое значение, мы можем использовать его для разложения данных временных рядов на вариации в различных временных масштабах, в том числе, построить спектральную плотность [8]. Во временной области применяется метод дождя [2, 9], которому предшествует дискретизация и выделение экстремумов. При рассмотрении в частотной области вычисляется спектр мощности напряжений и далее производится подсчет так называемых моментов [10].

<u>Метод</u>. Исследование структуры случайных процессов нагружения было проведено эмпирически на нескольких временных реализациях. На первом этапе осуществляется проверка стационарности процесса. Важной характеристикой случайного процесса нагружения является коэффициент нерегулярности *I*. Эта величина показывает отношение числа пересечений среднего уровня  $N_0$  к числу экстремумов  $N_E$ :

$$I = N_0 / N_E \tag{1},$$

где  $N_0$  и  $N_E$  вычисляются программными средствами по достаточно представительной реализации случайного процесса. В исследованиях необходимо подтвердить стационарность случайного процесса. В [10]. предлагается использовать *I* в качестве одной из определяющих величин при оценке долговечности (через распределение максимумов процесса).

На рис.1 приведена реализация случайного процесса нагружения в наиболее нагруженном сечении рамы тележки локомотива при движении по прямолинейному пути со скоростью 80 км/час. При записи не были использованы фильтры.



Рис.1. Случайный процесс нагружения x(t) в опасном сечении рамы тележки локомотива при движении состава со скоростью 80 км/час (амплитуда напряжений в МПа )

Процесс является стационарным в специальном смысле – это значит, что величина вычисленного ресурса и некоторые другие статистические характеристики стабилизируются по достижении некоторого времени и при дальнейшем увеличении времени не изменяется.

При цифровой обработке сигнала процесс не только дискретизируется по времени, но и разбивается на k уровней по вертикали [2] (первичная фильтрация). В соответствии с [2] рекомендуемое число уровней 14 < k < 32. В настоящее время в связи с увеличением быстродействия вычислительных машин применяется и большее число уровней. Показано, что вычисленная величина I не является инвариантной по отношению к k. При уменьшении числа уровней вычисленное I растет.

На рис.2 показана зависимость I(k) для трех исследованных процессов при движении состава с разными скоростями. Видно, что I для каждого процесса изменяется существенно с изменением числа классов k.

Величину коэффициента I можно вычислить также с использованием формулы Райса [10], согласно теории случайных процессов. Для этого потребуется оценка спектральной плотности мощности S(w) стационарного случайного процесса x(t). Оценка S(w) для процесса, изображенного на рис.1, показана на рис.3.

По формуле (2) вычисляются спектральные моменты:

$$m_n = \int_0^\infty \omega^n G(\omega) d\omega, \, n=0,1,2 \dots$$
 (2).

С помощью спектральных моментов можно вычислить коэффициент нерегулярности *I*. С использованием спектральных моментов оценка составила *I* = 0.177.



Рис.2. Изменение вычисленного коэффициента нерегулярности І при увеличении числа уровней квантования



*Рис.3.* Спектральная плотность мощности  $S(\omega)$  процесса напряжений, показанного на рис.1

С целью экономии времени дорожных испытаний и затрат необходимо уметь оценивать необходимую и достаточную длину реализации. Стабилизация нагрузочных характеристик при исследовании в частотной области была рассмотрена в [6]. Достаточной длиной реализации назовем такую, при увеличении которой ее основные статистические характеристики не меняются существенно. В качестве таких определяющих статистик были выбраны:

- Максимальная амплитуда;
- Коэффициент полноты спектра;
- Вычисленный ресурс.

Для сравнения нагрузочных процессов по повреждающему воздействию и для расчета долговечности используется величина коэффициента полноты спектра V. Данная величина является аналогом эквивалентной безразмерной амплитуды для блока

нагружения определенной формы. Данный показатель также был использован для анализа стабильности процессов при оценке необходимой и достаточной длины реализации. При этом V < 1 и вычислялся по формуле:

$$V = \sqrt[m]{\frac{1}{n}\sum h_i (\frac{\sigma_{ai}}{\hat{\sigma}_a})^m},\tag{3}$$

где m – коэффициент угла наклона кривой усталости; n – суммарное число циклов в блоке;  $\hat{\sigma}_a$  – максимальная амплитуда в блоке. График изменения V с увеличением длины реализации показан на рис. 4.

Эквивалентная амплитуда спектра  $\sigma_{a_3}$  может быть использована при оценке ресурса по линейной гипотезе и вычисляется по формуле:

$$\sigma_{a_{2}} V \widehat{\sigma}_{a}$$
 (4).

Ресурс *L* вычисляется по линейной гипотезе по данным обработки случайных процессов нагружения по методу дождя [2] и с учетом длины блока нагружения. На рис. 5 показана относительная величина  $L/L_{\infty}$ , где *L* – оцененный ресурс для участка реализации с длительностью, выраженной в числе экстремумов  $N_e$ ,  $L_{\infty}$  вычисленный ресурс при  $N_e \rightarrow \infty$ .



Рис.4. Исследование необходимой и достаточной длины реализации по критерию полноты спектра V



Рис.5. Исследование необходимой и достаточной длины реализации по критерию вычисленного ресурса

#### <u>Выводы</u>

Были исследованы три процесса напряжений, возникающих в наиболее нагруженном сечении рамы тележки локомотива при движении по прямолинейному

участку пути с разными скоростями. Была подтверждена стационарность процессов в специальном смысле, что означает, что при дальнейшем увеличении участка реализации свыше 1000 экстремумов расчетные характеристики не изменяются значительно, что позволяет проводить анализ по этим реализациям и построить обобщенный блок нагружения на их основе. Данная рекомендация соответствует рекомендациям [2].

Вычисленные величины коэффициента нерегулярности по спектральным моментам практически совпадают с непосредственной оценкой без использования фильтрации по методу уровней. Для отфильтрованных по методу уровней процессов при уменьшении числа уровней квантования оцененная величина *I* увеличивается и, следовательно, не является инвариантной по отношению к числу уровней квантования. Данный факт следует иметь в виду при назначении точности замера напряжений.

### Литература

- 1. Описание изобретения к авторскому свидетельству 1322161. Устройство для определения экстремумов электрического сигнала. Ин-т технической теплотехники НАН Украины. Киев, 1986.
- ГОСТ 25.101-83. Расчеты и испытания на прочность. Методы схематизации случайных процессов нагружения элементов машин и конструкций и статистического представления результатов. М.: Стандартинформ, 2005. 25 с.
- 3. Michael Burger, Klaus Dreßler, Michael Speckert. Load Assumption Process for Durability Design Using New Data Sources and Data Analytics. International Journal of Fatigue. 2020. December.
- 4. И. В. Гадолина, Д. А. Дубин, И. М. Петрова, И. Л. Серебрякова. Стабилизация расчетных характеристик нагруженности в задачах оценки долговечности элементов гусеничных машин//Проблемы машиностроения и надежности машин. 2020, № 1, с. 39–46.
- 5. Петрова И.М., Гадолина И.В. Создание обобщенного спектра нагружения при различных вариантах нагружения в эксплуатации. В сборнике: Технологическое оборудование для горной и нефтегазовой промышленности. Сборник трудов XVI международной научнотехнической конференции в рамках Уральской декады. Под общей редакцией Ю.А. Лагуновой. 2018. с. 318-321.
- 6. Enzveiler Marques, Julian & Benasciutti, Denis & Tovo, Roberto. (2021). Corrigendum to "Variability of the fatigue damage due to the randomness of a stationary vibration load". International Journal of Fatigue. 149. 106265. 10.1016/j.ijfatigue. 2021.106265.
- 7. Teixeira, Giovanni & Zan, Gilberto. (2022). Guidelines for the Verification of Frequency Domain Fatigue Analysis by its Corresponding Representation in the Time Domain.
- 8. Roger D. Peng. A Very Short Course on Time Series Analysis. 2020-04-02
- 9. Stephens, Ralph I. et al. Metal fatigue in engineering. John Wiley & Sons, 2000
- 10. A.V. Erpalov and L.A. Shefer. Fatigue-Based Classification of Loading Processes / Procedia Engineering 150 (2016) 144 149

## ЭФФЕКТЫ НЕЛИНЕЙНОСТИ И СТАТИСТИЧНОСТИ ПРИ ОЦЕНКАХ МАЛОЦИКЛОВОЙ ПРОЧНОСТИ

Махутов Н.А., член-корр. РАН, г.н.с., Зацаринный В.В., к.т.н., в.н.с.

Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН v.zatsar@mail.ru

## EFFECTS OF NONLINEARITY AND STATISTICITY IN ASSESSMENTS OF LOW-CYCLE STRENGTH

### NA Makhutov, Member Correspondent RAS, Chief Research Associate, V.V. Zatsarinnyi--Leading Research Associate, Ph.D. of Engineering

Mechanical Engineering Research Institute of the Russian Academy of Sciences v.zatsar@mail.ru

**Abstract.** Based on the results of the generalization of the conducted studies, experimental and computational methods for assessing the probabilistic characteristics of static and low-cycle strength were developed for the purpose of studying the damaged states of the material. For the first time, the conducted studies showed the importance of quantitatively accounting for the dispersion of the basic characteristics of mechanical properties ( $\sigma_{0.2}$ ,  $\sigma_B$ ,  $\psi$ , E) when assessing low-cycle strength and reliability in and outside stress concentration zones.

**Key words:** tress-strain state, elastoplastic deformation, static and cyclic strength, dispersion of mechanical properties, probability.

Аннотация. По результатам обобщения проведённых исследований разработаны экспериментальные и расчётные методы оценки вероятностных характеристик статической и малоцикловой прочности с целью исследования повреждённых состояний материала. Впервые проведённые исследования показали важность количественного учёта рассеяния базовых характеристик механических свойств ( $\sigma_{0,2}$ ,  $\sigma_{B}$ ,  $\psi$ , E) при оценках напряжённо-деформированных состояний (НДС), малоцикловой прочности и надёжности в зонах и вне зон концентрации напряжений.

**Ключевые слова:** напряжённо-деформированное состояние ,упругопластическая деформация, статическая и циклическая прочность, рассеяние механических свойств, вероятность.

Для ответственных конструкций энергетического, химического, транспортного и других отраслей машиностроения (ПОО, СТС) оценка циклической прочности, ресурса и безопасности основывается в первую очередь на анализе предельных состояний и механизмов их достижения.

В виду рассеяния характеристик локальных деформаций, механических свойств материалов, геометрических размеров конструктивных элементов и естественной вариативности режимов эксплуатационного нагружения оценка процессов деформирования и оценках НДС осуществляется в связанной детерминированной и вероятностной постановке, особенно с учетом специфики малоциклового нагружения ответственных элементов, когда в зонах концентрации возникают упругопластические деформации [1-4].

Для обоснования применения вероятностных методов в малоцикловой усталости было проведено обобщение значительной экспериментальной информации, полученной в ИМАШ РАН, по анализу рассеяния как основных механических свойств (ОМС-  $\sigma_T$ ,  $\sigma_{0,2}$ ,  $\sigma_B$ ,  $S_k$ ,  $\delta$  и  $\psi_K$ ) при статическом разрыве сталей 15Х2НМФА и Х18Н9 при комнатной (20<sup>0</sup>C) и повышенных (до 350<sup>0</sup>C и до 650<sup>0</sup>C) температурах соответственно, так и долговечностей при малоцикловом нагружении (по 20 образцов на каждую серию)[3,4 и

др.]. С целью изучения процессов разрушения проводился статистический анализ закономерностей образования и развития трещин по характеристикам P-N(l), P-N(dl/dN) в образцах с концентрацией напряжений с их расчётной оценкой.

По этим результатам оцениваются количественные детерминированные, статистические и вероятностные показатели статической и циклической прочности и ресурса. Ниже рассмотрены некоторые полученные результаты.

В качестве примера на рис. 1 представлены экспериментально полученные на серии образцов (20≤n≤30) функции распределения ОМС при нормальной температуре для стали 15Х2НМФА. Разброс экспериментальных значений ОМС (точки) удовлетворительно аппроксимируются прямыми, проведёнными в предположении нормального закона распределения. Эта гипотеза позволяет в дальненйшем использовать расчётные значения ОМС для поведения детерминировванных и вероятностных расчётов при статическом и циклическом нагружениях.



Рис.1. Функции распределения основных механических свойств стали 15ХНМФА при 20<sup>0</sup>С

Для уточненного определения напряжённо-деформированных и предельных состояний (НДС) были проведены расчётно-экспериментальные исследования с применением вероятностных методов описания уравнений состояния и кинетики местных НДС в зонах концентрации с учётом рассеяния базовых характеристик ОМС

Новым в предлагаемом подходе к оценке вероятности разрушения является замена в уравнениях диаграмм упругопластического деформирования постоянных (детерминированных) значений основных параметров бт, Е, т на их расчётные параметры для заданной вероятности Р.

$$\sigma = \sigma_{\rm T} \left(\frac{e}{e_T}\right)^m ; \sigma_p = \sigma_{\rm Tp} \left(\frac{e_p}{e_{Tp}}\right)^{mp} \tag{1}$$

где  $\sigma_{\rm r}$ -предел текучести;  $m_{\rm p}$ -показатель упрочнения (0 $\leq$ m $\leq$ 1), его величина определяется вариацией характеристик  $\sigma_{\rm r}$ , S<sub>k</sub>, e<sub>T</sub>,  $\psi_{\rm k}$  [4].

Тогда кинетика локальных напряжённо-деформированных состояний в зонах концентрации (" $\sigma_{max}$ - $e_{max}$ ") при упругопластическом деформировании определяется [2] уравнениями

$$\sigma_{max} = \sigma_n K_{\sigma}; \ e_{max} = e_n K_e , \qquad (2)$$

где  $\sigma_n$  -номинальное напряжение вне зоны концентрации;  $K_{\sigma}, K_e$  - коэффициенты

концентрации напряжений и деформаций при упругопластическом деформировании соответственно.

Указанные коэффициенты определяются для заданных значений  $\bar{\sigma}_n$  и  $\alpha_\sigma$ 

$$k_{e} = \frac{\alpha_{\sigma}^{2/(1+m_{0})} \overline{\sigma}_{n}^{(1-m_{0})/(1+m_{0})}}{(\alpha_{\sigma} \cdot \overline{\sigma}_{n})^{n(1-m_{0})[1-(\overline{\sigma}_{n}-1/\alpha_{\sigma})]/(1+m_{0})}} , \quad \overline{\sigma}_{n} \le 1$$
<sup>(3)</sup>

$$k_e = \frac{\alpha_{\sigma}^{2/(1+m_0)}}{(\alpha_{\sigma} \cdot \overline{\sigma}_n)^{n(1-m_0)[1-(\overline{\sigma}_n - 1/\alpha_{\sigma})]/(1+m_0)}} \quad , \quad \overline{\sigma}_n \ge 1$$

$$\tag{4}$$

Вводя характеристики ОМС для заданной вероятности в уравнения (1-2) и (3-4) для коэффициента концентрации деформаций  $k_e$  можно получить расчётные оценки рассеяния статических кривых деформирования по параметру вероятности P (рис. 1).



Рис.2. Диаграмма статического деформирования стали 25X1МФ при 20<sup>0</sup>С в зоне концентрации

Впервые выявлена довольно значительная вариация упругопластических деформаций при статическом нагружении в координатах  $\overline{\sigma}_n - \overline{e}_{max}$  для зоны концентрации (до 75%) суммарно в обе стороны от среднего значения в зависимости от коэффициентов вариации ОМС (стандартные или повышенные).

Так например, для повышенных\_коэффициентов вариации v при напряжение  $\bar{\sigma}_n$ = 1,2 и  $\alpha_{\sigma}$  =4,5 размах вариации локальных номинальных деформаций достигает до 60%, а размах местных максимальных деформаций в зоне концентрации возрастает до 75%, что может вызывать рассеяние ресурса в области неупругого деформирования (до 3,2 раз).

Применение вероятностных методов анализа прочности и надёжности по параметрам вероятности *P* предполагает оценку вероятности достижения предельного состояния материала на основе использования характеристик рассеяния механических свойств и нагруженности. Это позволяет вычислить заданный прочностной запас по установленной вероятности

$$\bar{n}_{\sigma} = \frac{\bar{\sigma}_c}{\bar{\sigma}^3} \qquad \bar{n}_N = \frac{\bar{N}_0}{\bar{N}^3} \tag{5}$$

$$n_{\sigma_p} = \frac{(\sigma_c)_p}{(\sigma^{\exists})_p} \quad n_{N_p} = \frac{(N_0)_p}{(N^{\exists})_p}$$
(6)

При оценках статической прочности пересечение кривых плотностей распределения нагрузки  $\sigma^3$  и несущей способности  $\sigma_c$  соответствует вероятности разрушения  $P_{pa3p}$ .

Оценка долговечности по моменту образования трещин  $N_0$  и определение расчетных функций её распределения (оценка рассеяния долговечности) проводились по модифицированным уравнениям [2] типа Лангера (4.56) для кривой усталости при жёстком нагружении с введением в уравнение вероятностных значений ОМС

$$\sigma_a^* = \frac{E}{4N_0^m + \frac{1+r_e}{1-r_e}} \ln \frac{1}{1-\psi_k} + \frac{\sigma_{-1}}{1 + \frac{\sigma_{-1}}{\sigma_b} \cdot \frac{1+r_\sigma}{1-r_\sigma}}$$
(7)

Величины местных напряжений и деформаций в зонах концентрации, входящие в расчёт по (7), определяли по модифицированным зависимостям Нейбера [2]. Также была проведена через рассеяние ОМС расчетная оценка рассеяния параметров диаграммы циклического деформирования.

При проверке данной расчётной методики получено хорошее соответствие расчётных и экспериментальных значений долговечностей  $N_0$  на стадии образования трещин и  $N_P$  на стадии разрушения в зоне концентрации для сталей X18H9 и 15X2HMA при указанных тепературах испытаний. Расчет проводился с учетом упрочнения и разупрочнения материала [3].

Рассмотрим эффекты нелинейности и одновременного сравнительного использования детерминированного и вероятностного подходов по определению напряжённо-деформированных состояний и расчёта на прочность тонкой пластины с концентратором в виде кругового отверстия на примере [5].

Представлена методика по определению напряженно-деформированных состояний (НДС) и расчёта на прочность тонкой пластины с концентратором в виде кругового отверстия при статических и циклическом нагружениях с использованием решения задачи Кирша и разработанных в ИМАШ РАН деформационных критериев деформирования и разрушения [2]. При этом впервые вводилось варьирование характеристик основных механических свойств, величин номинальных напряжений (нагрузок) и полей деформаций в зонах концентрации напряжений.

В связи с этим в работе ставилась задача оценить влияние вариации указанных выше факторов на статическую и циклическую прочность и долговечность.

Пластина с отверстием (сталь X18H9) нагружалась повторным статическим равномерным растягивающим номинальным напряжением  $\sigma_n$  и были определены распределения напряжений и деформаций в точках сечения пластины с относительными координатами  $\rho/a$  от 1 до 3,43. Расчёт напряжённо-деформированных состояний проводился по статическим и циклическим диаграммам упругопластического деформирования и их параметрам в соответствии с деформационно-кинетическими критериями разрушения (рис 3). Были рассмотрены четыре расчётных случая нагружения



*Рис. 3. Схема кривых упругого и упругопластического деформирования (m)в нулевом (k = 0) и последующих (k) полуциклах нагружения* 

Распределение напряжений и деформаций по сечению в соответствии с решением упругой задачи представлено на рис. 4.

Остальные случаи нагружения со своими номинальными напряжениями (II, III,IV) формировались за счёт возможного рассеяния механических свойств стали в соответствии с нормальным законом распределения для определённой вероятности или за счёт изменения эксплуатационного нагружения с расчётным коэффициентом вариации.

После предварительного нагружения (полуцикл k = 0) проведём разгрузку до нуля и определим параметры первого полуцикла (k = 1) для проведения упругопластического расчёта. Также в последующем поступим с остальными случаями нагружения. При возникновении пластических деформаций характер НДС в зоне концентрации меняется.

На рис. 4 представлены распределения коэффициентов концентрации, местных максимальных напряжений и деформаций в нулевом полуцикле (k = 0) по опасному сечению пластины с отверстием для координат  $\rho/a$ .



Рис. 4. Результаты расчётов НДС в зоне концентратора: а) изменение относительных упругих напряжений (2), упругопластических деформаций (1) и напряжений (3) при исходном нагружении; б) изменение теоретических коэффициентов концентрации напряжений в упругой области α<sub>σρ</sub>\*(1), а также коэффициентов концентрации деформаций K<sup>(0)</sup>ερ (2) и напряжений K<sup>(0)</sup>σρ (3) в упругопластической области по ширине полосы при исходном нагружении

Анализ представленных данных показывает, что в зоне концентрации в точках поперечного сечения с координатами р/а, равными 1, 1,25 и 1,5 уже в исходном нагружении возникают упругопластические деформации, которые значительно отличаются от получаемых по упругому решению.

Деформирование в первом полуцикле (k = 1) в координатах " $S^{(k)}$ -  $\varepsilon^{(k)}$ " может быть как упругим, так и упругопластическим с показателем упрочнения  $m^{(k)}=m^{(1)}$ . Для каждого варианта были проведены упругопластические расчёты с целью определения коэффициентов асимметрии местных напряжений и деформаций с последующим расчётом долговечности до образования трещин для наиболее нагруженной точки на краю отверстия ( $\rho/a = 1$ ,  $\alpha_{\sigma\rho} = 3$ ).

По данным исследования можно заключить, что изменение номинального нагружающего напряжения  $\bar{\sigma}_n$  в пределах от допустимого 0,67 до 0,98 приводит к уменьшению долговечности практически в 20 раз (от 2,97·10<sup>6</sup> до 1,59·10<sup>5</sup> циклов). При этом следует отметить, что эффект рассеяния основных механических свойств (снижение  $\sigma_{\rm T}$  и других характеристик) оказывает большее влияние на уменьшение долговечности, чем изменение номинальной нагрузки за счёт увеличения эксплуатационного напряжения.

Разработанная методика позволяет рассчитывать поцикловую кинетику напряжений и деформаций в зонах концентрации (по заданному сечению пластины), а также проводить уточнённые расчёты на циклическую долговечность с учётом рассеяния основных механических свойств материала.

### Литература

1. Исследование и обеспечение прочности и безопасности машин./ Под редакцией Н.А. Махутова, Ю.Г. Матвиенко, А.Н. Романова-М.: МГОФ «Знание», 2023.-832 с.

2. Махутов Н.А. Прочность и безопасность: Фундаментальные и прикладные исследования/Н.А.Махутов. Новосибирск: Наука,2008.-528 с.

3. Махутов Н.А., Зацаринный В.В, Романов А.Н. и др. Статистические закономерности малоциклового разрушения.- М.: Наука, 1989. -252 с.

4. Проблемы прочности, техногенной безопасности и конструкционного материаловедения/Под ред. Н.А.Махутова, Ю.Г.Матвиенко, А.Н.Романова. М.:ЛЕНАНД, 2018,-720 с.

5. Махутов Н.А., Зацаринный В.В. Исследование эффектов концентрации и вариации механических свойств/ Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2019. Т. 85. № 8. С. 47-52.

УДК 539.4

# МЕТОДИКА ИСПЫТАНИЯ НА УДАРНЫЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ МАКЕТОВ ТРАНСПОРТНЫХ УПАКОВОЧНЫХ КОМПЛЕКТОВ ДЛЯ ОТРАБОТАВШЕГО ЯДЕРНОГО ТОПЛИВА

Казанцев А.Г., д.т.н., зав. отделом, Абрамов В.В., с.н.с., Петров О.М., к.т.н., с.н.с. АО «НПО «ЦНИИТМАШ», г. Москва 115628, Россия e-mail: kazantsev\_a\_g@mail.ru

## THE METHODOLOGY OF IMPACT TESTING OF MOCK-UPS OF TRANSPORT PACKAGING KITS FOR SPENT NUCLEAR FUEL

Kazantsev A.G., prof., head of department, Abramov V.V., s.r., Petrov O.M., ph.d., s.r., JSC "NPO "TSNIITMASH", Moscow 1156 28, Russia e-mail: kazantsev\_a\_g@mail.ru

**Abstract.** A method of simulation tests of mock-ups of transport packaging sets (TUK) for emergency shock effects (falling on a pin and a rigid base, an airplane impact) is presented, in accordance with which an artificial defect is created in the body of the TUK layout in the zone of maximum tensile stresses. Its dimensions are determined taking into account the permissible technological defects and the scale of the layout. The application of the technique is shown by the example of simulation tests of a TUK for an aircraft impact. Using the concept of the master curve, the probabilities of destruction of full-scale TUK and reduced layouts are calculated depending on the test temperature. It is shown that the hull steel 09Ni2MoVB-A ensures the preservation of the integrity of the TUK at temperatures up to minus 60 °C. The calculated estimates are consistent with the test results of TUK mockups made on a scale of 1:10 **Key words:** transport packaging kit, aircraft impact, dynamic fracture toughness, crack-like defect, master curve.

Аннотация. Представлена методика имитационных испытаний макетов транспортных упаковочных комплектов (ТУК) на аварийные ударные воздействия (падение на штырь и жесткое основание, удар самолета), в соответствие с которой в корпусе макета ТУК в зоне максимальных растягивающих напряжений создается искусственный дефект. Его размеры определяются с учетом допускаемой технологической дефектности и масштаба макета. Применение методики показано на примере имитационных испытаний ТУК на удар самолета. С использованием концепции мастер кривой рассчитаны вероятности разрушения натурного ТУК и уменьшенных макетов в зависимости от температуры испытания. Показано, что корпусная сталь 09H2MФБ-А обеспечивает сохранение целостности ТУК при температурах до минус 60°С. Расчетные оценки согласуются с результатами испытаний макетов ТУК, изготовленных в масштабе 1:10.

**Ключевые слова:** транспортный упаковочный комплект, удар самолета, динамическая вязкость разрушения, трещиноподобный дефект, мастер кривая.

В число анализируемых аварий при транспортировке и хранении на открытой площадке транспортных упаковочных комплектов (ТУК) с отработавшим ядерным топливом входят такие внешние события, как падение на жесткое основание, металлический штырь и удар самолета [1-2]. В связи с тем, что натурные испытания ТУК на такие виды воздействия сопряжены со значительными техническими трудностями, обоснование целостности проводят на уменьшенных макетах, технология изготовления которых и материалы, идентичны используемым в натурном изделии.

В данной работе рассматривается удар самолета Phantom RF-4E со скоростью 215 м/сек по ТУК для обращения с облученными тепловыделяющими сборками реакторной установки БРЕСТ-ОД-300. Конструктивно ТУК представляет собой герметичную толстостенную емкость, имеющую высоту 5 м, внешний диаметр 2.5 м, толщину стенки

250 мм, толщину днища 300 мм, массой около 130 т. Корпус ТУК, состоит из сваренных между собой обечайки и днища из поковок стали 09H2MФБА-А и разъемной крышки.

Как показали расчеты, удар двигателя является более жестким, чем удар фюзеляжа самолета. В связи с этим, при выборе конструкции бойка, рис.1а, имитирующего удар самолета, использовались данные по ударному импульсу, полученному в краш-тесте при ударе натурного двигателя со скоростью 215 м/сек о жесткую стенку. Параметры бойка, создающего аналогичный ударный импульс, подбирались путем проведения расчетов МКЭ с варьированием жесткости бойка при фиксированной массе и диаметре [3].



Рис.1. Конструкция бойка (а), направления ударов по ТУК (б), распределение максимальных растягивающих напряжений (Па, t=3 мс) при боковом ударе (в)

Было исследовано напряженно-деформированное состояние корпуса ТУК при ударах по различным зонам ТУК, рис1б. На рис.1в показано распределение максимальных (окружных) растягивающих напряжений (до 456 МПа) при наиболее опасном боковом ударе по ТУК на уровне центра тяжести. Распределение окружных напряжений по толщине стенки для макетов различного масштаба показано на рис.2. При ударе по зоне сварного шва в нижней части ТУК напряжения не превышают 200 МПа.



Рис. 2. Распределение окружных напряжений в зоне удара в стенке макетов ТУК различного масштаба. 1- 1:1; 2 -1:2,5; 3 - 1:10

При пропорциональным уменьшением размеров макета и бойка уровень максимальных напряжений не изменяется, но увеличивается градиент напряжений по толщине стенки, рис.2. Выполняется условие подобия

$$\sigma(t) = \sigma(t/n)$$

где *t* – расстояние от внутренней поверхности стенки, *n* – масштабный коэффициент.

Величина максимальных допустимых размеров дефектов (ГОСТ 24507-80) зависит от толщины поковок. Для обечайки корпуса, имеющей толщину 250 мм, площадь максимального допускаемого дефекта составляет 20 мм<sup>2</sup>. В качестве эквивалентного

дефекта принят поверхностный полуэллиптический трещиноподобный дефект глубиной 2,1 мм и протяженностью 12,6 мм с соотношением полуосей 1:3. Для сварного шва, соединяющего обечайку с днищем ТУК максимальная площадь дефекта 40 мм<sup>2</sup> [2], глубина эквивалентного дефекта 2,9 мм, протяженность 17,4 мм.

Область максимальных напряжений, возникающих в корпусе ТУК, локализована и может приходиться как на зону с дефектами, так и на бездефектный металл. В связи с отмеченным, в макетах ТУК были созданы искусственные дефекты, расположение и ориентация которых обеспечивает реализацию наиболее неблагоприятного сценария.

Обусловленная изменением градиента напряжений зависимость коэффициента интенсивности напряжений  $K_1$  от толщины стенки корпуса для поверхностных полуэллиптических дефектов различных размеров имеет вид, показанный на рис.За. При фиксированных размерах дефекта величина  $K_1$  в вершине трещины снижается с уменьшением толщины стенки макета. Таким образом, чтобы получить одинаковые значения  $K_1$  размеры дефекта в уменьшенном макете ТУК должны быть больше, чем в натурном изделии. Их можно определить из решения уравнения

$$Y(t,a) \cdot \sigma(t,a) \cdot \sqrt{a} = K_1(t_0,a_0) \tag{1}$$

где Y – коэффициент формы,  $\sigma$  – приведенное напряжение,  $t_0$  и  $a_0$  – толщина стенки и глубина дефекта в натурном ТУК, t и a – тоже в макете. Изменение коэффициента увеличения размеров трещины  $k = a/a_0$  с увеличением толщины стенки макета ТУК показано на рис.3б.

Зависимость вязкости разрушения материала корпус ТУК от температуры принята в форме мастер-кривой [4], уравнение которой для вероятности разрушения Р=50% имеет вид

$$K_{JC} = 30 + 70 \cdot \exp[0.019(T - T_0)]$$
<sup>(2)</sup>

где  $K_{JC}$  – упругопластический эквивалент коэффициента интенсивности напряжений [4],  $T_0$  – референсная температура, зависящая от скорости возрастания коэффициента интенсивности напряжений.



Рис. 1. Зависимость коэффициента интенсивности напряжений (а) и коэффициента увеличения глубины трещины (б) от толщины стенки для дефектов различной глубины: 1 - a = 1 мм; 2 - a = 2 мм; 3 - a = 3 мм; 4 - a = 4 мм.

Для вероятности разрушения *P* температурная зависимость вязкости разрушения определяется соотношением

$$K_{JC(P)} = 20 + \left[ \ln\left(\frac{1}{1-P}\right) \right]^{1/4} \left( 11 + 77 \cdot \exp[0,019 \cdot (T-T_0)] \right)$$

Вероятность разрушения в зависимости от свойств металла (уровня T<sub>0</sub>) и
температуры испытания можно найти по формуле

$$P(T, K_1, T_0) = 1 - \exp\left[-\left(\frac{K_1 - 20}{(11 + 77 \cdot \exp\left[0.019 \cdot (T - T_0)\right]}\right)^4\right]$$
(3)

С использованием рассмотренного подхода выполнена оценка вероятности разрушения макетов и натурного ТУК с трещиноподобными дефектами в зоне удара. Материал первого макета (как и натурного изделия) - сталь 09H2MФБА-А, второй макет для сопоставления и верификации методики был изготовлен из стали 20. Значения температуры  $T_0$  материала макетов определялись по результатам испытаний на ударный изгиб на инструментированном маятниковом копре образцов с усталостной трещиной [4]. Для стали 09H2MФБА-А получено значение  $T_0 = -38$ °C, для стали 20  $T_0 = 67$ °C. Мастер кривые для данных материалов с 5% и 95% границами рассеяния приведены на рис.4.



Рис. 4. Мастер кривые при динамическом нагружении стали 09H2MФБА-А (1) и стали 20 (2). Сплошные линии соответствуют вероятности разрушения *P*=0,5; пунктир –

вероятностям разрушения 0,05 и 0,95. Точки – экспериментальные данные.

Для максимального допускаемого дефекта в основном металле в натурном ТУК (a = 2,1 мм, c = 6,3 мм) при ударе двигателя величина  $K_1 = 34,5 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{0.5}$ . Такое же значение  $K_1$  достигается в макете, изготовленном в масштабе 1:10 для дефекта с полуосями a = 3 мм и c = 9 мм. Фактические размеры искусственных дефектов в макетах были несколько выше, за счет чего в обоих макетах  $K_1 = 37,5 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{0.5}$ . При ударе бойка в зону сварного шва, соединяющего обечайку с днищем ТУК, величина  $K_1$  не превышает 20 МПа $\cdot \text{м}^{0.5}$ .

При указанных выше размерах дефектов в натурном ТУК величина скорости возрастания коэффициента интенсивности напряжений составляла  $K'_1 = dK_1/dt = 1.2 \cdot 10^4$  МПа·м<sup>0.5</sup>/с, в макете (в масштабе 1:10)  $K'_1 = 1.2 \cdot 10^5$  МПа·м<sup>0.5</sup>/с. При испытании ударных образцов с трещиной на инструментированном маятниковом копре в вершине трещины  $K'_1 = 5 \cdot 10^5$  МПа·м<sup>0.5</sup>/сек. Так как значения  $T_0$  для стали 20 и 09H2MФБА-А получены при более высоких скоростях  $K'_1$ , чем реализуются при испытании макетов и натурного ТУК, были определены поправки к  $T_0$ , позволяющие учесть указанное различие. Для этого использовалось приведенное в работе [5] соотношение:

$$T_{0,st} = T_0 \left[ 1 + \frac{\ln(K_1')}{G - \ln(K_1')} \right]$$
(4)

где  $G = 9.9 \cdot \exp\left[\left(T_{9,st} / 190\right)^{1.66} + \left(\sigma_{9,2} / 722\right)^{1.09}\right];$   $T_{0,st}$  и  $T_0$  – референсная температура

соответственно при квазистатическом и динамическом нагружении;  $\sigma_{0,2}$  – предел текучести при температуре  $T_{0st}$ . Зависимость  $\sigma_{0,2}$  от температуры принята в виде [3]:

$$\sigma_{0.2}(T) = \sigma_{0.2}^{20} + 10^5 / (491 + 1.8 \cdot T) - 189$$
(5)

где  $\sigma_{0.2}^{20}$  - условный предел текучести при T=20 °C (360 МПа для стали 09H2MФБА-А и 290 МПа для стали 20). Используя соотношения (4) и (5) были определены значения  $T_{0,st}$ ,  $\Lambda T_0 = T_0 - T_{0,st}$  и  $T_0$  для скоростей, соответствующих натурному ТУК и макету в масштабе 1:10 из стали 09H2MФБА-А и стали 20, табл.1. Зависимости сдвига референсной температуры  $\Delta T_0$  от скорости возрастания  $K'_1$  приведены на рис.5.

Таблица 1. Значения T<sub>0</sub> (°C) для стали 09Н2МФБА-А и стали 20 при разных скоростях K'<sub>1</sub>

матариал	$K_1'$ , M $\Pi a \cdot M^{0.5}/c$				
материал	1,0	$1,2.10^{4}$	$1,2.10^{5}$	$5 \cdot 10^5 \mathrm{c}$	
09Н2МФБА-А	-110,2	-64,2	-48,8	-38	
Сталь 20	32	56.2	62,9	67	

По установленным значениям  $T_0$  и коэффициентам интенсивности напряжений для искусственных дефектов  $K_1$  и соотношению (3) определены вероятности разрушения макетов и натурного ТУК в зависимости от температуры испытания, табл.2, рис.6.

Для подтверждения расчетных оценок проведены испытания макетов с искусственными дефектами с указанными выше размерами. Дефекты создавались на внутренней стороне обечаек корпусов макетов на уровне зоны удара методом электроэрозии. Затем для инициации трещины обечайки подвергались циклическому нагружению в течении 2000 циклов. Для разгона бойков использовалась пневмопушка с длиной ствола 4 м, калибром 80 мм. Макет из стали 20 выдержал удар бойком со скоростью 215 м/сек при +20°C и -40°C. При T= -60°C было получено хрупкое разрушение корпуса с с образованием сквозной трещины длиной около 0.5 м, рис.7.



Рис.5. Зависимости  $\Delta T_0$  от  $K'_1$  для стали 09H2MФБА-А (1) и стали 20 (2)

Таблица 2. Вероятности разрушения натурного ТУК и макетов

Температура испытаний, °С	20	-40	-60
Натурный ТУК	$1,9.10^{-6}$	$1,4.10^{-4}$	$5,7 \cdot 10^{-4}$
Макет 1;10, сталь 09Н2МФБА-А	$1,25 \cdot 10^{-5}$	$8,8.10^{-4}$	$3.3 \cdot 10^{-3}$
Макет 1;10, сталь 20	0,023	0,34	0,56





Рис. 6. Вероятности разрушения натурного ТУК (1) и макетов из стали 09H2MФБА-А (2) и стали 20 (3) в зависимости от температуры испытания.

Рис. 7. Внешний вид макета ТУК с продольной сквозной трещиной после испытаний при -60°С (а) и фрагмент участка разрушения с искусственным дефектом (б).

Макет из стали 09H2MФБА-А сохранил целостность после испытания при -60°С. Результаты испытаний согласуются с оценками вероятности разрушения макетов.

Полученные данные показывают, что при температуре минус 60°С прочность корпуса натурного ТУК, изготовленного из стали 09H2MФБА-А даже в случае лобового удара двигателя самолета Phantom RF-4E в центральную часть корпуса с наиболее неблагоприятным расположением и ориентацией дефектов допускаемых размеров обеспечивается.

## Литература:

1. External Human-Induced Events in Site Evaluation for Nuclear Power Plants. IAEA Safety Standards Series. Safety Guide No. NS-G-3.1. International Atomic Energy Agency. Vienna, 2002. - 49 p.

2. Marchaud G., Vilela L., Nallet S. Designing a Radioactive Material Storage Cask against Airplane Crashes with LS-Dyna. Proc. of 13-th International LS-Dyna Users Conference, 2016. - pp. 68-74.

3. Kazantsev A.G., Radchenko M.V., Petrov O.M., Orlov V.V., Abramov V.V., Kakhadze T.J. Determination of parameters of a thrown body during simulated impact tests of aircraft transport packaging sets. Heavy engineering. - 2023. No. 7-8. - pp. 15-24.

4. ASTM E1921-23. Standard test method for determination on reference temperature  $T_0$  for ferritic steels in transition range. 2023. - 40 p.

5. Wallin K., Mahidhara R. K., Geltmatcher A. B., Sadananda K., eds. Effect of strain rate on the fracture toughness reference temperature  $T_0$  for ferritic steels. - Recent Advances on fracture. Proceedings of a symposium held at the Annual Meeting of The Minerals, Metals and Materials Society. Orlando, United States, 1997. - pp. 171-182.

# МОДЕРНИЗАЦИЯ ВОЗВРАТНО-ПОСТУПАТЕЛЬНОЙ МАШИНЫ ТРЕНИЯ

Кулаков О.И. – научный сотрудник, Фролов А.Д. – младший научный сотрудник, Иванов Г.Ю. – младший научный сотрудник. Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН kulakov@imash.ru

MODERNIZATION OF RECIPROCATING SLIDING FRICTION TEST RIG Kulakov O.I. – research fellow, Frolov A.D. – junior research fellow, Ivanov G. Yu. - junior research fellow. Mechanical Engineering Research Institute of the Russian Academy of Sciences kulakov@imash.ru

**Abstract.** This paper describes the modernization of the PRU reciprocating friction machine to meet modern requirements. The modernization of the stand allowed to conduct material studies with increased accuracy and speed, simplifying friction testing for operators. **Key words:** friction test rig, modernization.

Аннотация. Данная работа описывает вариант модернизации машины трения возвратнопоступательного движения ПРУ для ее соответствия современным требованиям. Модернизация стенда позволила проводить исследования материалов с повышенной точностью и скоростью, упростив для операторов проведение испытаний на трение Ключевые слова: машина трения, модернизация.

Использование машин трения возвратно-поступательного движения позволяют проводить исследования, вносящие большой вклад в развитие науки и технологий [1]. Такие устройства широко применяются в научных и инженерных исследованиях для измерения и анализа параметров трения, для тестирования эффективности смазочных материалов, оптимизации поверхностей материалов, для оценки снижения трения и износа в механических системах, для контроля качества материалов и поверхностей. При планировании экспериментов по исследованию трения и изнашивания важно учитывать возможность повышения эффективности работы с оборудованием и его модернизации для соответствия современным требованиям. Многие устаревшие машины трения попрежнему используются в лабораториях без модернизации, при этом их механические компоненты могут быть малоизношенным, а реализуемые схемы трения соответствовать актуальным. При модернизации описанной далее установки основное внимание уделялось измерительной части стенда и расширению возможностей машины.

В данной работе рассматривается модернизация машины трения возвратнопоступательного движения ПРУ разработки ИМАШ РАН. Машина изначально была предназначена для одновременного испытания двух пар образцов в условиях сухого трения, а также обладала возможностью прогрева испытательной камеры.

Непосредственно процесс испытания представляет собой возвратно-поступательное движение закреплённых в держателях подвижных образцов по неподвижному контробразцу [2], при этом площадь контакта определяется геометрическими характеристиками образцов и используемой оснасткой.

В заводском исполнении измерения силы трения не проводилось, позже сотрудниками лаборатории ИФСМ ИМАШ был изготовлен тензометрический мост для держателя подвижного образца в незащищенном исполнении. Примененные тензорезисторы имели большой дрейф нуля и не позволяли проводить точные измерения. Для записи сил трения использовалась тензометрическая станция 8 АНЧ-7М в комплекте с авиационным шлейфовым осциллографом К-12. Измерение температуры выполнялось с помощью

самописца типа КСП-4. Управление температурой в камере выполнялась регулятором ЭРА-М на радиолампах с помощью контакторной аапаратуры, а число двойных ходов – электромеханическим счётчиком СИ-206.

Авторами был подготовлен расчётный файл, с помощью которого испытатель заранее просчитывает требуемое количество и массу грузов, а также места их установки на держателе для получения заданного контактного давления на образец во время испытания.

Для расширения возможностей установки были изготовлены новые тензометрические мосты в защищённом исполнении, а также сменные шкивы для возможности изменения амплитуды колебаний. Для измерения суммарного количества циклов (пути трения) был установлен счетчик импульсов ОВЕН СИ-10 с индуктивным датчиком. Для регулирования и контроля температуры в камере был установлен измеритель-регулятор ОВЕН ТРМ-1, непосредственно управляющий нихромовым нагревателем, при этом обратная связь обеспечивается платиновым термосопротивлением градуировки 100П. Также на переднюю панель установки выведены кнопки запуска привода и регулятор выбора частоты двойных ходов.



Рис.1. Машина трения ПРУ

Для работы с установкой используется крейтовый измерительный комплекс LCard LTR-EU-8. Тензометрические датчики подключены к модулю LTR-212M, а колодка для подключения термопар – к модулю LTR-27 с субмодулями H-27T с компенсацией холодного спая с использованием экранированных компенсационных проводов. Измерения и обработка данных пополняются в программном комплексе ACTest Platform

8Х. Внешний вид модернизированной установки ПРУ приведен на рисунке 1.

Защищённое исполнение образедержателя-тензодатчика позволило проводить испытания с подачей жидкой или пластичной смазки либо абразива в зону трения.

При проведении испытаний на данной установке рекомендуется использовать методические указания «Метод определения фрикционно-износных характеристик при возвратно-поступательном движении элементов трибосопряжения» [3].

Проведенная модернизация не требует больших финансовых и временных затрат, позволяет упростить работу с установкой и заметно повысить эффективность работы операторов.

## Благодарности

Авторы благодарят сотрудника лаборатории УТЭУ ИМАШ РАН Михеева А.В. за помощь при проведении этой работы.

Работа выполнена с использованием оборудования Центра коллективного пользования «Наукоёмкие технологии создания машин будущего» Института машиноведения им. А.А. Благонравова РАН (Москва, Россия)

## Литература

1. Николаева, Н. В. Малогабаритная лабораторная машина трения возвратнопоступательного действия / Н. В. Николаева, А. В. Стукач // Неделя науки СПбПУ: Материалы научной конференции с международным участием. В 2-х частях, Санкт-Петербург, 18–23 ноября 2019 года. Том Часть 2. – Санкт-Петербург: Политех-Пресс, 2020. – С. 321-324. – EDN XOXVXN.

2. Основы трибологии (Трение, износ, смазка) / А. В. Чичинадзе, Э. Д. Браун, Н. А. Буше и др.; под общ. ред. А. В. Чичинадзе., 2-е изд. переработ, и доп. – М.: Машиностроение, 2001. – 664 с.

3. Чичинадзе А.В. и др. Методические рекомендации: Метод определения фрикционноизносных характеристик при возвратно-поступательном движении элементов трибосопряжения. – М.: ИМАШ РАН, 2022. – 16 с.

# ТЕСТИРОВАНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННОЙ ЖИВУЧЕСТИ ЛИТОЙ НЕЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ

Лебединский С.Г. – к.т.н., с.н.с., Москвитин Г.В. – д.т.н., зав. лаб., Пугачев М.С. – н.с. Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения им. А.А. Благонравова Российской академии наук SLebedinski@yandex.ru

TESTING THE OPERATIONAL SURVIVABILITY OF CAST LOWALLOY STEEL
Lebedinsky S.G. – candidate of technical sciences, senior researcher, Moskvitin G.V. – doctor of technical sciences, head of the laboratory, Pugachev M.S. – researcher
Mechanical Engineering Research Institute of the Russian Academy of Sciences

**Abstract.** An experimental study of the patterns of fatigue crack development in cast low-alloy steel during operational loading units has been carried out. Two testing methods have been applied. The first one is for fixed load blocks. That is, the process takes place under conditions of an increasing level of stress intensity coefficient (SIC). The second method is with a decrease in the level of SIC. The obtained patterns of crack growth at close intervals of its length are compared.

**Key words:** operational survivability, low-alloy steel, loading block, experiment, fatigue crack development.

Аннотация. Проведено экспериментальное исследование закономерностей развития усталостных трещин в литой низколегированной железнодорожной стали при эксплуатационных блоках нагружения. Применены два метода тестирования. Первый метод - при фиксированных блоках нагружения в условиях возрастающего уровня коэффициента интенсивности напряжений (КИН). Второй метод – со снижением уровня КИН. Сравниваются полученные закономерности роста трещины на расположенных рядом интервалах её длины.

Ключевые слова: эксплуатационная живучесть, низколегированная железнодорожная сталь, эксперимент, развитие усталостной трещины.

Метод тестирования эксплуатационной живучести материалов в режиме снижения общего уровня коэффициента интенсивности напряжения (КИН) необходим и экономически целесообразен при оценке такого важного параметра, как пороговый уровень эксплуатационного нагружения нерегулярного характера. Живучесть при нерегулярном циклическом нагружении на низком уровне КИН определяется влиянием на закономерность роста усталостной трещины целого ряда факторов. Расчётом это не удаётся приемлемо учесть. Диффузия поверхностных слоёв вновь образованной поверхности в вершине трещины, изменение чувствительности к гистерезисной последовательности нагрузок при циклическом атмосферном влиянии на напряжения в вершине трещины, смена механизма усталостного разрушения [2-4], всё это неполный перечень, определяющий пороговый уровень эксплуатационной живучести. Наиболее полную картину развития трещины в таких условиях можно получить, применяя экспериментальное тестирование материала на моделях эксплуатационного нагружения.

В работе [1] предложен метод снижения уровня процесса нерегулярного нагружения по мере развития трещины. Он состоит в следующем. Воспроизводя на испытательном стенде блок эксплуатационного нагружения на образец, производится с помощью экстензометра запись сигнала, соответствующего смещению берегов трещины при этом блоке нагружения. Используется образец типа C(T) (внецентренное растяжение), ГОСТ 25.506-85. Далее, этот записанный блок смещений используется как управляющий сигнал электрогидравлического стенда при последовательном повторении таких блоков.

На начальном этапе, когда трещина ещё не продвинулась, динамометр стенда показывает в измерениях нагрузки тот начальный процесс нагружения, с которого произведена запись процесса перемещений. С ростом трещины жёсткость С(Т) – образца снижается (соответственно, возрастает его податливость) и для воспроизведения исходных перемещений требуется меньше усилий. В результате этого, уровень нагружения эквидистантно снижается, сохраняя при этом подобие начального процесса нагружения. То есть, процесс снижения уровня нагружения самым непосредственным образом связан с процессом роста трещины и при этом сохраняется его подобие в каждом цикле. В результате такого нагружения происходит плавное изменение КИН. Изменение идёт при суммарном действии двух факторов, противоположно воздействующих на величину КИН. Первый фактор - определяющий КИН в силу геометрии образца и метода приложения нагрузки. Второй фактор - снижение нагрузки с увеличением податливости образца. Оба они определяются процессом развития трещины. Исходя из этого, можно определить нужные параметры образца, исходную нагрузку, чтобы получить требуемое снижение КИН при сохранении подобия начальной модели эксплуатационного процесса нагружения.

Цель работы состояла в проведении анализа закономерности роста трещины при моделировании эксплуатационного нагружения в режиме повышения КИН с сохранением процесса нагружения неизменным, при увеличении длины трещины и аналогичной закономерности, при использовании метода снижения КИН в результате увеличения податливости нагружаемого образца с ростом трещины.

Нагрузочный процесс для испытаний. Применён процесс из базы нагрузок, реализованных в ВНИКТИ (г. Коломна), как одной из реализаций случайных процессов нагружения деталей грузового вагона. Модель состоит из нагрузки при прохождении грузового вагона двух участков пути: прямолинейного участка, скорость - 108 км/час и криволинейного, скорость 99 км/час (рис.1).

Испытания проводились на образце типа C(T) размером 125x120x9 [5]. Образец вырезан из литой надрессорной балки грузового вагона.

Первая программа испытаний. Блок нагрузки, представленный на рис. 1 с максимальным значением Pmax=19,8 кH, при среднем значении Pcp=13,41 кH и среднеквадратическом отклонении экстремальных значений циклов блока 3,13 кH. Блок при неизменных значениях циклов повторялся. С помощью микроскопа на полированной поверхности образца отслеживалось развитие трещины. Принимая в расчёт значение максимальной нагрузки в блоке 19,8 кH и рост трещины от L=38,23 до 43,33 мм от линии приложения нагрузки, КИН изменялся с возрастанием в интервале от 43,4 до 49,6 МПа $\sqrt{m}$  в результате изменения длины трещины.

Вторая программа испытаний. Проводилась на участке длины трещины, следующим непосредственно за первым, на интервале от L=43,33 до 47,2 мм от линии приложения нагрузки. Максимальное значение в блоке нагрузок было равным Pmax=18,55 кН. Это определяло значение КИН несколько большего конца предыдущего этапа.



Рис. 1. Графическое изображение процесса нагружения по времени (a) (1 – прямолинейный участок, 2- криволинейный участок) и зависимость изменение нагрузки на образец от величины раскрытия трещины (б) в процессе нагружения



Рис. 2. Вид изменения величины амплитуды нагружения с ростом трещины. а – начальный блок нагружения (Рнач. = 18,55 кН), б – конечный блок нагружения (Ркон. = 14,6 кН)

В процессе роста трещины и соответствующего изменения податливости образца максимальное значение нагрузки в блоке уменьшалось в пределах: Pmax=18,55 – 14,60 кН. При этом процесс нагружения менялся, сохраняя своё подобие (рис.2). На конце

тестируемого участка трещины коэффициент подобия был: Кр = Ркон/Рнач = 0,79. Соответственно, весь блок нагружения приобрёл вид, показанный на рис.26. На этом этапе, так же как и на первом, отслеживалось изменение длины трещины в зависимости от числа блоков нагружения. КИН снижался в интервале от 46,6 до 40,4 МПа√м. На рисунке 3 показаны полученные зависимости:

1 – в процессе повышения КИН с постоянным нагрузочным блоком; 2 – на втором этапе с изменением КИН в результате влияния двух факторов: геометрического, повышающего КИН, и от снижающейся нагрузки по мере увеличения податливости С(Т) образца с ростом трещины.



Рис. 3. Закономерности развития трещины в зависимости от числа блоков нагружения. 1 – при возрастании КИН, 2 – при снижении КИН (тип образца С(Т) внецентренное растяжение)



*Рис. 4. Снижение максимальной нагрузки Ртах в блоке при изменении податливости С(T)* образца с ростом трещины

При проведении испытаний второго этапа отслеживалось, вместе с изменением длины трещины, изменение максимальной нагрузки в блоках. Это делалось для расчётной оценки изменения КИН при снижении амплитуды Ртах блоков. Этот параметр выбран для определения закономерности КИН в силу удобства его фиксации (рис.1б) и текущего контроля за отработкой подобия процесса нагружения. На рисунке 4 показана закономерность изменения Ртах от числа блоков N.

Полученные закономерности роста трещины от числа блоков нагружения показывают однородность процесса, как при росте КИН, так и его снижении. Изменение

расчётного КИН для обоих режимов тестирования материала показано на рисунке 5. Можно оценить соотношение градиентов полученных зависимостей при линейной их аппроксимации. Они имеют следующие значения:

1. Зависимости длины трещины от числа блоков L(N) (см. рис. 3): - соотношение градиентов [L(N), при P=const] / [L(N), P=var] = 1,37;

2. Изменение КИН от числа блоков Kmax(N) (см. Рис. 5): соотношение градиентов [Kmax(N), при P=const]] / [Kmax(N), при P=var]= - 0,98.



Рис. 5. Закономерности изменения КИН при росте трещины. 1 – постоянный нагрузочный блок, 2 – снижения уровня нагрузки

## выводы

1. Получены закономерности развития усталостной трещины в литой низколегированной стали при воспроизведении модели эксплуатационного процесса нагружения, характерного для деталей грузового вагона.

2. Два метода тестирования эксплуатационной живучести - при повышении уровня КИН с ростом трещины и при его понижении, показывают в рассмотренных условиях нагружения однородный характер развития усталостной трещины.

3. Применённый метод снижения нагрузки позволяет проводить экстраполяцию полученных закономерностей на более низкие уровни КИН.

## Литература

1. Лебединский С.Г., Наумов О.В. Оценка порога развития усталостных тещин в железнодорожной стали при гармоническом и эксплуатационном процессах нагружения // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2021. Т. 87. № 12. С 43. [in Russian]. https://doi.org/10.28696/1028-6861-2021-87-12-42-47

2. *Sunder R*. Fatigue crack growth as a consequence of environment-enhanced brittlemicro fracture // Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. 2005. V. 28 (3). P. 289.

3. Sunder R. Unraveling the Science of Variable-Amplitude Fatigue // Journal of ASTM International. 2012. V. 9. № 1. P. 20.

4. *Sunder R., Porter W.J., Ashbaugh N.E.* The Role of Air in Fatigue Load Interaction // Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct. 2003. V. 26. P. 1.

5. Расчёты и испытания на прочность. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при циклическом нагружении. Методические указания. РД 50-345-82. М.: Изд-во стандартов,1983. [in Russian].

# ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ НАТУРНОЙ КОНСТРУКЦИИ ПО РЕЗУЛЬТАТАМ ТЕНЗОМЕТРИИ В УСЛОВИЯХ УПРУГОПЛАСТИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ

**Маслов С.В.** – к.т.н., ведущий научный сотрудник <sup>1</sup>Институт машиноведения им. А.А.Благонравова Российской академии наук maslovsv@inbox.ru

## DETERMINATION OF STRESS STATE PARAMETERS OF A FULL-SCALE STRUCTURE BASED ON THE RESULTS OF STRAIN MEASUREMENT UNDER ELASTIC-PLASTIC LOADING

Maslov S.V.<sup>1</sup> – Ph.D., leading researcher <sup>1</sup>Blagonravov Mechanical Engineering Research Institute of Russian Academy of Science maslovsv@inbox.ru

**Abstract.** The experimental determination features of stress-strain state parameters of structures by the method of natural strain gauging under elastic-plastic behavior of structural material are considered. The object of the study is a heat exchanger of a power plant, operated under conditions of intensive heat exchange at temperatures of 450-520 °C. Methods of processing experimentally obtained deformation changes functions are considered, allowing to determine the parameters of the stress-strain state under conditions of variable temperatures and when local plastic deformations occur. The relations of the classical deformation theory of plasticity are adopted as mathematical models of the connection between the stress and strain states of the material.

**Key words:** stress-strain state, natural strain measurement, elastic-plastic loading, deformation theory of plasticity, loading diagram, stress intensity, results processing algorithm.

Аннотация. Рассмотрены особенности экспериментального определения параметров напряженно-деформированного состояния конструкций методом натурной тензометрии в условиях упругопластического поведения материала Объектом исследования является теплообменный аппарат энергетической установки, эксплуатируемый в условиях интенсивного теплообмена при температурах 450-520°С. Рассматриваются методы обработки экспериментально полученных функций изменения деформаций, позволяющие определить параметры НДС в условиях переменных температур и при возникновении местных пластических деформаций. В качестве математических моделей связи напряженного и деформированного состояний материала приняты соотношения классической деформационной теории пластичности.

**Ключевые слова:** напряженно-деформированное состояние, натурная тензометрия, упругопластическое нагружение, деформационная теория пластичности, диаграмма нагружения, интенсивность напряжений, алгоритм обработки результатов.

Постановка задачи. В связи с необходимостью обеспечения надёжного и безопасного функционирования создаваемых энергетических установок необходимо изучение особенностей их температурного и силового нагружения в реальных эксплуатационных условиях. Распространенным подходом к решению этой задачи является проведение натурных тензометрических исследований НДС наиболее нагруженных элементов конструкций при их пуско-наладочных испытаниях и в начальный период эксплуатации. Одной из целей таких исследований является проверка соблюдения принимаемых критериев прочности материалов и минимизация факторов, влияющих на ресурс конструкции [1].. В связи с тем, что создаваемые установки функционируют условиях более высоких рабочих параметров, возникает задача

совершенствования методик применения средств экспериментального контроля и алгоритмов обработки результатов измерений. Традиционные методики тензометрических исследований [2-4] основываются на предположении упругого поведения материала в точках установки тензорезисторов при всех исследуемых сочетаниях режимов нагружения натурной конструкции. Соответственно, и алгоритмы определения параметров НДС базировались на использовании линейных моделей связи измеряемых компонент деформаций с параметрами напряженного состояния в точках измерений. Для современных энергоустановок такой подход в ряде случаев неприменим, так как в измерительных точках исследуемой конструкции могут возникать зоны местных пластических деформаций. В настоящей работе ставится задача разработки алгоритмов обработки результатов тензометрических измерений, выполненных при натурных испытаниях теплообменника новой энергоустановки с учётом комбинированного упругого и упругопластического поведения нержавеющей хромоникелевой стали, из которой изготовлены исследуемые элементы конструкции.

Применяемые модели связи параметров нагружения и измеряемых величин. Как показывает практика проведения натурных исследований, характер изменения во времени температурного состояния и НДС реальных конструкций имеет сложный характер с локальными экстремумами, периодами резких и более медленных возрастаний возникающих напряжений, имеющих в ряде случаев знакопеременный и снижений характер. При таких процессах связь компонентов напряжений с измеряемыми деформациями имеет сложный, нелинейный характер и зависит от реализованной функции изменения нагрузок и реальной диаграммы растяжения материала конструкции. Для конструкционного материала исследуемого теплообменника условная диаграмма одноосного растяжения имеет вид плавной кривой с прямолинейным начальным участком, без выраженной площадки текучести и выпуклым участком в зоне предела прочности, то есть имеет тип IV по классификации, приведенный в работе [5]. Для подобных материалов при разгрузках и повторных нагружениях диаграмма принимает вид кривой, приведенной в работе [6] с возможной стабилизацией максимальных напряжений, как это показано на рис.1а. Использование классических формул связи компонент напряжений и измеряемых деформаций [3,4] возможно в тех случаях, когда нагружение происходит на начальном участке «0» (при напряжениях  $\sigma < \sigma_T$ ) или на участке «1» При анализе НДС необходимо также учитывать изменение механических (рис.1а). свойств конструкционного материала в диапазоне температур, возникающих в измерительных точках, в которых установлены первичные преобразователи. Функции изменения механических характеристик (модуля упругости *E*, предела прочности  $\sigma_B$  и предела текучести  $\sigma_T$ ), соответствующие данным работ [7,8], показаны на рис. 16.

При наиболее часто используемой схеме проведения натурных тензометрических измерений [2-4] в каждой измерительной точке на поверхности конструкции устанавливаются 2 тензорезистора, ориентированных в направлении считающихся известными главных напряжений. В начальный момент испытаний конструкции НДС считается отсутствующим, возникающие напряжения до определенного момента являются упругими и определяются для 2-осного напряженного состояния по формулам [4]:

$$\sigma_{l,m} = \frac{E^{(t)}}{1 - \mu^2} (\varepsilon_l + \mu \varepsilon_m); \ l, m = 1, 2 \tag{1}$$

где  $E^{(t)}$  и  $\mu$  - текущие значения модуля упругости и коэффициента Пуассона. В процессе дальнейшего процесса нагружения необходимо контролировать возникающие напряжения, чтобы определить момент перехода материала в упругопластическое состояние, критерием которого считается достижением интенсивности напряжений  $\sigma_i$  величины предела текучести  $\sigma_T$  для текущей температуры.



Рис.1. Диапазоны изменения функции изменения и величин контролируемых параметров нагружения:  $a - \kappa ривая повторных нагружений в нулевом (k=0) и последующих (k) циклах (S<sub>max</sub> – истинное$  $сопротивление); <math>\sigma_m$ -предел текучести;

б - изменение предела прочности  $\sigma_B$ , предела прочности  $\sigma_T$  и модуля упругости конструкционного материала при нагреве

Для дальнейшего анализа предложено [4]:использовать расчётные модели, основанные на постулатах и соотношениях деформационной теории пластичности. Предполагается, что выполняются следующие постулаты:

- изменения объема за счёт пластических деформаций не происходит;

-компоненты девиаторов напряжений и деформаций пропорциональны;

- зависимость интенсивности напряжений от интенсивности деформаций не зависит от вида напряженного состояния.

Уравнения связи между компонентами напряжений и деформаций имеют вид:4

$$\varepsilon_{xx} = \frac{3\varepsilon_i}{2\sigma_i}(\sigma_{xx} - \sigma_0) + \frac{\sigma_0}{3K};$$
  

$$\varepsilon_{yy} = \frac{3\varepsilon_i}{2\sigma_i}(\sigma_{yy} - \sigma_0) + \frac{\sigma_0}{3K};$$
  

$$\varepsilon_{zz} = \frac{3\varepsilon_i}{2\sigma_i}(\sigma_{zz} - \sigma_0) + \frac{\sigma_0}{3K};$$
(2)

где  $\sigma_{xx}$ ,  $\sigma_{yy}$ ,  $\sigma_{zz}$  и  $\varepsilon_{xx}$ ,  $\varepsilon_{yy}$ ,  $\varepsilon_{zz}$  - главные осевые напряжения и деформации;  $\sigma_i$  и  $\varepsilon_i$  – интенсивности напряжений и деформаций;  $\sigma_{\theta} = (\sigma_{xx} + \sigma_{yy+} \sigma_{zz})/3$ , - средние напряжения; K – объемный модуль упругости,  $K = E/3(1 - 2\mu)$ . Деформации  $\varepsilon_{xx}$  и  $\varepsilon_{yy}$  в левой части системы (2) являются измеряемыми величинами ( $\varepsilon_{xx} = \varepsilon_1$ ,  $\varepsilon_{yy} = \varepsilon_2$ ). Напряжения  $\sigma_{zz}$  являются известной величиной, равной внешнему давлению (измеряемому) на поверхность конструкции. Соотношения (2) содержат неизвестные величины  $\sigma_{xx}$ ,  $\sigma_{yy}$ ,  $\varepsilon_{zz}$ . Кроме того, коэффициент Пуассона  $\mu$  для материала в упругопластическом состоянии также неизвестен и зависит от того, какой точке диаграммы деформирования соответствует НДС. Поэтому для разрешения системы (2) необходимо ввести дополнительные данные или принять некоторые допущения.

Так как рассматривается процесс нагружения в упругопластической области, можно воспользоваться первым из вышеприведенных постулатов – отсутствием изменения объема за счёт пластических деформаций. Полные деформации можно представить в виде

<sup>&</sup>lt;sup>4</sup> Малинин Н.Н. Прикладная теория пластичности и ползучести, 3-е изд., испр. и доп. - Москва: Изд-во Юрайт, 2020. - 402 с. EDN: FBEDYJ

суммы упругой и пластической составляющей:  $\varepsilon_1 = \varepsilon_{1e} + \varepsilon_{1p}$ ; или  $\varepsilon_{1p} = \varepsilon_1 - \varepsilon_{1e}$ , аналогично  $\varepsilon_{2p} = \varepsilon_2 - \varepsilon_{2e}$ . Так как изменение объема за счёт пластических деформаций отсутствует,  $\varepsilon_{1p} + \varepsilon_{2p} + \varepsilon_{zzp} = 0$ , тогда  $\varepsilon_{zzp} = -(\varepsilon_{1p} + \varepsilon_{2p})$ . Определение упругих составляющих деформаций  $\varepsilon_{1e}$ ,  $\varepsilon_{1e}$  и  $\varepsilon_{zze}$  осуществляется в момент времени, соответствующий переходу материала в упругопластическое состояние, при этом  $\varepsilon_{zz} = \varepsilon_{zzp} + \varepsilon_{zze}$ . Таким образом, введенные допущения позволяют оценить компоненты деформаций  $\varepsilon_1$ ,  $\varepsilon_2$  и  $\varepsilon_3 = \varepsilon_{zz}$  и среднюю деформацию  $\varepsilon_0 = (\varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3)/3$ .

Найденное значение средней деформации позволяет построить диаграмму деформирования для текущего состояния материала  $\sigma_i = f(\varepsilon_i)$ , используя имеющуюся или определенную экспериментально диаграмму [9,10], полученную при одноосном растяжении цилиндрического образца  $\sigma = F(\varepsilon)$ . Принцип построения указанной диаграммы и определение по ней текущей интенсивности напряжений  $\sigma_i$  для его возможного использования при решении системы (2) приведен на рис. 2.



Рис.2. Построение диаграммы деформирования для текущего состояния материала

Построение уточненной функции изменения НДС теплообменника по результатам натурных испытаний. На рис. За приведен график изменений деформаций в измерительной точке с номером ½ - одной из наиболее нагруженных точек, расположенной на внутренней поверхности исследуемого теплообменного аппарата, Значения деформаций получены методом прямых тензоизмерений в процессе натурных испытаний.

Для построения функций изменения напряжений осуществляется непрерывный контроль состояния материала, при этом интенсивности напряжений определяются с использованием формул (1) и с учётом механических изменения свойств (рис.1б). Зона возникновения местных пластических деформаций на рис. 3 находится в диапазоне, условно ограниченном штрихпунктирными линиями. Порядок обработки информации в этом диапазоне следующий:

– по измеренным значениям деформаций в соответствии с вышеприведенным алгоритмом оцениваются неизвестные деформации  $\varepsilon_{zz}$  (в направлении, перпендикулярном к поверхности металла) и интенсивность напряжений  $\varepsilon_i$ ;

– формируется диаграмма деформирования  $\sigma_i = f(\varepsilon_i)$  для текущих значений параметров нагружения;

 определяются расчётные значения осевых напряжений в текущий момент времени.
 Для определения уточнённых значений напряжений в измерительной точке можно использовать формулы деформационной теории пластичности [4]:

$$\sigma_{k} = \frac{2\sigma_{i}}{3\varepsilon_{i}}(\varepsilon_{k} - \varepsilon_{0}) + K\varepsilon_{0}$$
(3)



Рис.3. Построение функций изменения параметров напряженного состояния с учётом возможного перехода материала в упругопластическое состояние:

а — кривая изменения деформаций, измеренных на внутренней поверхности в главных направлениях б - построение уточненных функций изменения напряжений с учётом изменений свойств материала

Полученные в результате проведенного анализа функции изменения напряжений, учитывающие упругопластическое поведение материала конструкции, показаны на рис.36 сплошными линиями и обозначены верхними индексами «\*» в наименованиях компонент напряжений. Различие в величинах компонент напряжений, полученных с использованием выражений (1) и (3) может в рассматриваемом случае располагаться в диапазоне 1 – 5%, что сопоставимо с погрешностями, обычно возникающими в процессе натурных тензометрических измерений.

### Выводы по результатам проведенного анализа.

В результате выполненного анализа определён порядок обработки результатов натурных тензометрических исследований, позволяющий учитывать возможность перехода материала конструкции в упругопластическое состояние. Показано, что при оперативной обработке экспериментальных данных необходимо предусматривать непрерывный контроль температуры металла и использование реальных диаграмм деформирования металла натурной конструкции в рабочем диапазоне температур.

Для рассмотренной конструкции в реализованном диапазоне изменения параметров нагружения различие получаемых результатов при использовании формул теории упругости и деформационной теории пластичности сопоставимо с погрешностями, возникающими в процессе натурного эксперимента

### Литература

1. Алексеева М. С., Алимов М. А., Архипов В. Е. и др., 2023. Исследования и обоснование прочности и безопасности машин. Под редакцией Н. А. Махутова, Ю. Г. Матвиенко, А. Н. Романова. Москва, издательство МГОФ «Знание», 2023 - 832 с. EDN: GKLXLB

2. 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. № 15. P. 1528-1536. DOI: 10.1134/S0020168514150151. EDN: UFIVLJ.

3. Дайчик М.Л., Пригоровский Н.И., Хуршудов Г.Х. Методы и средства натурной тензометрии. Справочник. - М.: Машиностроение, 1989 – 240с.

4. Маслов С.В Применение натурной тензометрии для исследования напряженного состояния нового энергетического оборудования / Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2022. Том 88. № 1. С. 64 -74. DOI: 10.26896/1028-6861-2022-88-12-64-74. EDN: IZFRNX.

5. Матвиенко Ю.Г. Основы физики и механики разрушения. Москва, издательство «Издательство физико-математической литературы» (Москва), 2022 – 144с. EDN: JQPBPU 6. Махутов Н.А., Зацаринный В.В. Исследование эффектов концентрации и вариации механических свойств / Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2019. Том 85. № 8. С. 47 -52. DOI: https://doi.org/10.26896/1028-6861-2019-85-8-47-52. EDN: XRVWSM.

7. Нормы расчета на прочность оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок (ПНАЭ Г-7-002-86 - Правила и нормы в атомной энергетике). – 1089. М.: Энергоатомиздат. 525 с.

8. Брагов А.М., Игумнов Л.А., Кайдалов В.Б., Константинов А.Ю., Лапшин Д.А., Ломунов А.К., Митенков Ф.М.. Экспериментальное исследование и математическое моделирование поведения сталей марок ст.3, 20Х13 и 08Х18Н10Т в широких диапазонах скоростей деформаций и температур / Прикладная механика и техническая физика. 2015. Т. 56. № 6 (334). С. 51-58. DOI: 10.15372/PMTF20150607. EDN: VJGGPR.

9. Александрова О.В., Маркочев В.М. Математическое описание диаграмм деформирования / Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2003. Т. 69. № 4. С. 49 - 52.

10. Маркочев В.М. Математическая модель перехода материала из упругого состояния в упругопластическое / Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2018. Т. 84. № 8. С. 55 -60. DOI: 10.26896/1028-6861-2018-84-8-55-60. EDN: OXWHWL.

## ОПЕРАТИВНАЯ ОЦЕНКА СТЕПЕНИ ОПАСНОСТИ ЛОКАЛЬНЫХ ЗОН КОНЦЕНТРАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ В МЕТАЛЛЕ ДЕТАЛЕЙ И КОНСТРУКЦИЙ<sup>5</sup>

Матюнин В.М. – д.т.н., профессор, Марченков А.Ю. – к.т.н., доцент, Каримбеков М.А. – д.т.н., профессор, Цветкова Н.О.– аспирант, Свиридов Г.Б. – инженер, Панькина А.А. – инженер НИУ «МЭИ», Москва, Россия

MatiuninVM@mpei.ru

EXPRESS ASSESSMENT OF HAZARD DEGREE OF LOCAL STRESS CONCENTRATION ZONES IN METALLIC ITEMS AND STRUCTURES Matyunin V.M. – Doctor of Science, Professor, Marchenkov A.Yu. – Ph.D., Associate Professor, Karimbekov M.A. – Doctor of Science, Professor, Tsvetkova N.O. – post-graduate student, Sviridov G.B. – engineer, Pankina A.A. – engineer. National Research University "MPEI", Moscow, Russia MatiuninVM@mpei.ru

**Abstract.** An instrumented indentation technique for determining the yield stress to the ultimate tensile stress ratio, which is a diagnostic parameter for assessing the state of structural materials, was developed. The closer this ratio approaches to "1", the lower the strain hardening margin of the material and the higher the tendency to its brittle fracture. The technique involves preliminary determination of the proposed parameter of strain hardening of the material in the plastic region of the instrumented indentation diagram, which is connected with the ultimate uniform strain and the yield stress to the ultimate tensile stress ratio. An example of express diagnostics of the metal critical state is given based on a high value of the yield stress to the ultimate stress ratio, equal to 0.912, in the local stress concentration zone on the surface of ball valve housing, formed during the round hole broaching.

**Key words:** stress concentration zone, yield stress to ultimate tensile stress ratio, strain hardening, instrumented indentation.

Аннотация. Разработана методика определения инструментальным индентированием отношения предела текучести временному сопротивлению, которое является к диагностическим параметром для оценки структурно-механического состояния конструкционных материалов непосредственно изделиях машиностроения, В испытывающих воздействие конструктивно-технологических или эксплуатационных факторов. Чем ближе это отношение приближается к единице, тем меньше запас упрочняемости материала и выше склонность к хрупкому разрушению. Методика предусматривает предварительное предложенного определение параметра деформационного упрочнения материала в пластической области кинетической диаграммы вдавливания сферического индентора, который взаимосвязан с равномерной деформацией и отношением предела текучести к временному сопротивлению. Приведен пример оперативной диагностики критического состояния металла по высокому значению отношения предела текучести к пределу прочности, равному 0,912, в локальной зоне максимальной концентрации напряжений на корпусе шарового крана, образовавшейся при пробивке круглого отверстия для установки горловины.

**Ключевые слова:** зоны концентрации напряжений, отношение предела текучести к временному сопротивлению, параметр деформационного упрочнения, инструментальное индентирование.

<sup>&</sup>lt;sup>5</sup> Работа выполнена в ФГБОУ ВО «НИУ «МЭИ» за счет гранта Российского научного фонда №22-19-00590 https://rscf.ru/project/22-19-00590/

Известно, что в качестве диагностического параметра структурно-механического состояния металла в деталях и конструкциях используется отношение предела текучести  $\sigma_{0,2}$  к временному сопротивлению  $\sigma_B$ , т.е  $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ . Чем ближе это отношение к единице, тем металл менее способен к деформационному упрочнению и более склонен к хрупкому разрушению. Об этом также свидетельствует резкое падение предельной равномерной деформации металла до 5 - 3% при сближении предела текучести с временным сопротивлением [1]. В связи с этим, для сталей и сплавов установлены ограничения по допустимому верхнему значению отношения  $\sigma_{0.2}/\sigma_B$ . Так, например, в теплоэнергетике при выявлении значения  $\sigma_{0.2}/\sigma_B \ge 0.75$  для металла паровых и водогрейных котлов дальнейшая их эксплуатация запрещается, а вопросы о структурно-механическом состоянии металла решаются специализированными научно-исследовательскими организациями [2]. Следует отметить, что увеличение отношения  $\sigma_0 \sqrt{\sigma_B}$  может происходить как в процессе изготовления деталей и конструкций под воздействием технологических факторов (термическая, химико-термическая, термомеханическая и другие виды обработки), так и в процессе их эксплуатации под воздействием эксплуатационных факторов (давление рабочей среды, термомеханические воздействия и др.). Особо опасны локальные зоны концентрации напряжений (ЗКН), в которых отношение  $\sigma_{0.2}/\sigma_B$  достигает 0,9 и более, что может привести к образованию трещин и разрушению детали или конструкции. Для определения отношения  $\sigma_{0,2}/\sigma_B$  традиционным способом необходимо вырезать из контролируемой детали заготовки для изготовления образцов и испытать их на растяжение с определением  $\sigma_{0,2}$  и  $\sigma_B$ , что трудоемко и материалоемко, не говоря о нарушении целостности детали или конструкции с остановкой ее эксплуатации. Более того, если контролируемая деталь или ее локальная зона имеют объем, недостаточный для изготовления стандартного образца, то определение отношения  $\sigma_{0.2}/\sigma_B$  методом растяжения не позволит достоверно определить реальное состояние металла в ЗКН.

Ранее авторы настоящей работы уже предложили определять отношение  $\sigma_{0.2}/\sigma_B$ безобразцовым способом ПО коэффициенту деформационного упрочнения *n*, определяемому вдавливанием сферического индентора с измерением диаметров остаточных отпечатков, полученных приложением двух разных нагрузок вдавливания [3]. Этот способ можно применить как в лабораторных условиях с использованием стационарных приборов-твердомеров, так И В производственных условиях. непосредственно на изделиях с использованием переносных приборов-твердомеров. Однако, недостатком такого способа является необходимость измерения диаметров остаточных отпечатков, что иногда вызывает затруднения из-за плохой отражающей способности поверхности, подготовленной для испытаний, нечетких границ отпечатков или неправильной их формы. В связи с вышеизложенным, в настоящей работе была поставлена задача разработать способ определения отношения  $\sigma_{0.2}/\sigma_{B}$  кинетическим (инструментальным) индентированием с регистрацией диаграмм вдавливания при использовании сферического индентора. Такой способ не требует визуального измерения размеров отпечатков и сравнительно легко может быть автоматизирован, что повышает производительность испытаний и точность определения отношения  $\sigma_{0.2}/\sigma_{B.}$  В основе этого способа лежит определение предложенного коэффициента деформационного упрочнения испытуемого материала в области пластической деформации при вдавливании сферическим индентором.

На рис. 1 представлена типичная схема кинетической диаграммы вдавливания сферического индентора в координатах «нагрузка *F* – упругопластическое сближение α». Диаграмма содержит линии нагружения и разгрузки. По этой диаграмме предлагается определять безразмерный коэффициент деформационного упрочнения *q* в пластической области индентирования

$$q = \frac{F}{h \cdot R \cdot E},\tag{1}$$

где h – остаточная глубина отпечатка в центре контакта после полной разгрузки; R –

радиус индентора; Е – модуль нормальной упругости испытуемого материала.



Рис.1. Схема типичной кинетической диаграммы вдавливания сферического индентора

Установлено, что q = const на пластическом участке диаграммы вдавливания, протяженность которого увеличивается с увеличением равномерной деформации при растяжении образца. Для типичных конструкционных металлических материалов в зависимости от их структурно-механического состояния и уровня механических свойств параметр q может находиться в диапазоне от 0,03 и до 0,25. Между условным равномерным удлинением  $\delta_p$  и параметром деформационного упрочнения q выявлена обратно пропорциональная связь

 $\delta_{\rm p} = \frac{c}{q},$ 

(2)

где *с* – постоянный коэффициент для отдельных групп материалов, равный для сталей и титановых сплавов *с* = 0,01.

С использованием выражения (2) можно получить формулу для расчета истинной пластической равномерной деформации  $\varepsilon_p$ :

$$\varepsilon_{\rm p} = \ln(1 + \delta_{\rm p}) = \ln(\frac{q+c}{q}). \tag{3}$$

Из степенной зависимости Людвика-Холломона истинных напряжений S от истинных деформаций  $\varepsilon$ , в которой показатель степени равен истинной равномерной деформации  $\varepsilon_p$ , следует:

$$S_{0,2} = K \cdot (\varepsilon_{0,2})^{\varepsilon_p}; S_B = K \cdot (\varepsilon_p)^{\varepsilon_p}, \qquad (4)$$

где K – постоянный коэффициент для данного материала;  $S_{0,2}$  – истинный предел текучести при остаточной деформации  $\varepsilon_{0,2} = 0,002$ ;  $S_B$  – истинное временное сопротивление при остаточной истинной равномерной деформации  $\varepsilon_p$ .

Если учесть, что  $S_B = \sigma_B (1 + \delta_p)$  и  $S_{0,2} \approx \sigma_{0,2}$ , то из формул (3) и (4) можно получить:

$$\frac{\sigma_{0,2}}{\sigma_{\rm B}} = \left[\frac{0,002}{\ln(\frac{q+c}{q})}\right]^{\ln(\frac{q+c}{q})} \cdot \frac{q+c}{q}.$$
(5)

В таблице 1 представлены значения  $\sigma_{0,2}/\sigma_B$  и других механических характеристик, определенные растяжением образцов и кинетическим индентированием с использованием формул (3) и (5) для некоторых конструкционных сталей.

Таблица 1. Значения отношений  $\sigma_{0,2}/\sigma_B$  и других механических характеристик конструкционных сталей, определенные растяжением образцов и кинетическим индентированием

	Механическая	Марка стали			
Вид испытания	характеристика	30ХГСА	25Х2МФА	12X1MΦ	15ГC
Растяжение	σ <sub>0,2</sub> , МПа	1413	650	304	324
	$σ_B$ , ΜΠα	1580	863	481	530

	$\delta_p$	0,054	0,094	0,156	0,163
	$\epsilon_p$	0,053	0,090	0,145	0,151
	$\sigma_{0,2}/\sigma_B$	0,894	0,753	0,632	0,611
Индентирование	q	0,191	0,100	0,065	0,063
	$\delta_p$	0,052	0,100	0,154	0,159
	$\epsilon_p$	0,051	0,095	0,143	0,148
	$\sigma_{0,2}/\sigma_B$	0,892	0,762	0,627	0,613

Как следует из таблицы 1, имеется удовлетворительное совпадение значений  $\varepsilon_p$  и отношения  $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ , определенных растяжением образцов и кинетическим индентированием, с относительным различием, не превышающим 5%.

Ниже продемонстрировано применение предложенной методики определения  $\varepsilon_n$  и отношения  $\sigma_{0.2}/\sigma_B$  в ЗКН на примере шарового крана, изготовленного из стали 09Г2С. При изготовлении крана в его корпусе пробивается круглое отверстие для горловины, что приводит к образованию сильного технологического наклепа вокруг отверстия. Наибольшая степень наклепа образуется вблизи края отверстия, что может привести к образованию трещин и непригодности к эксплуатации всего крана. Учитывая распределения наклепа и относительно неравномерность небольшую зону его распространения, для кинетического индентирования был использован алмазный индентор от прибора Роквелла с радиусом кривизны при вершине R = 0,2 мм. Это позволяло на небольшом удалении (0,5 мм) от края отверстия выполнить кинетическое индентирование с определением  $\varepsilon_p$  и отношения  $\sigma_{0.2}/\sigma_B$ . Кинетическое индентирование выполнялось на универсальной машине Instron 5982, переоборудованной для испытаний вдавливанием индентора в режиме сжатия. Скорость деформирования составляла 0,05 мм/мин.

На рис. 2 представлены реальные экспериментальные диаграммы вдавливания индентора в ЗКН и вне ЗКН, которые уже по внешнему виду свидетельствуют о сильном различии механических характеристик металла в этих зонах. В таблице 2 приведены значения  $\sigma_{0,2}/\sigma_B$  и других механических параметров, определенных в ЗКН и вне ЗКН.

Эксперименты показали, что в ЗКН  $\sigma_{0,2}/\sigma_B = 0,912$ , что свидетельствует об опасном состоянии металла. Вне ЗКН, вдали от отверстия  $\sigma_{0,2}/\sigma_B = 0,516$ , что свидетельствует о нормальном состоянии металла.



Рис.2. Кинетические диаграммы вдавливания сферического индентора в ЗКН и вне ЗКН корпуса шарового крана из стали 09Г2С (R = 0,2 мм)

Таблица 2. Значения механических характеристик металла в ЗКН и вне ЗКН корпуса шарового крана из стали 09Г2С, полученные инструментальным индентированием

Место	Параметр			
индентирования	q $\delta_p$ $\varepsilon_p$ $\sigma_{0,2}/\sigma$			
Вне ЗКН	0,048	0,206	0,187	0,516

В ЗКН	0,223	0,045	0,044	0,912	
					_

Дополнительно для подтверждения степени опасности состояния металла в ЗКН был выполнен анализ микроструктуры и образовавшихся дефектов. В ЗКН зерна металла оказались сильно вытянутыми в одном направлении, наблюдались расслоения металла и трещина, что также свидетельствует о критическом состоянии металла и возможности его локального разрушения под воздействием рабочего давления.

## Литература

1. Марковец М.П. Определение механических свойств металлов по твердости. – М.: Машиностроение, 1979. – 192 с.

2. РД 10-577-03. Типовая инструкция по контролю металла и продлению срока службы основных элементов котлов, турбин и трубопроводов ТЭС. – М.: НТЦ «Промышленная безопасность» Гостехнадзора России, 2003. – 127 с.

3. Матюнин В.М., Марченков А.Ю. Взаимосвязь деформаций и параметров упрочнения металла при растяжении и вдавливании в пластической области // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2016. – Т. 82. №9. – С. 51-57.

# ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ И ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ АЭРОДИНАМИКИ КОМПЛЕКСА ВЫСОТНЫХ ОБЪЕКТОВ

**Молева А.А.** – студент, **Симонов А.В.** – аспирант кафедры «Теории сооружений и технической механики», **Хазов П.А.** – к.т.н., доцент, доцент кафедры «Теории сооружений и технической механики»

Нижегородский государственный архитектурно-строительный университет, Нижний Новгород, Россия

alina.moleva52@yandex.ru

## EXPERIMENTAL AND NUMERICAL MODELING OF AERODYNAMICS OF A COMPLEX OF HIGH-RISE OBJECTS

Moleva A.A. - student, Simonov A.V. - postgraduate student of the Department of Structural Theory and Technical Mechanics, Khazov P.A. - PhD, associate professor, associate Professor of the Department of Structural Theory and Technical Mechanics

Nizhny Novgorod State University of Architecture and Civil Engineering, Nizhny Novgorod,

Russia

alina.moleva52@yandex.ru

**Abstract.** Numerical experiments have been carried out to study the aerodynamic characteristics of a detached building and a complex of two buildings with similar geometric parameters. A method is proposed for determining the roughness class of the terrain around a high-rise building, depending on the coefficient of reduction of the modulus of the resultant forces of aerodynamic pressure on its surface. The heterogeneity of the roughness class for an object that is part of a complex of high-rise buildings and the dependence of turbulence parameters on the angle of wind attack are revealed. It is proposed to divide the range of wind attack angles into sectors, each of which will correspond to a specific roughness class to account for the impact on the building of a similar-sized object.

**Key words:** architectural and struction aerodynamics, numerical modeling, high-rise building, a complex of high-rise buildings, roughness class.

Аннотация. Проведены численные эксперименты по исследованию аэродинамических характеристик отдельностоящего здания и комплекса из двух зданий со схожими геометрическими параметрами. Предложена методика определения типа шероховатости местности вокруг высотного здания в зависимости от коэффициента снижения модуля равнодействующей сил аэродинамического давления на его поверхность. Выявлена неоднородность типа шероховатости для объекта, входящего в состав комплекса высотных зданий, и зависимость параметров турбулентности от угла ветровой атаки. Для учета влияния на здание схожего по габаритам объекта предлагается диапазон углов ветровой атаки делить на секторы, каждый из которых будет соответствовать определенному типу местности.

Ключевые слова: архитектурно-строительная аэродинамика, численное моделирование, высотное здание, комплекс высотных зданий, тип шероховатости местности.

Экспериментальные и численно-расчетные методы определения аэродинамических параметров архитектурно сложных объектов получают все более широкое применение в профессиональном строительном сообществе [1-7]. Научно-техническое сопровождение строительства крупных оригинальных объектов более не видится чем-то уникальным и неизведанным, а действующие на территории страны нормативные документы уже достаточно давно содержат порядок и расчетные предпосылки экспериментальных и численных исследований в области строительной аэродинамики [8, 9].

Однако это не отменяет возникновения парадоксов, касающихся численного моделирования аэродинамической среды. Одним из них является тот факт, что ее общепринятые параметры, такие как профили изменения скоростного напора, интенсивности турбулентности и масштаба длины вихрей по вертикальной координате, согласно нормативным документам [9], находятся в прямой зависимости от степени шероховатости земной поверхности с наветренной стороны исследуемого объекта. Иными словами, для корректного моделирования аэродинамической среды вокруг объектов и их комплексов необходимо заранее понимать, к какому типу местности с точки зрения взаимодействия с ветровыми потоками она относится.

большинстве случаев определение типа местности, в котором будет B располагаться проектируемое здание, является весьма тривиальной задачей для рядового Наглядным инженера-проектировщика. примером может послужить ситуация. предполагающая размещение высотного объекта на открытой равнинной местности. В подобных случаях аэродинамические параметры объекта чаще всего легко поддаются компьютерному моделированию в расчетных комплексах. Однако ситуация изменяется, когда рядом с существующим высотным объектом планируется возведение второго, схожего в части геометрических и, как следствие, аэродинамических параметров. Формирующийся в ходе этого комплекс высотных строительных объектов будет отличаться уникальными аэродинамическими свойствами, вследствие чего задача определения типа шероховатости поверхности вокруг проектируемого объекта значительно усложняется. Это объясняется тем, что ранее возведенный высотный объект, близким расположением будет влиять на аэродинамические параметры своим исследуемого. Назначение типа местности при этом необходимо будет производить с учетом этого влияния.

Формально наличие столь внушительного «соседа», согласно нормативам [8], позволяет классифицировать строительную площадку как находящуюся в условиях плотной городской застройки (тип местности «С»). Однако с точки зрения неформальной логики очевидно, что в целом, комплекс из двух высотных объектов после окончания строительных работ все так же будет располагаться на равнинной местности (тип местности «А»). Таким образом, при дискретном моделировании аэродинамической среды вокруг каждого из объектов в отдельности, видится целесообразным принимать ее параметры как для типа местности «С», а моделировании аэродинамики комплекса – как для типа местности «А».

Неоднозначности описанному противоречию также придает тот факт, что существующие отечественные нормативные документы не содержат необходимых для корректного компьютерного моделирования сведений о математических моделях интенсивности турбулентности И масштаба длины вихрей, ограничиваясь рекомендациями лишь по выбору профиля изменения скоростного напора по высоте. Автоматический vчет данных параметров возможен средствами программновычислительного комплекса. Альтернативой видится использование для задания этих зарубежных норм, основываясь на утверждении [9] об отсутствии величин принципиальных отличий законов, описывающих математические модели профиля скоростного напора. Таким образом, численный эксперимент предполагает использование модели турбулентности, описанной в строительных нормах Республики Беларусь [10].

Настоящее исследование ставит задачу выделения с помощью компьютерного моделирования количественного критерия для определения типа местности, к которому следует относить высотный объект, возводимый в непосредственной близости к существующему зданию, схожему по габаритам и степени влияния на аэродинамические параметры окружающей среды.

Первоначально в качестве количественного критерия для определения типа местности, а следовательно и параметров турбулентности для возводимого объекта предполагается использовать модуль равнодействующей всех сил аэродинамического

давления на поверхность здания. На основании обозначенных расчётных предпосылок проведены численные исследования в программно-вычислительном комплексе Ansys CFX. Объектом исследования выступает здание высотой 249,0 м.

В первой серии экспериментов предполагается изучение одиночного здания, во второй – исследуемый объект рассматривается в составе комплекса, для чего в расчетную модель добавлено здание высотой 214,5 м (рис. 1).



Рис. 1. Общий вид исследуемого комплекса высотных объектов

Первая серия экспериментов предполагает изучение аэродинамики отдельностоящего здания для трех типов местности. Следует рассмотреть в том числе характер изменения равнодействующей сил аэродинамического давления в зависимости от угла атаки ветра на исследуемое здание. Типы местности при этом могут быть различными для разных расчётных направлений ветра [8], рекомендуемый диапазон которых представляет собой сектор с углом  $30^\circ$ , т.е.  $\pm 15^\circ$  относительно рассматриваемого направления, согласно строительным нормам Республики Беларусь [10]. В проведённом исследовании для получения более точной и реалистичной картины распределения типов местности принят диапазон углового сектора равный  $15^\circ$ .

Полученные в ходе ряда экспериментов результаты определения модуля равнодействующей сил аэродинамического давления на поверхность здания приведены на рис. 2a. Наглядно видно, что величина рассматриваемого критерия не имеет равномерного распределения и зависит от угла ветровой атаки на здание, демонстрируя сильные изменения. Следовательно, в чистом виде применение модуля равнодействующей сил аэродинамического давления не является оправданным для определения типа местности, в котором располагается здание, а значит следует задаться иным параметром.

Рассмотрим коэффициент снижения, представляющий собой не абсолютную величину модуля равнодействующей сил ветрового воздействия, а отношение значений этого параметра в зависимости от используемой математической модели типа местности для рассматриваемого угла атаки к принятому единичному значению, соответствующему модулю равнодействующей сил в той же точке углового диапазона при типе местности «А». Рисунок 2б демонстрирует правомерность такого подхода: коэффициент уменьшения модуля равнодействующей практически не изменяется в зависимости от выбранного угла ветровой атаки и пропорционально снижается при переходе от использования математических моделей скоростного напора и турбулентности, свойственных типу местности «А», к характеризующим тип местности «С», а значит может выступать

#### объективным критерием для определения типа местности вокруг исследуемого здания.



Рис.2. Результаты определения модуля равнодействующей сил аэродинамического давления (a) и коэффициентов его снижения (б) на поверхность изолированного высотного здания в зависимости от принятой модели типа шероховатости местности.

Для определения коэффициента уменьшения модуля равнодействующей сил ветрового давления для объекта в составе комплекса зданий проведена вторая серия экспериментов. Для этого в расчётную модель с наветренной стороны от исследуемого и в непосредственной близости от него помещается схожее по габаритам здание, влияние которого подлежит изучению, в качестве входных данных используются параметры типа местности «А». Повторно измеряются модуль равнодействующей сил аэродинамического давления и коэффициенты его снижения на рассматриваемый объект в составе комплекса высотных зданий, численные значения данных параметров приведены на рис. За и 3б соответственно.





Очевидна неравномерность распределения коэффициента уменьшения модуля равнодействующей аэродинамических сил по поверхности исследуемого высотного здания, что, ожидаемо, свидетельствует о зависимости данного параметра от угла ветровой атаки и неоднородности типа местности вокруг объекта, входящего в комплекс схожих по габаритам и степени влияния на аэродинамические параметры окружающей среды зданий. Учитывая доказанный ранее факт оправданности использования в качестве критерия типа шероховатости коэффициента снижения, ввиду зависимости его изменения от выбранных математических моделей параметров турбулентности, закономерным является и вывод о том, что тип местности также зависит от угла ветровой атаки на здание.

Таким образом, подтверждается справедливость предположения о том, что тип

шероховатости местности при рассмотрении высотного здания, находящегося с подветренной стороны в составе комплекса, не является постоянным, а зависит от направления аэродинамического воздействия. Справедливо считать тип местности характеристикой, свойственной определенному сектору – диапазону углов ветровой атаки на здание. В качестве количественного критерия для определения типа шероховатости рекомендуется применение коэффициента снижения модуля равнодействующей сил аэродинамического давления на поверхность объекта.

**Выводы.** В настоящем исследовании посредством проведения ряда численных расчетов аэродинамических параметров высотного здания демонстрируется возможность адаптации математических моделей интенсивности турбулентности и масштаба длины вихрей, описанных в зарубежных нормативных документах, к их совместному применению с законом изменения ветрового напора, определяемым в соответствии с отечественным сводом правил, при компьютерном моделировании ветровых потоков.

В статье предлагается методика определения типа шероховатости местности вокруг высотного объекта в зависимости от коэффициента снижения модуля равнодействующей сил аэродинамического давления на его поверхность. Выбранный количественный критерий является оправданным ввиду пропорциональности его изменения в зависимости от выбранных математических моделей профилей скорости и турбулентности воздушных потоков, которые напрямую зависят от нормативного типа местности.

Оценивая динамику выбранного критерия при изменении угла ветровой атаки на комплекс зданий, можно, таким образом, заключить, что для высотного объекта в составе комплекса равнозначных по габаритам зданий тип шероховатости местности является переменной характеристикой, зависящей от направления ветрового воздействия. Т.е. диапазон углов ветровой атаки, при котором соседнее с исследуемым здание будет выступать наветренным, можно разделить на секторы, каждый из которых будет соответствовать определенному типу местности. Значение модуля равнодействующей сил ветрового давления на здание при этом будет находиться в диапазоне значений, свойственных этому типу местности.

Перспективой для дальнейших исследований видится оценка пиковых значений ветровой нагрузки на участках поверхности рассматриваемого здания в составе комплекса в зависимости от угла ветровой атаки и сравнение этих значений с аналогичными, определенными для изолированного объекта в зависимости от угла ветровой атаки и типа шероховатости местности. Также дальнейшее изучение аэродинамики комплекса зданий предполагает увеличение количества зданий до трёх и более и сравнение результатов компьютерного моделирования с данными, полученными по итогам физического эксперимента в аэродинамической трубе лаборатории кафедры «Отопление и вентиляция» ННГАСУ. Ожидается, что лабораторные исследования подтвердят и дополнят результаты численного эксперимента.

## Литература

1. Айрапетов, А.Б. Расчетные и экспериментальные исследования обтекания высотных зданий и сооружений атмосферным ветром в условиях городской застройки / А.Б. Айрапетов, В.В. Вышинский, А.В. Катунин // Труды МФТИ. – Москва, 2017. - том 9. - №2. – С.5-12.;

2. Nagar, S., & Ritu Raj. (2020). Experimental study of wind-induced pressures on tall buildings of different shapes. Wind and Structures, Vol. 31, No. 5 (2020) 441-453.

3. Mohamed, A. Comparision of the numerical study of the effect of building protrusion aerodynamics with the results of aerodynamic tests /A. Mohamed. – Текст : электронный // 15th Australian wind energy society workshop. – Сидней, 2012. – 4 с.

4. Анущенко, А. М. Исследование обтекания воздушными потоками большепролетной поверхности численным и экспериментальным методами / А. М. Анущенко, В. И. Ерофеев, П. А. Хазов, А. А. Сатанов, А. В. Февральских – Текст : непосредственный //

Приволжский научный журнал. – 2021. – № 1 (57). – С. 9-18.

5. Сатанов А.А. Экспериментальное исследование распределения аэродинамических коэффициентов на высотное здание / А. А. Сатанов, М. Л. Поздеев, А. В. Симонов, А.П. Помазов, П.А. Хазов // Приволжский научный журнал. – 2022. – № 3(63). – С. 43-51.

6. Шилов, С. С. Численное и физическое моделирование ветровых потоков на большепролетное покрытие / С. С. Шилов, Б. Б. Лампси, П. А. Хазов. - Текст: непосредственный // Вестник МГСУ: научно-технический журнал. - 2022. - № 1. - С. 21-31.

7. Хазов П. А. Экспериментальная и численная аэродинамика купольной конструкции в форме шестигранной пирамиды / П. А. Хазов, А.С. Мольков, А. А. Молева // Приволжский научный журнал. – 2023. – № 4(68). – С. 153-160.

8. СП 20.13330.2016 Нагрузки и воздействия. Актуализированная редакция СНИП 2.01.07-85\* (с Изменениями № 1 – 5). Изд. официальное. – М. 2019. – 95 с. Введен в действие с 04.06.2017

9. ГОСТ Р 56728-2015 Здания и сооружения. Методика определения ветровых нагрузок на ограждающие конструкции. – М.: Стандартинформ, 2016. – 12 с.

10. СН 2.01.05-2019 Воздействия на конструкции. Общие воздействия. Ветровые воздействия (на основе EN 1991-1-4:2005+A1:2010+AC:2010). Изд. официальное. – Минск. 2020. – 119 с. Введен в действие с 16.12.2019

УДК 004.925.84

## СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ХАРАКТЕРИСТИК НДС ЗУБЧАТЫХ КОЛЕС В ЗОНАХ КОНТАКТА И ВПАДИНАХ ЗУБЬЕВ, ПОЛУЧЕННЫХ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МКЭ И НЕКОТОРЫХ ИНЖЕНЕРНЫХ ЗАВИСИМОСТЕЙ

Москвитин Г.В. – доктор технических наук, заведующий лабораторией, Навроцкий Р.А. – аспирант, младший научный сотрудник Институт машиноведения имени А. А. Благонравова РАН, Москва, Россия roman2.navrotskiy@gmail.com

## COMPARATIVE ANALYSIS OF THE CHARACTERISTICS OF THE SSS OF GEAR WHEELS IN CONTACT ZONES AND TOOTH SPACES OBTAINED USING THE FEM AND SOME ENGINEERING EQUATIONS

Moskvitin G.V. – Doctor of Technical Sciences, Head of Laboratory, Navrotskiy R.A. – Postgraduate Student, Junior Researcher

Mechanical Engineering Research Institute of the Russian Academy of Sciences, Moscow,

Russia

## roman2.navrotskiy@gmail.com

**Abstract.** The purpose of this research is to analyze the parameters of the stress-strain state of the tooth contact zones for three pairs of gear wheels, as well as tooth space zones using modern software packages implementing the numerical finite element method and known analytical equations, and ultimately to compare the results obtained. In the course of the numerical research, the maximum values of contact stresses and stress fields on the sides of contacting teeth were obtained, as well as additional parameters of the stress-strain state, such as shear stresses, stresses in tooth spaces and strains. In the course of the analytical research, contact stresses of gear wheels were determined.

Key words: gear wheels, SSS, contact zone, FEM

Аннотация. Целью данного исследования является анализ параметров напряженнодеформированного состояния (НДС) зон контакта зубьев для трех пар зубчатых колес, а также зон впадин зубьев с использованием современных пакетов программ, реализующие численный метод конечных элементов, и известные аналитические зависимости, и в конечном итоге сравнение полученных результатов численного и аналитического исследований. В ходе численного исследования были получены максимальные значения контактных напряжений и поля данных напряжений на стенках контактирующих зубьев, а также дополнительные параметры НДС, такие как, касательные напряжения, напряжения во впадинах зубьев и деформации. В ходе аналитического исследования были определены контактные напряжения зубчатых колес.

Ключевые слова: зубчатые колеса, НДС, зона контакта, МКЭ.

Цилиндрические зубчатые передачи – одни из основных элементов современных конструкций, широко применяемых во многих отраслях промышленности и техники. Зубчатые колеса совершенствуются так же, как и совершенствуется вся промышленная техника. Развитие проектирования, технологий производства и привлечение современных материалов изготовления необходимы в условиях эксплуатации при воздействии циклических нагрузок, изменений режимов нагружения, влияний и колебаний температурных режимов. При эксплуатации с течением времени зубчатые колеса подвергаются износу и выкрашиванию, появляются трещины и иные дефекты. Зубья и впадины подвержены излому, деформированию, смятию и т. д. Оценка контактных напряжений и других параметров НДС крайне важна для плодотворной реализации

проектировочного этапа производства, и в дальнейшем усовершенствования методов изготовления, эксплуатации и внедрения новых технологий. В данной работе проводилась оценка параметров напряженно-деформированного состояния с помощью численного метода конечных элементов и анализируются некоторые способы определения нормальных контактных напряжений в зоне контакта двух зубчатых колес. Объектами исследования являлись три пары зубчатых колес с разными количествами зубьев (25 и 50, 20 и 50, 20 и 60) и разными передаточными числами, также использовалась модель материала, сталь 40XH2MA.

На начальном этапе численного исследования были созданы геометрические модели пар зубчатых колес инструментами SpaceClaim в среде AnsysWorkbench (рис. 1). Погрешность построения геометрических моделей составляет 0,01 мм.



Рис. 1. Геометрическая модель первой пары зубчатых колес

Далее была создана модель материала, которой присвоены необходимые механические характеристики. Также сгенерирована конечно-элементная модель (рис. 3), особенностью которой является уменьшение размера конечного элемента с 1 мм до 0,4 мм в сферической зоне, окружающей зоны контакта и впадины зубьев (рис. 4).



Рис. 2. Исследуемая часть конечно-элементной модели – зоны контакта и впадины



### Рис. 3. Сферическая зона уменьшения размера конечного элемента

На следующем этапе к шестерне в каждой паре был приложен крутящий момент, также проводилось моделирование закрепления зубчатых колес с использованием Cylindrical Support (цилиндрическое закрепление). Исследуемые характеристики рассматривались в локальных системах координат. Результаты численного исследования представлены в табл. 1. Также, на рис. 4 – 6 изображены поля напряжений и деформаций.

	Первая пара	Вторая пара	Третья пара
$\sigma_{\rm H} (\sigma_{\rm x max}),$	989,37	812,83	980,21
МПа			
τ <sub>yz max</sub> , MΠa	68,56	78,79	63,21
σ <sub>x max</sub> , MΠa	337,65	264,92	387,63
ε <sub>x max</sub> , МПа	0,0055	0,0046	0,0039

Табл. 1. Результаты численного исследования.



Рис. 4. Контактные напряжения



Рис. 5. Касательные напряжения



Рис. 6. Напряжения во впадинах зубьев (слева) и поля деформаций (справа) для первой пары (а), второй пары (б) и третьей пары (в)

По ходу аналитического исследования анализировались стандартные формулы для определения контактных напряжений. В соответствии с различными источниками:

$$\begin{aligned}
\sigma_{H} &= Z_{\varepsilon} Z_{H} Z_{M} Z_{\beta} \sqrt{\frac{F_{t} K_{H}}{b_{w} d_{1}}} \frac{u+1}{u}; \quad (1) \\
\sigma_{H} &= \frac{1}{\sqrt{2\pi (1-v^{2})}} \sqrt{\frac{w_{Ht} E_{np}}{R_{np}}} \approx 0.418 \sqrt{\frac{w_{Ht} E_{np}}{R_{np}}}; \quad (2) \\
\sigma_{H} &= Z_{H} Z_{E} Z_{\varepsilon} \sqrt{\frac{w_{Ht} (u\pm 1)}{d_{1} u}}; \quad (3) \\
\sigma_{H} &= Z_{\varepsilon} Z_{H} Z_{M} \sqrt{\frac{F_{t} K_{H} (u+1)}{b_{w} d_{1} u}}; \quad (4) \\
\sigma_{H} &= 270 \frac{u+1}{a_{w} u} \sqrt{\frac{u+1}{b_{w}}} T_{1}; \quad (5) \\
\sigma_{H} &= 0.418 \sqrt{\frac{F_{t} E_{np}}{b_{w} m}} \sqrt{v}; \quad (6)
\end{aligned}$$

где  $K_{H} = K_{A}K_{H_{0}}K_{H_{\alpha}}K_{H_{\beta}}$  – коэффициент нагрузки;  $Z_{M}$  – коэффициент, учитывающий механические свойства материалов сопряженных зубчатых колес;  $Z_{H}$  – коэффициент,

учитывающий форму сопряженных поверхностей зубьев в полюсе зацепления;  $Z_{\varepsilon}$  – коэффициент, учитывающий суммарную длину контактных линий;  $Z_{\beta}$  – коэффициент, учитывающий наклон зуба;  $F_t$  – окружная сила на делительном цилиндре в торцовом сечении;  $b_w$  – рабочая ширина венца зубчатой передачи;  $d_1$  – делительный диаметр шестерни; u – передаточное число;  $K_A$  – коэффициент, учитывающий внешнюю динамическую нагрузку;  $K_{H_0}$  – ; коэффициент, учитывающий внутреннюю динамическую нагрузку;  $K_{H_0}$  – ; коэффициент, учитывающий внутреннюю динамическую нагрузку  $K_{H_0}$  – коэффициент, учитывающий распределение нагрузки между зубьями;  $K_{H\beta}$  – коэффициент, учитывающий неравномерность распределения нагрузки по длине контактных линий; v – коэффициент Пуассона;  $a_w$  – межосевое расстояние;  $T_1$  – начальный вращающий момент;  $w_{Ht}$  – удельная окружная сила;  $E_{np}$  – приведенный модуль упругости;  $R_{np}$  – приведенный радиус кривизны; m – модуль зацепления;  $v_p$  – коэффициент удельного давления.

Анализ формул (1) – (6) показал существование различий в определении контактных напряжений. Различия возникли во многом из-за разницы в подходах к использованию геометрических параметров и характеристик материала. В то же время используемые силовые факторы совпадают.

Аналитически с помощью Python в среде PyCharm определены нормальные контактные напряжения для каждой пары. В соответствии с формулами (1) – (4) и (6) значения контактных напряжений находятся в пределах от 792 МПа до 1003 МПа для первой пары, от 844 МПа до 897 МПа для второй пары и от 902 МПа до 959 МПа для третьей пары. Что же касается формулы (5), значения контактных напряжений для трех пар – 442, 382, 398 МПа соответственно. Таким образом, для формул из (1) – (4) и (6) относительные погрешности полученных контактных напряжений составляют менее 15%, а для формулы (5) – более 50%.

N⁰	Авторы	<b>σ</b> <sub>H</sub> , МПа		
		Первая пара	Вторая пара	Третья пара
1	ГОСТ 21354-87	792,060	844,850	902,908
2	Биргер И.А. и др.	1003,076	897,178	959,233
3	Воробьев Ю.В. и др.	939,960	852,249	910,599
4	Орленко Л.В. и др.	974,020	871,190	931,448
5	Матюшин Е.Г. и др.	441,580	381,569	398,129
6	Тимофеев Г.А. и др.	1002,584	896,738	958,763

Таблица 3. Полученные значения контактных напряжений.

В заключении, стоит отметить, результаты, достигнутые численным методом конечных элементов при помощи Ansys Workbench, отличаются от результатов аналитического исследования на 2 – 5% в случае первой, на 5 – 10% для второй и на 3 – 7% для третьей пары. Однако, аналитические методы позволяют оценивать лишь контактные напряжения, в то время как численный метод с применением пакетов инженерных программ отображает дополнительные параметры напряженнодеформированного состояния такие как касательные напряжения и деформации. Расхождения результатов численного и аналитического метода исследования обусловлены некоторыми условностями применения программных комплексов. Расхождения могут быть нивелированы уменьшением размера конечного элемента и задействованием больших вычислительных мошностей.

### Литература

1. Москвитин Г.В., Навроцкий Р.А. Сравнительный анализ методов исследования

НДС в зонах контакта зубчатых колес // Динамические и технологические проблемы механики конструкций и сплошных сред: Материалы XXX Международного симпозиума им. А.Г. Горшкова. 2024. – С. 139-149.

1. *Огурцов В. П.* Государственный стандарт Союза ССР. ГОСТ 21354-87. Передачи зубчатые цилиндрические эвольвентные внешнего зацепления. Расчет на прочность. – Москва: Государственный комитет СССР по стандартам. Издательство стандартов. 1989. – 128 с.

2. Биргер И.А., Шорр Б.Ф., Иосилевич Г.Б. Расчет на прочность деталей машин. Справочник. – Москва: Машиностроение. 1993. – 640 с.

3. Воробьев Ю.В., Ковергин А. Д. Проектирование зубчатых передач на долговечность с учетом трения // Машиностроение. Строительство. Материаловедение. Металлообработка. Вестник ТГТУ. 2004. – Т. 10. – С. 205-211.

4. *Орленко Л.В., Орленко Е.О., Цветкова Т.В.* Прикладная механика. Раздел: «Детали машин и основы конструирования». Конспект лекций. Часть 1. Механические передачи. – Архангельск: ИПЦ САФУ. 2013. – 139 с.

5. *Матюшин Е.Г., Луцко А.Н., Телепнев М.Д.* Расчет закрытой цилиндрической передачи. Учебное пособие. – Санкт-Петербург: СПбГТИ(ТУ). 2017. – 52 с.

6. *Тимофеев Г.А., Умнов Н.В.* Теория механизмов и машин. Курсовое проектирование. – Москва: МГТУ им. Н.Э. Баумана. 2010. – 156 с.

УДК 004.925.84

## ИССЛЕДОВАНИЕ НДС НЕСУЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ РАМ КВАДРОКОПТЕРОВ В СВЯЗИ С КОНСТРУКЦИОННО-ЭКСПЛУАТАЦИОННЫМИ ПАРАМЕТРАМИ И СВОЙСТВАМИ МАТЕРИАЛОВ

Москвитин Г.В. – доктор технических наук, заведующий лабораторией, Навроцкий Р.А. – аспирант, младший научный сотрудник Институт машиноведения имени А. А. Благонравова РАН, Москва, Россия roman2.navrotskiy@gmail.com

## RESEARCH OF THE SSS OF SUPPORTING ELEMENTS OF QUADCOPTER FRAMES IN CONNECTION WITH THE STRUCTURAL AND OPERATIONAL PARAMETERS AND PROPERTIES OF MATERIALS

Moskvitin G.V. – Doctor of Technical Sciences, Head of Laboratory, Navrotskiy R.A. – Postgraduate Student, Junior Researcher

Mechanical Engineering Research Institute of the Russian Academy of Sciences, Moscow,

Russia

## roman2.navrotskiy@gmail.com

**Abstract.** The purpose of this work is to study some elements of structures used, among other things, in unmanned aerial vehicles by means of strength analysis using modern engineering software. The study examined frames made from various non-metallic materials used in additive manufacturing, which have characteristic parameters and properties. The studies were conducted using numerical research methods, namely the finite element method. In the course of this study, the maximum values of the main parameters of the stress-strain state, as well as the stress, strain and displacement fields were obtained.

Key words: SSS, plastics, additive technologies, design elements.

Аннотация. Цель данной работы заключается в исследовании путем прочностного анализа с использованием современных инженерных программных комплексов некоторых элементов конструкций, используемых в числе прочего в беспилотных летательных аппаратах. Исследовались конструкции, изготавливаемые из различных неметаллических материалов, используемых в аддитивном производстве, и обладающие характерными параметрами и свойствами. Исследования проводились с помощью численного метода конечных элементов. В ходе данного исследования были получены максимальные значения основных параметров напряженно-деформированного состояния.

Ключевые слова: НДС, пластики, аддитивные технологии, элементы конструкций.

В настоящее время все больше конструкций, изготавливаемых на 3D-принтерах, находят широкое применение во многих отраслях техники для создания прототипов и инструментов, различных изделий со сложной степенью детализации и сложности. Также, развиваются и сами аддитивные технологии. Создаются и модернизируются множества неметаллических материалов, которые становятся все менее ресурсозатратными (особенно при сравнении с металлическими), а также повышаются их механические характеристики. Данная отрасль ставит задачи об изучении конструкций, материалов производимых 3D-принтерах неметаллических на ИЗ аддитивного производства. Одним из важных аспектов изучения является анализ напряженнодеформированного состояния основных элементов данных конструкций. Анализ НДС может показать каким образом изделия из современных материалов реагируют на нагрузки, присущие изделиям при эксплуатации, дать представление об опасных зонах, где возникают максимальные напряжения, а также получить поля напряжений, деформаций и перемещений. На данный момент более целесообразно для подобного анализа использовать современные программные комплексы САПР и численный метод конечных элементов.

Целью данного исследования является анализ НДС основных элементов конструкции рамы беспилотных летательных аппарвтов, а задачами – получение максимальных значений параметров напряженно-деформированного состояния и их оценка, определение зон, где возникают максимальные напряжения, с учетом реальных нагрузочных факторов, которым подвергаются изделия в условиях эксплуатации.

На первом этапе исследования в среде Ansys Workbench с помощью инструментов SpaceClaim были созданы геометрические модели двух основных элементов конструкциилучей, испытывающих весовые нагрузки и нагрузки тяги, и «ножек», испытывающих в основном весовые нагрузки (рис. 1 – 3). Далее в блоке Engineering Data определены параметры модели неметаллических материалов, наиболее распространенных В аддитивных технологиях, а именно ABS и PLA, и алюминиевого сплава, свойства которого учитывались при сравнении результатов. Следующий этап заключался в генерации конечно-элементных моделей рассматриваемых объектов (рис. 4). В случае луча, было задействовано 33845 конечных элементов размером 1,5 мм, а в случае «ножек» – 38717 элементов размером 1 мм. Для обозначенных элементов конструкции применены закрепления, а также учтены силы гравитации, весовые нагрузки других элементов конструкции, а также весовые нагрузки различных моторов и пропеллеров (для лучей) и аккумуляторов (для «ножек»), для лучей в том числе приложены силы тяги пяти моторов разной мощности. В качестве реальных прототипов для моделирования нагрузочных факторов использованы бесколлекторные двигатели постоянного тока Constar различных мощностей, подходящие геометрическим параметрам моделей. В случае аккумуляторов – модели BETAFPV, CNHL и iFlight, отличающиеся массой.



Рис. 1. Схема луча с указанием габаритных размеров




Рис. 3. Схема (а) с указанием размеров и геометрическая модель (б) «ножки»



Рис. 4. Конечно-элементные модели луча (а) и «ножки» (б)

Результаты численного исследования, представленные в табл. 1 – 2, позволили получить максимальные значения для напряжений, деформаций и перемещений, а также определить наиболее опасные зоны, находящиеся в случае лучей ближе к основанию, а в случае «ножек» – в нижней части.

№ мотора	Материал	$σ_{\rm max}$ , ΜΠα	$ au_{max}$ , МПа	$\varepsilon_{\rm max}$ ·10 <sup>4</sup> , мм/мм	<i>и</i> , мм
1	Алюминиевый сплав	0,1174	0,0086	0,1656	0,0192
	PLA-пластик	0,0196	0,0027	0,0647	0,0192
	ABS-пластик	0,0311	0,0050	0,1296	0,0235
2	Алюминиевый сплав	5,6788	1,0862	8,0116	1,1470
	PLA-пластик	5,7971	1,1205	19,1640	2,7423
	ABS-пластик	5,7712	1,1448	24,1060	3,4694
3	Алюминиевый сплав	8,4749	1,6242	11,9560	1,7096
3	PLA-пластик	8,5881	1,6615	28,3900	4,0603
	ABS-пластик	8,5403	1,6953	35,6720	5,1318
4	Алюминиевый сплав	10,8530	2,0819	15,3120	2,1881
	PLA-пластик	10,9620	2,1216	36,237	5,1813
	ABS-пластик	10,8960	2,1636	45,5100	6,5457
5	Алюминиевый сплав	14,2280	2,7313	20,0720	2,8670
	PLA-пластик	14,3300	2,7745	47,3720	6,7719

Табл. 1. Максимальные значения искомых величин при расчете луча

		ABS-пластик	14,2380	2,8280	59,4690	8,5519
--	--	-------------	---------	--------	---------	--------

№ аккумулятора	Материал	$σ_{\rm max}$ , ΜΠα	$ au_{ m max}$ , МПа	$\varepsilon_{\rm max}$ , MM/MM	<i>и</i> , мм
1	Алюминиевый сплав	3,54	1,42	0,000500	0,76
	PLA-пластик	3,58	1,44	0,001200	1,80
	ABS-пластик	3,61	1,45	0,001500	2,28
2	Алюминиевый сплав	3,39	1,36	0,000480	0,73
	PLA-пластик	3,43	1,38	0,001140	1,74
	ABS-пластик	3,46	1,38	0,001440	2,19
3	Алюминиевый сплав	1,48	0,52	0,000210	0,34
	PLA-пластик	1,51	0,54	0,000498	0,82
	ABS-пластик	1,51	0,54	0,000630	1,04
4	Алюминиевый сплав	2,00	0,34	0,000286	0,27
	PLA-пластик	1,96	0,34	0,000650	0,62
	ABS-пластик	1,95	0,34	0,000810	0,78
5	Алюминиевый сплав	6,97	1,19	0,000999	1,22
	PLA-пластик	6,94	1,19	0,002319	2,84
	ABS-пластик	6,97	1,20	0,002910	3,58

Табл. 2. Максимальные значения искомых величин при расчете «ножки»

На рисунках 5 – 11 представлены диаграммы и графики сравнения полученных максимальных значений искомых величин.







Рис. 6. Диаграмма и график максимальных касательных напряжений луча при различных материалах















Рис. 10. Диаграмма и график максимальных касательных напряжений «ножки» при различных материалах



Рис. 11. Диаграмма и график максимальных деформаций «ножки» при различных материалах



Рис. 12. Диаграмма и график максимальных перемещений «ножки» при различных материалах

При исследовании луча вполне очевидно, и также видно из приведенных графиков, что с ростом мощности мотора и некоторым увеличением его массы максимальные значения изучаемых параметров увеличиваются, однако не достигают предельных или критических значений. Значения максимальных напряжений не превышают 15 МПа. При исследовании «ножки» посадочных шасси можно наблюдать сначала снижение максимальных значений, а потом их возрастание. Это связано с компенсацией увеличивающейся массы аккумулятора массы учтенного мотора. Однако с дальнейшим ростом весовой нагрузки аккумулятора максимальные значения параметров НДС также начинают возрастать, но в то же время не достигают предельных или критических значений. Можно сделать вывод, что рассматриваемые элементы конструкций, которым присущи характеристики неметаллических материалов, адекватно воспринимают нагрузки, создаваемые основными частями квадрокоптеров, а именно аккумуляторами и моторами.

### Литература

1. Наумов О.В., Москвитин Г.В., Пугачев М.С., Поляков А.Н. Экспериментальная оценка (исследование) прочности деталей, получаемых на 3D-принтере // XXVIII Международная инновационная конференция молодых ученых и студентов (МИКМУС - 2016). Сборник трудов конференции. 2017. С. 461 – 464.

2. Навроцкий Р.А., Москвитин Г.В. Численный метод оценки статической прочности несущих рам квадрокоптеров из ABS пластика // Динамические и технологические проблемы механики конструкций и сплошных сред: Материалы XXIX Международного симпозиума им. А.Г. Горшкова. 2023. С. 120 – 127.

3. Москвитин, Г.В., Навроцкий Р.А. Оценка напряженно-деформированного состояния конструкций, изготавливаемых с использованием аддитивного производства // Машины, технологии и материалы для современного машиностроения: сборник тезисов докладов конференции, посвященной 85-летию института машиноведения им. А.А. Благонравова РАН. 2023. С. 106.

## ОПРЕДЕЛЕНИЕ РЕОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ПРИ LAOS

Новоженова О. Г., к.т.н., ст.н.с.

Институт машиноведения им.А.А. Благонравова РАН, Москва info-viniti@yandex.ru

## DETERMINATION OF RHEOLOGICAL PARAMETERS IN LAOS Novozhenova O.G., PhD, Senior Researcher The A.A.Blagonravov Institute of Machines Science of the RAS <u>info-viniti@yandex.ru</u>

Abstract. The main approaches to determining rheological parameters for problems of nonlinear theory of viscoelasticity based on the results of cyclic tests with a large amplitude of deformations are briefly described.

Key words: nonlinear viscoelasticity, cyclic shear, large deformations

прямых и кругов (рис.1.б)

**Аннотация.** Кратко изложены основные подходы к определению реологических параметров для задач нелинейной теории вязко-упругости по результатам циклических испытаний с большой амплитудой деформаций.

Ключевые слова: нелинейная вязко-упругость, циклический сдвиг, большие деформации

Динамические механические свойства полимеров при малых амплитудах циклического сдвига (Small Amplitude Oscillatory Shear, SAOS) описываются в рамках линейной вязко-упругости[1-2]. Для больших (Large) деформаций (LAOS) расплавов и растворов полимеров, эмульсий, смесей, биогелей задача существенно нелинейна.

Существует несколько методов анализа результатов экспериментов при циклических испытаниях с большой амплитудой : рассмотрение (1)G' и G'' как функции амплитуды деформации; (2) формы напряжения (напряжение в зависимости от времени) или фигур Лиссажу (напряжение от деформации или скорости деформации);(3)FT или Фурье-преобразование;(4)обобщенных модулей упругости и потерь при разложении нелинейного напряжения;(5)использование полиномов Чебышева.

При малых амплитудах циклическое изменение напряжения и деформации можно наблюдать по изменению их относительно друг друга. Софазные напряжения и деформации(когда максимум напряжения совпадает с максимумом деформации) обращаются для линейно-упругого материала в прямую линию на графике  $\sigma - \gamma$ . При сдвиге фазы на  $\pi/2$  для вязких материалов, (когда максимальное напряжение соответствует максимальной скорости деформации) получаем круговой график для линейно-вязкой или ньютоновской жидкости. Для вязко-упругого материала со сдвигом фазы  $\delta$ , где  $0 < \delta < \frac{\pi}{2}$ , получаем эллипс(рис.1.а). Для нелинейно упругого или нелинейно-вязкого материала эти графики будут нелинейными кривыми или эллипсами вместо



Рис.1 Циклические графики σ – γ для различных материалов: (a) линейная и (b) нелинейная вязко-упругость

При циклической сдвиговой деформации  $\gamma(t) = \gamma_0 \sin(\omega t)$  сдвиговое напряжение

$$\sigma = \sigma_0 \sin(\omega t + \delta) = G'(\omega) \sin(\omega t) + G''(\omega) \cos(\omega t)$$

где

$$\sigma_0 = G_D(\omega)\gamma_0$$
 и  $G_D(\omega) = \sqrt{G'(\omega)^2 + G''(\omega)^2}$  -

амплитуда и динамический модуль сдвигового напряжения, а G' и G'' - модули упругости и потерь соответственно.

По модели вязко-упругого материала Максвелла имеем:

$$G' = \int \frac{H(\lambda)\omega^2 \lambda}{1+\omega^2 \lambda^2} d\lambda, \qquad G'' = \int \frac{H(\lambda)\omega}{1+\omega^2 \lambda^2} d\lambda ,$$

где  $H(\lambda)$  – непрерывный спектр времен релаксации  $\lambda$ .

При циклическом сдвиге с большой амплитудой  $\gamma_0$  (LAOS) нелинейность вязкоупругого процесса описывается [3]:

$$\sigma = \sigma_0 (\gamma_0) \sin(\omega t + \delta).$$

Раскладывая  $\sigma(t)$  в ряд Фурье, получим

$$\sigma(t) = \sum_{1}^{N} \sigma_n \sin(n\omega t + \delta_n),$$

где σ<sub>n</sub> и δ<sub>n</sub> - амплитуда и фазовый сдвиг n-ой гармоники. В случае линейной вязкоупругости или малых амплитуд (SAOS) имеем только первый член ряда.

В [4] рассмотрен циклический сдвиг большой амплитуды (LAOS) при контролируемой деформации, установлены соотношения между оценками на основе преобразования Фурье и разложения напряжения на реальную и мнимую части. Введены определения обобщенных модулей упругости и потерь, которые проанализированы с помощью фигур Лиссажу.



Рис.2. Кривые Лиссажу: a) σ - γ; б) σ - γ *.Четыре прямые линии* показывают схему определение модулей для LAOS измерений при синусоидальной деформации

При этом обозначения на рис.1.(б) соответствуют

$$\eta'_{M} = \frac{d\sigma}{d\dot{\gamma}}\Big|_{\dot{\gamma}=0}$$
  $\mathbf{H} \quad \eta'_{L} = \frac{\sigma}{\dot{\gamma}}\Big|_{\dot{\gamma}=\pm\dot{\gamma}_{0}}$ , rde  $\dot{\gamma}_{0} = \omega\gamma_{0}$ 

на рис.2:

$$G'_{M} = \frac{d\sigma}{d\gamma}\Big|_{\gamma=0} \quad ; \quad G'_{L} = \frac{\sigma}{\gamma}\Big|_{\gamma=\pm\gamma_{0}} \qquad G''_{M} = \omega\eta'_{M} = \omega\frac{d\sigma}{d\dot{\gamma}}\Big|_{\dot{\gamma}=0} \quad G''_{L} = \frac{\sigma''_{\max}}{\gamma_{0}} = \omega\eta'_{L} \; ,$$

где  $\sigma''_{\text{max}}$  - максимальное вязкое напряжение при  $\dot{\gamma} = \dot{\gamma}_0$ 

Фурье - преобразование (FT) дает зависимость напряжения от времени в виде ряда Фурье:

$$\sigma(t) = \sum_{n=0}^{\infty} \sigma_n \sin(n\omega t + \delta_n),$$

где n- нечетное целое. При этом нелинейность напряжения определяется интенсивностью амплитуд гармоник  $I_n = \sigma_n / \sigma_1$  и соответствующих сдвигов фаз.

В рамках Фурье преобразования(FT- метода) для LAOS- нагружения предложен параметр Q, определяемый соотношением  $Q(\omega, \gamma_0) \equiv I_{3/1} / \gamma_0^2$ , наряду с параметром нелинейности при нулевой деформации  $Q_0(\omega) \equiv \lim_{\gamma_{0,\omega}} Q(\omega, \gamma_0)$ 

В [5] дан анализ влияния ошибок (шумы, использование дискретного преобразования Фурье и т.п.) на оценки реологических параметров LAOS.

В [6-8] рассмотрен новый параметр нелинейности Q, используемый в рамках преобразования Фурье LAOS- течения, обсуждены его возможности применительно к расплавам полимеров, полимерных композитов. В [9] проведен анализ для средних амплитуд циклического сдвига(Medium, MAOS).

## Литература

- Новоженова О.Г. Определение спектров релаксации напряжения в композитах. Часть І. Линейная вязко – упругость/-5-я международная научно-техническая конференция в дистанционном формате «Живучесть и конструкционное материаловедение» (ЖивКом – 2020): Сборник трудов конференции(Москва, 27-29 октября 2020)/ М: Изд-во ИМАШ РАН, с. 184-187
- 2. Новоженова О.Г. Описание асимметричного спектра релаксации в вязко-упругих материалах и диэлектриках.- МКМ, 2019, т,.55, № 6, с.1185-1202.
- 3. Li X, Wang S-Q, Wang X. Nonlinearity in large amplitude oscillatory shear (LAOS) of different visco-elastic materials. J. Rheol.(2009) 53(5):1255–1274
- 4. Arganov I., Ianchenko A.,Kocherbitov V. How to define the storage and loss moduli for a rheologically nonlinear material? A constructive review of nonlinear rheological measures/ Continuum Mech.Thermodyn.(2017) 29:1375-1387 DOI 10.1007/s0-0161-017-0584-8
- 5. Liang X., Chen H., Lin Z. Distorsion in Fourier transform rheology due to frequency error/ Rheology Acta(2020),59:123-131 https://doi.org/10.1007/s00397-020-01188-7
- 6. Sachin Shanbhag Analytical Rheology of Polymer Melts: State of the Art/ Review Article/ Intern. Scholarly Research Network ISRN Material Science Vol.2012, Article ID 732176, 24 p., doi:10.540/2012/732176
- Hyun Kyu, Kim Wonho A new non-linear parameter Q from FT-Rheology under nonlinear dynamic oscillatory shear for polymer melt system/ Korea-Australia Rheology Journal Vol.23,N 4, December 2011, pp.227-235 DOI:10.1007/s13367-011-0028-0
- Ewoldt Randy H., Mckinley Gareth H. New measures for characterizing nonlinear viscoelasticity in large amplitude oscillatory shear /Journal of Rheology · November 2008 https://www.researchgate.net/publication/228339162
- 9. Wagner MH., Hyun K. Analysis of medium amplitude oscillator shear data of entangled linear and model comb polymers/ Journal of Rheology, May 2011 DOI: 10.1122/1-155.3031 https://www.researchgate.net.publication/253002762

## МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В ЛИСТОВОМ ПРОКАТЕ Одинцев И.Н.<sup>1</sup> – к. т. н., в. н. с., Плугатарь Т.П.<sup>1</sup> – м. н. с., Волков А.Н.<sup>2, 1</sup> – к. т. н., ассистент <sup>1</sup>Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН <sup>2</sup>Московский авиационный институт ino54@mail.ru

METHOD FOR STUDYING OF RESIDUAL STRESS IN SHEET ROLLED MATERIALS Odintsev I.N.<sup>1</sup> – Ph.D., leading researcher, Plugatar T.P.<sup>1</sup> – junior researcher, Volkov A.N.<sup>2, 1</sup> – Ph.D., assistant,

<sup>1</sup> Mechanical Engineering Research Institute of the Russian Academy of Sciences <sup>2</sup> Moscow Aviation Institute

ino54@mail.ru

**Abstract.** The paper presents the results of methodological developments in relation to the study of residual stress distributions in thin-sheet rolled materials. Specimens in the form of narrow strips are subject to direct testing. Stress determination is performed using the slitting method combined with digital image correlation. Processing of primary experimental information is considered as an inverse problem in the mechanics of a deformable solid.

**Key words:** sheet metal, residual stress, experimental studies, slitting method, digital image correlation, inverse problem.

Аннотация. В работе представлены результаты методических разработок применительно к исследованию распределений остаточных напряжений в тонколистовых прокатных материалах. Непосредственно испытанию подлежат образцы в форме узких полос. Определение напряжений выполняется методом разреза в сочетании с корреляцией цифровых изображений. Обработка первичной экспериментальной информации рассматривается как обратная задача механики деформируемого твердого тела.

Ключевые слова: листовой прокат, остаточные напряжения, экспериментальные исследования, метод разреза, корреляция цифровых изображений, обратная задача.

### Введение.

Известно, что остаточные напряжения (ОН) достаточно высоких значений зачастую присутствуют уже в материалах заготовок, используемых в дальнейшем для создания элементов конструкций и деталей машин [1]. Наличие внутренних самоуравновешенных нагрузок подобного рода характерно, в частности, для листового проката. Одна из важных целей совершенствования технологий заготовительного производства состоит в снижении уровня ОН в выпускаемой продукции. Поисковые работы В ЭТОМ направлении должны обеспечиваться належными средствами экспериментального анализа напряженного Несмотря состояния изделий. на разработанный к настоящему времени обширный арсенал методов определения ОН в твердом теле [2, 3], их дальнейшее общее развитие, инструментальная модернизация, а также адаптация к решению различных инженерных задач в нестандартной постановке не теряют своей актуальности.

Настоящая работа посвящена вопросам методического обеспечения исследований ОН в листовых прокатных материалах. Непосредственными объектами испытаний

являются вырезаемые из листа образцы в виде длинных узких полос. Для построения распределений ОН по толщине образцов применяется разрушающий метод разрезки. В данном случае индикатором напряжений служит создаваемая в центральной зоне образца и пошагово углубляемая поперечная прорезь. Напомним [4], что в традиционной постановке подобных экспериментов за характеристику возникающего деформационного отклика принимают продольную деформацию, измеряемую с помощью тензорезистора в заданной «точке» в ближайшей окрестности прорези (то есть, в зоне неоднородного деформирования). В работах [5, 6] предложено рассматривать в качестве параметра отклика угол  $\theta$ , образуемый недеформируемыми концевыми частями образца, Рис.1. (В соответствии с принципом Сен-Венана, каждая из них будет лишь поворачиваться как жесткое целое.) Значения указанного угла могут быть надежно и с высокой точностью зарегистрированы, например, с помощью бесконтактных оптико-корреляционных методов [7]. Такой подход в сочетании с методом корреляции цифровых изображений положен в основу рассматриваемой ниже методики в части получения необходимой первичной информации. Ее расширенная обработка представляет собой решение обратной задачи деформируемого твердого тела. Работоспособность И эффективность механики выполненных разработок демонстрируются на примере испытания образцов, изготовленных из листового проката – продукции Новолипецкого металлургического комбината.



Рис. 1. Состояние образца после создания прорези – индикатора ОН.

### Получение первичной экспериментальной информации.

Содержанием работ на данном этапе является испытание образцов с дискретным приращением глубины прорези  $(\Delta h_i)$  и с регистрацией на каждом шаге как добавленной, так и общей накопленной величины отклика в его принятом выражении. Устанавливается следующая последовательность действий.

1. Первоначально образец в консольно-вертикальном положении закрепляется в съемной части специального кинематического возвратного приспособления, описанного, в частности, в [8]. Ответная часть этого устройства размещается на рабочем столе, на котором заранее монтируется измерительная установка Vic-3D, реализующая измерения полей перемещений методом корреляции цифровых изображений [9], Рис. 2a.

2. Создание и последующее углубление прорези выполняются фрезерованием, для чего образец переносится на металлорежущий станок и жестко фиксируется прижимными планками на плоской установочной платформе, Рис.2б. (Предварительно подбирается оптимальный режим фрезерования, зависящий от конкретного исследуемого материала.) Единичные приращения глубины прорези составляют  $\Delta h_i \approx 15 - 35$  мкм.

3. Точные значения текущей глубины прорези  $h_i$  регистрируются на каждом шаге с использованием электронно-механического индикатора перемещений с шагом

измерений 1 мкм, Рис.2в.

4. После фрезерования образец возвращается в оптическую схему измерительной установки, и выполняется стереоскопическая (двумя камерами) запись цифровых изображений, характеризующих его текущее механическое состояние.

5. Полная требуемая в конкретном исследовании глубина прорези достигается последовательным повторением п.п. 2-4.



Рис.2. Рабочие моменты этапа получения первичной экспериментальной информации: а – позиционирование образца на рабочем столе и определение деформированного состояния с помощью системы Vic-3D, б – фрезерование прорези – индикатора OH, в – уточнение текущей глубины прорези.

Первичная обработка набора полученных цифровых кадров с использованием программного обеспечения системы Vic-3D позволяет получать качественную и количественную информацию о полях отдельных пространственных компонент вектора перемещений на поверхности исследуемых объектов. В рассматриваемой задаче интерес представляет лишь нармальная компонента, то есть поле прогибов w(x, y), Puc.3a. Типичная полихроматическая картина изолиний для этого случая, визуализируемая методом корреляции цифровых изображений, демонстрируется на Puc.36.



Рис.3. Определение деформированного состояния образца методом корреляции цифровых изображений: а – общий характер состояния образца, б – полихроматическая картина поля нормальной компоненты перемещений, в, г – графики распределения прогибов вдоль центральной оси в пределах концевых частей образца для разных уровней деформационного отклика.

На показанной картине хорошо видно, что нижний участок образца, прилегающий к заделке, остается практически неподвижным. Заметим, что подобная ситуация наблюдается лишь при отсутствии общих (паразитных) жестких смещений, вызываемых погрешностями репозиционирования образца в схеме измерений. Вместе с тем, даже их возможное наличие, очевидно, не будет оказывать влияние на определяемый угол  $\theta$  относительного поворота двух периферийных участков.

Выходная численная информация о полях перемещений может выдаваться системой Vic-3D как в формате массивов (таблиц) данных с указанием координат точек измерения на объекте, так и в виде графиков, построенных вдоль заявленной оси. Так, на Рис.3в,г приводятся типичные линейные (поворотные) распределения нормальных перемещений, полученные здесь для разных уровней деформационного отклика образца и построенные вдоль продольной оси X в пределах нижнего и верхнего концевых участков. (Наблюдаемые на графиках осцилляции демонстрируют уровень фактических ошибок в результатах измерений.) Подобного вида дискретные зависимости, характеризующие накопленный деформационный отклик после каждого i - го углубления прорези, аппроксимируются по методу наименьших квадратов линейными функциями:

$$w_{\text{HW} \# H} = C_{10} + x C_{11}, \qquad w_{\text{Bedd}} = C_{20} + x C_{21}$$

Ввиду малости перемещений, искомые значения углов относительного поворота определяются как:

$$\theta_i = C_{21} - C_{11}$$

Таким образом, результатом данного этапа работы для каждого испытанного образца является эмпирическая дискретная зависимость

$$\theta_i = \theta(h_i), \quad i = 1, 2, \dots, N, \tag{1}$$

где *N* – полное число шагов приращения глубины прорези *h*.

#### Математическая обработка экспериментальных данных.

Обработка полученных данных с восстановлением распределения ОН по толщине представляет собой обратную задачу механики деформируемого твердого тела. Согласно принятому подходу, искомая зависимость  $\sigma(z)$  ищется приближенно в виде кусочно-постоянной функции:

$$\sigma(h_{j-1} \le z \le h_j) = \sigma_j = const, \ j = 1, 2, \dots, N; \quad (h_0 \equiv 0)$$

(Отметим, что здесь ось Z имеет обратное направление по сравнению с предыдущим, установленным непосредственно в эксперименте.) Значения  $\sigma_j$ , являющиеся, по сути, усредненными напряжениями на заданных отрезках, вычисляются решением системы интегральных уравнений Вольтерра первого рода:

$$\sum_{j=1}^{i} \sigma_j \int_{h_{j-1}}^{h_j} W(h_i, z) \, dz = \theta(h_i), \quad i = 1, 2, \dots, N$$
(2)

Здесь величины  $\int_{h_{j-1}}^{h_j} W(h_i, z) dz = k_{ij}$  составляют множество так называемых коэффициентов влияния. Так как аналитический вид ядра W(h, z) неизвестен, то приближенные значения  $k_{ij}$  определяются на основе численного решения серий модельных задач по расчетным схемам, приведенным на Рис.4. В каждой серии с номером *i* ставится *i* частных задач. В каждой из них к отдельным слоям на боковых поверхностях прорези прикладываются базовые (единичные) напряжения  $\sigma_0$ . Решение задач выполняется с использованием метода конечных элементов (КЭ), Рис.5. Искомые коэффициенты  $k_{ij}$  определяются как вычисленные относительные углы поворота концевых частей в математической модели образца, отнесенные к базовому напряжению  $\sigma_0$ . Их совокупность представим в виде треугольной матрицы:

$$K = \begin{pmatrix} k_{11} & & \\ k_{21} & k_{22} & & \\ k_{31} & k_{32} & k_{33} & & \\ \dots & \dots & \dots & \dots & \dots & \\ k_{N1} & k_{N2} & \dots & \dots & \dots & k_{NN} \end{pmatrix}$$



Рис.4. Расчетные схемы модельных задач для определения коэффициентов влияния.



Рис. 5. К вычислению коэффициентов влияния методом КЭ: а – сетка конечных элементов, б – представление результатов расчета.

Естественной являлась бы постановка указанных задач, согласно которой значения толщины отдельных слоев в моделях совпадали бы с теми, что имели место в реальном эксперименте при последовательном фрезеровании прорези. Однако это существенно увеличивало бы общую трудоемкость работ, в особенности, при их проведении в режиме массовых поточных испытаний. Поэтому в расчетах, выполняемых на предварительном этапе, изначально задается единообразная равномерная сетка  $\{h_i^*\}$ , в которой толщина всех слоев полагается одинаковой:  $\Delta h_j^* = h_j^* - h_{j-1}^* = const.$  Очевидно, что в этом случае значения углов  $\theta_i$ , полученные непосредственно в ходе конкретного испытания, не могут напрямую использоваться при решении системы уравнений (2). (Заметим также, что и количество точек в сетках  $\{h_i^*\}$  и  $\{h_i\}$  в общем случае может быть различным.) В связи с этим, сначала выполняется аппроксимация дискретных точек (1) по методу наименьших квадратов какой-либо подходящей непрерывной функцией  $\theta = f(h)$ , например, степенным полиномом. При этом должно соблюдаться естественное граничное условие:  $f(0) \equiv 0$ . После этого вычисляются интерполированные значения отклика на принятой равномерной сетке:  $\theta_i^* = f(h_i^*)$ , которые теперь согласованы с рассчитанными коэффициентами влияния  $k_{ij}$ . Обозначим вектор-столбцы искомых напряжений  $\sigma_i$  и углов  $\theta_i^*$ , соответственно, как  $S = (\sigma_1 \quad \sigma_2 \quad \dots \quad \sigma_N)^T$  и  $\Theta^* = (\theta_1^* \quad \theta_2^* \quad \dots \quad \theta_N^*)^T$ . Тогда систему уравнений (2) можно записать как:

$$K S = \Theta^* \tag{3}$$

Ее решение имеет вид:

$$\sigma_1 = \frac{\theta_1^*}{k_{11}}; \quad \sigma_i = \frac{\theta_i^* - \sum_{j=1}^{i-1} \sigma_j k_{ij}}{k_{ii}}, \quad i = 2, \dots, N$$
(4)

Важно отметить следующий момент. Рассматриваемая обратная задача, по существу, относится к разряду некорректно поставленных [10]. Это выражается в неустойчивости решения к ошибкам входных данных. Однако при переходе к множеству значений  $\{\theta_i^*\}$  влияние экспериментальных погрешностей нивелируется вследствие сглаживающего эффекта при аппроксимации исходных точек  $\theta_i$  гладкой функцией. Так как правая часть в системе (3) теперь не содержит ошибок со случайным разбросом, то можно ожидать, что решение (4) будет вполне адекватным.

#### Результаты демонстрационного эксперимента.

Образцы для испытаний были вырезаны электроэрозионным способом из горячекатаного стального листа толщиной 2 мм по две штуки в продольном и в поперечном направлениях по отношению к направлению проката. Ширина образцов составляла 20 мм при длине рабочей части 120 мм. Ширина фрезеруемой прорези 6 мм.

Первичные данные в графическом формате представлены на Рис.6а. В качестве вида функции  $\theta = f(h)$ , аппроксимирующей экспериментальные точки по методу наименьших квадратов, здесь оказалось достаточным принять полином 4-ой степени (без свободного члена).



Рис. 6. Первичные (а) и итоговые (б) результаты испытаний двух пар образцов, вырезанных из стального листа вдоль (1) и поперек (2) направления проката.

При постановке модельных задач для определения коэффициентов влияния  $k_{ij}$  задавались следующие значения параметров: модуль Юнга материала  $E = 2 \cdot 10^5$  МПа, коэффициент Пуассона  $\nu = 0,3$ , единая толщина слоев в моделях  $\Delta h^* = 25$  мкм, прикладываемые базовые напряжения  $\sigma_0 = 1$  МПа. Рассчитанные в итоге по формулам (4) распределения ОН по толщине образцов, приводятся в графическом виде на Рис.66.

#### Заключение.

Работоспособность предложенного подхода к исследованию ОН в образцах из листового прокатного материала, основанного на сочетании методов наращиваемой прорези и корреляции цифровых изображений, убедительно подтверждена результатами выполненных экспериментов. Его отличиями от традиционных методик схожего рода являются (помимо используемого метода измерений) выбор формы регистрируемого деформационного отклика образцов и учет фактической неравномерности приращений

глубины прорези. Вместе с тем, детального рассмотрения в дальнейшем требует вопрос о соответствии данных, получаемых при испытаниях образцов в виде вырезанных из заготовки полос, фактическим напряжениям в исходном плоском листе.

## Литература.

1. Буркин С.П., Шимов Г.В., Андрюкова Е.А. Остаточные напряжения в металлопродукции. – Екатеринбург: Изд. Урал. ун-та, 2015. 248 с.

2. Махутов Н.А., Разумовский И.А. Методы анализа полей остаточных напряжений в пространственных деталях. // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. –2017. – Т. 83. – № 1-1. – С. 56-64.

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

4. Hill M.R. The slitting method // Practical residual measurement methods / Ed. G.S. Schajer. – John Wiley & Sons, Ltd., 2013. P. 89-108.

5. Одинцев И.Н., Плугатарь Т.П., Плотников А.С. Оценка влияния дробеструйноой обработки на распределение остаточных напряжений в поверхностном слое образцов из алюминиевого сплава // Научные труды VI Международной научной конференции "Фундаментальные исследования и инновационные технологии в машиностроении". Москва, 2019. – С. 297-298.

6. Plugatar T.P., Odintsev I.N., Plotnikov A.S. A study of residual stress distributions in case-hardened material layers // AIP conference proceedings / 14th International Conference on Mechanics, Resource and Diagnostics of Materials and Structures, MRDMS 2020. Ekaterinburg, 2020, 2020. – V. 2315. – P. 040028.

7. Луценко А.Н., Одинцев И.Н., Гриневич А.В., Северов П.Б., Плугатарь Т.П. Исследование процесса деформации материала оптико-корреляционными методами // Авиационные материалы и технологии, 2014. – № S4. – С. 70-86.

8. Островский Ю.И., Щепинов В.П., Яковлев В.В. Голографические интерференционные методы измерения деформаций. – М.: Наука, 1988. 248 с.

9. Non-Contact, Full-Field Strain & Deformation Measurement System / Correlated Solutions / https://www.correlatedsolutions.com/vic-3d.

10. Тихонов А.Н., Арсенин В.Я. Методы решения некорректных задач. – М.: Наука, 1979. 288 с.

УДК 602.17

## ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ И СОСТАВА ПЛЕНКИ, ФОРМИРУЮЩЕЙСЯ В КОНТАКТЕ ЧЕРВЯК – ЧЕРВЯЧНОЕ КОЛЕСО, НА ДИНАМИЧЕСКИЕ И АДАПТАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА ПЕРЕДАЧИ

Поляков С.А.<sup>1,2</sup> – д.т.н., профессор, Куксенова Л.И.<sup>2</sup> – д.т.н., профессор, Кулешова Е.М.<sup>1</sup> – старший преподаватель, Гончаров С.Ю.<sup>1</sup> – старший преподаватель <sup>1</sup>Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана <sup>2</sup>Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН kuleshova.em@mail.ru

## INFLUENCE OF THE STRUCTURE AND COMPOSITION OF THE FILM FORMED IN CONTACT BETWEEN A WORM AND A WORM WHEEL ON THE DYNAMIC AND ADAPTATION PROPERTIES OF THE TRANSMISSION Sergey A. Polyakov<sup>1,2</sup> - D.E.S, professor, Lidiia I. Kuksenova<sup>1,2</sup> - D.E.S, professor, Ekaterina M. Kuleshova<sup>1</sup>- senior lecturer,

Sergey Y. Goncharov<sup>1</sup> - senior lecturer

<sup>1</sup> Moscow State Technical University, named after N.E. Bauman

<sup>2</sup> Institute of Machines Science, named after A.A. Blagonravov, Russian Academy of Sciences kuleshova.em@mail.ru

**Abstract.** The work shows the relationship between the dynamic and adaptive properties of the worm gear and the composition of the lubricant used. A description of the process of formation of a residual film on the friction surface is given based on experimental data obtained as a result of tribological tests.

Key words: worm gear, nanomodified lubricants, antifriction.

Аннотация. В работе показана взаимосвязь между динамическими и адаптационными свойствами червячной передачи и составом применяемого смазочного материала. Приводится описание процесса формирования остаточной пленки на поверхности трения на основе экспериментальных данных, полученных в результате проведения триботехнических испытаний.

Ключевые слова: червячная передача, наномодифицированные смазочные материалы, антифрикционность.

Введение. Червячные передачи широко используются в машиностроении благодаря своей компактности, высокой кинематической точности, бесшумности и плавности работы, а также возможности получения самотормозящей передачи, позволяющей выполнить механизм без тормозного устройства, препятствующего обратному вращению колеса. Однако условия смазывания области контакта таковы, что в нем преобладает смешанная или граничная смазка. Поэтому червячные передачи имеют низкий по сравнению с эвольвентными зубчатыми передачами КПД, что ограничивает область их применения. Для повышения КПД червячных передач могут быть использованы современные добавки к смазочным материалам, что повышает антифрикционность сопряжения червяк – червячное колесо, как это видно на примере [1]. Сегодня существуют и более эффективные составы смазочных материалов для сопряжений скольжения [2–4]. Как показывает результат эксперимента [5], наномодифицированные смазочные материалы должны существенно улучшить состояние контакта и повысить параметры технического состояния червячных передач, поскольку они обеспечивают более объемную остаточную пленку, разделяющую поверхности трения за счет особых механических свойств.

Цель данной работы – показать, как использование наномодифицированных

смазочных материалов позволяет сформировать на поверхности трения остаточную пленку со структурой, обеспечивающей существенное улучшение динамических и адаптационных свойств червячной передачи за счет особых механических свойств этой пленки.

**Основная часть**. Наномодифицированные смазочные материалы на основе нанодисперсной суспензии серпентина, в состав которой входят наноразмерные частицы (с размерами 50 –100 нм) были разработаны с использованием солей жирных кислот мягких металлов, образующих периферию мицелл с ядрами из наночастиц [5]. Вид распределения частиц серпентина по размерам, полученный после длительного воздействия ультразвуком (20 мин.) в среде спирта +0,1% уксусной кислоты показан на рис. 1.



Рис. 1. Зависимость коэффициента динамичности быстроходного вала от тормозного момента.

Полученная добавка к смазочному материалу исследовалась как в лабораторных, так и стендовых испытаниях. Для формирования и анализа состава и структуры пленки, получаемой в процессе трения, использовалась машина трения «диск-три пальца» (диск – сталь 45, пальцы – ЛАС53), на которой указанные образцы прирабатывались по методике ГОСТ 23. 224-86 [6], а образующуюся на поверхностях трения пленку исследовали методами профилографирования по ГОСТ 23. 224-86, рентгеноструктурного анализа по методике [7] и стандартного микрозондового анализа.

Микрозондовый анализ химического состава приповерхностных слоев энергодисперсионным методом на электронном сканирующем микроскопе Genesis XM 4 System 30, укомплектованным Si детектором с ультратонким окном, охлаждаемым жидким азотом, дал следующие результаты, отраженные в работе [5]. В приповерхностных слоях латуни произошли существенные изменения состава, хорошо коррелирующие с данными рентгеноструктурного анализа и данными, отраженными в указанной выше работе [5]. Наиболее существенные изменения состава состоят в том, что легирующие элементы, содержащиеся в латуни, - цинк и алюминий, уходят из поверхностных слоев, что рентгеноструктурно выражается в заметном уменьшении периода решетки. Судя по тому, что плотность дислокаций по данным рентгеноструктурного анализа в приповерхностных слоях также уменьшается, в этих слоях происходит избирательное растворение и соответствующая ему релаксация напряжений. Существенным изменением состава является также появление в приповерхностных слоях углерода и кислорода в достаточно больших количествах (до 12% углерода и до 3% кислорода – весовые проценты в пленке толщиной до 1 мкм). Важно отметить, что перед проведением микрозондового анализа образцы промывались бензином и ацетоном, что исключает возможность сохранения на поверхности адсорбированных молекул смазочного материала.

Таким образом, значительную долю в составе пленки имеют металлические компоненты, которые являются продуктами избирательного растворения и, частично, изнашивания металлических материалов, входящих в сопряжение. Важно отметить, что в составе пленки появляется кремний как основная составляющая часть наночастиц серпентина, образующих тиксотропную структуру пленки. Кроме того, значительная доля углерода и кислорода в пленке подтверждает высказанную ранее гипотезу о возможности полимеризации продуктов деструкции смазочного материала под воздействием солей жирных кислот и практически полностью перешедшего в смазочный материал алюминия. Отметим также, что аналогичные по составу деталей и смазочных материалов эксперименты проводились при возвратно – поступательном движении образцов на машине трения МТ-8 по методике ГОСТ 23. 224-86, где также профилографически фиксировалась остаточная пленка значительной толщины (от 100 нм и более, см. рис.2), которая существенно усиливает приработочные эффекты и несущую способность поверхности [8].



Рис.2. Профилограммы поверхности стального образца: 1 — поверхность после проведения испытаний при давлении 5 МПа, 2 — поверхность после проведения испытаний при давлении 8,3 МПа, 3, 4 — метки на свободных от трения поверхностях образца, обеспечивающие воспроизводимость трассы профилографирования,  $\Delta h$  – разница высот профиля до и после изнашивания (толшина изношенного слоя).

Отметим, что по мере увеличения нагрузки происходит не уменьшение размера а наоборот – увеличение, изнашиваемой детали, что указывает на процесс пленкообразования под воздействием нагрузки. При этом структура остаточной пленки, фиксируемой профилографом, будет определяться, в первую очередь, размером и формой наночастиц, образующих коллоидный раствор с солями жирных кислот, на что указывает анализ размеров частиц и состав образующейся пленки [5]. По указанным признакам данную пленку можно рассматривать в соответствии с классификацией [9] как тиксотропную дисперсную систему с вязкопластической реологией. Иллюстрацией такого вязкопластического поведения данной системы является анализ диаграммы Герси – Штрибека, полученной по результатам лабораторных испытаний на машине трения торцевого типа «диск-три пальца» для трех видов смазочного материала: чистого индустриального масла, того же масла с добавкой суспензии серпентина и третий вариант с добавкой солей жирных кислот. На рис. 3 показано изменение коэффициента трения при использовании этих смазочных материалов.



Рис.3. Зависимость коэффициента трения от условной толщины смазочного слоя (Z, выраженный в условных единицах толщины) при использовании различных смазочных материалов: №1 – И20А; №2 – И20+СС; №3 – И20А + СС + СЖК

Из рис. З видно, что чистое масло И20А дает классическую картину диаграммы Герси, когда с уменьшением нагрузки происходит формирование гидродинамической пленки. При использовании композиции №3 возникает «второй минимум» коэффициента трения, который целиком находится в области граничной смазки. Для иллюстрации действия наномодифицированных смазочных материалов проводились испытания некоторых из них по описанной выше методике. Результаты испытаний на прирабатываемость по методике ГОСТ 23. 224-86 показаны в таблице 1.

Как показывают результаты испытаний, оптимизация режима приработки и подбор состава смазочного материала позволяют существенно повысить несущую способность сопряжения. Прирост нагрузочной способности рассматриваемого отражается показателем П (табл. 1), который представляет собой соотношение ( $P_{\rm MII} - P_{\rm MH}$ )/ $P_{\rm MII}$ , где  $P_{\rm MII}$ – максимальная нагрузка приработки по методики ГОСТ 23.224-86, *P*<sub>мн</sub> – максимальная нагрузка неприработанного сопряжения. Введение наномодифицированной добавки к основному смазочному материалу (И20А), существенно увеличивает значение П, практически в два раза. При этом, за счет введения дополнительного показателя скорости роста нагрузочной способности - оказывается возможным ранжировать действие смазочных материалов различного состава (добавлен вариант И20+CC+Ш, где Ш – шунгит).

	Максимальная	Максимальная		Показатель
Состав	нагрузка не	нагрузка	Показатель	скорости роста
смазочного	приработанного	приработанного	прирабатываем	нагрузочной
материала	сопряжения $P_{\rm MH}$ ,	сопряжения $P_{\rm MII}$ ,	ости П	способности, Рм
	МПа	МПа		$_{\Pi}/b$ , M $\Pi a \cdot c^{-1}$
И20+СС+СЖК	10	30	0,66	0,15
И20А+СС+Ш	10	30	0,66	0,0625
И20А+СС	8	14	0,42	0,062
И20А	6	9	0,33	0,05

Таблица 1. Рост несущей способности сопряжений торцевого типа в паре латунь - сталь45 при смазывании маслами И20+СС+СЖК, И20А+СС+Ш, И20А+СС, И20А.

Высказанные выше представления о составе и структуре пленки позволяют показатели заключить, что достигнутые высокие несущей способности И антифрикционности объясняются особыми механическими свойствами пленки как формоизменению коллоидной системы. склонной К легкому пол лействием

тангенциальных напряжений. Это свойство способствует выглаживанию поверхности трения и снижению сопротивления скольжению, а значит повышенной прирабатываемости, то есть адаптацией к действию нагрузки. Важно, что для подобных тиксотропных вязкопластических сред (типа Бингама [9]) это происходит без нарушения сплошности, то есть без разрушения, а размеры пленки поддерживаются за счет механизма регенерации, описанного в работе [4].

Как показывают исследования [4], антифрикционность получаемой пленки существенно влияет на показатели технического состояния червячных передач. В частности, такой показатель как коэффициент динамичности (Kd), который определяется амплитудой колебаний быстроходного вала. Последняя в свою очередь напрямую зависит от коэффициента трения в контакте червяк-червячное колесо [10]. Поэтому зависимость Kd от нагрузки в контакте повторяет вид зависимости коэффициента трения от нагрузки на диаграмме Герси в левой ветви, то есть в условиях смешанной смазки. Если со стандартными смазочными материалами Kd монотонно растет, то с использованием наномодифицированных смазочных материалов дает «второй минимум». Зависимость коэффициента динамичности от нагрузки для разных смазочных материалов представлена на рис. 4.



Рис.4. Зависимость коэффициента динамичности быстроходного вала ЧП от тормозного момента (задан в долях от номинального). 1 — минеральное масло; 2 — синтетическое масло; 3 — минеральное масло с наномодифицированной добавкой.

### Выводы

1. При использовании наномодифицированного смазочного материала на поверхности трения образуется остаточная пленка с толщиной не менее 100 нм.

2. Остаточная пленка обладает гетерогенной структурой с включением наночастиц и особыми вязкопластическими свойствами, что позволяет добиться высокой антифрикционности в условиях, когда формирование гидродинамической пленки невозможно.

3. Применение указанной добавки к смазочному материалу повышает адаптивные свойства сопряжения червяк-червячное колесо, что улучшает параметры технического состояния червячных передач, в том числе, допустимую нагрузку на редуктор.

### Литература

1. Киселев Б.Р., Замятина Н.И., Годлевский В.А. Оценка задиростойкости червячной пары при использовании трибоактивных присадок // Трение и смазка в машинах и механизмах. — 2013, №10, 15 —19

2. Бирюков В. П., Горюнов Н. А., Принц А. Н. Влияние присадки к базовым маслам для улучшения триботехнических характеристик в парах трения // Journal of Advanced

Research in Technical Science. — 2022, № 30, 38—41

3. Albagachiev A.Y., Tokhmetova A.B. Tribotechnical properties of nanomodifier 2 // Journal of Machinery Manufacture and Reliability. — 2020, no. 10, 870 — 873

4. Polyakov S. A., Kuksenova L. I., Kuleshova E. M. The Kinetics of Load-Bearing Capacity Formation of Sliding Pairings in the Use of Nanomodified Lubricants // Journal of Friction and Wear. – 2019 (40), no. 6, 541—545

5. Поляков С.А. Закономерности формирования структуры приповерхностных слоев трибосопряжений в связи с повышением их работоспособности на основе динамической адаптации к условиям эксплуатации (дисс. на соис. д.т.н.) М: ГОУ ВПО «Московский государственный университет приборостроения и информатики». 2011.

6. Поляков С.А., Лычагин В.В., Гончаров С.Ю. Повышение несущей способности сопряжений скольжения путем оптимизации режима приработки и введения модифицированных смазочных материалов // Трение и смазка в машинах и механизмах, 2012, №7, с.20-25.

7. Рыбакова Л.М., Куксенова Л.И. Структура и износостойкость металла. М.: Машиностроение, 1982. 212 с.

8. Кулешова, Е.М. Определение зависимости интенсивности изнашивания от нагрузки по результатам триботехнических испытаний при использовании пленкообразующих смазочных материалов / Е.М. Кулешова // Сборка в машиностроении, приборостроении. – 2020. – № 3. – С. 116–121.

9. Щукин, Е.Д. Коллоидная химия / Е.Д. Щукин, А.В. Перцов, Е.А. Амелина. – М.: Высшая школа. – 2006. – 444 с.

10. Polyakov S.A., Zakharov M.N., Goncharov S.U. and Lychagin V.V. Loading capacity of the Worn Reduction Gearboxes and possibilities to increase it by selecting and applying different lubricating materials. // Journal of machinery manufacture and reliability.2014, No 5, p.p. 445-447. Allerton Press, inc., 2014

## РАСЧЕТ ПОНДЕРОМОТОРНЫХ ФАКТОРОВ ПРИ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛОВ

Савенко В.С.<sup>1</sup>, д-р техн. наук, проф., зав. кафедрой физики и математики, Скворцов О.Б.<sup>2</sup>, канд. техн. наук, ст. научн. сотрудник лаборатории акустики и отдела теоретической и прикладной акустики,

Сташенко В.И.<sup>2</sup>, канд. физ.-мат. наук, ведущ. научн. сотрудник лаборатории комплексных физических исследований материалов

<sup>1</sup>Мозырский государственный педагогический университет имени И.П. Шамякина, Мозырь, Беларусь,

<sup>2</sup>Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН (Москва, Россия) savenko.vladimir195@gmail.com

## CALCULATION OF PONDEROMOTOR FACTORS IN CASE OF ELECTROPLASTIC DEFORMATION OF METALS

Savenko V.S.<sup>1</sup>, Doctor of Technical Sciences, Head of the Department of Physics and Mathematics, Skvortsov O.B.<sup>2</sup>, Candidate of Technical Sciences, Senior Researcher at the Laboratory of Acoustics and the Department of Theoretical and Applied Acoustics

**Stashenko V.I.**<sup>2</sup>, Candidate of Physical and Mathematical Sciences, Leading Researcher at the Laboratory of Complex Physical Research of Materials

<sup>1</sup>Mozyr State Pedagogical University named after I.P. Shamyakin, Republic of Belarus, Mozyr <sup>2</sup>Institute of Mechanical Engineering named after A.A. Blagonravova, Russian Federation, Moscow <u>savenko.vladimir195@gmail.com</u>

**Abstract.** The article presents the results of theoretical and experimental studies of electroplastic deformation of metals and the calculation of ponderomotive factors. The influence of a pulsed current on the emerging intrinsic magnetic field inside a deformed sample is revealed, taking into account secondary ponderomotive forces.

**Key words:** electroplastic deformation, vibroacoustic vibrations, ponderomotive effects, pulsed current.

Аннотация. В статье представлены результаты теоретических и экспериментальных исследований электропластической деформации металлов и расчет пондеромоторных факторов. Рассмотрено влияние импульсного тока на возникающее собственное магнитное поле внутри деформируемого образца с учетом вторичных пондеромоторных сил.

**Ключевые слова:** электропластическая деформация, виброакустические колебания, пондеромоторные эффекты, импульсный ток.

В настоящее время в сфере научных исследований и материального производства актуальны и востребованы разработки теоретических и экспериментальных механизмов влияния электронно-дислокационных взаимодействий и пондеромоторных эффектов импульсного тока высокой плотности на реализацию электропластической деформации (ЭПД) технически важных металлов для интенсификации технологических процессов при обработке давлением и получения изделий с высокими физико-механическими характеристиками.

При пластической деформации металла с одновременным пропусканием импульсов тока с продолжительностью 10<sup>-5</sup>–10<sup>-4</sup> секунды в деформационной зоне, нагруженной выше текучести. возникают пондеромоторные эффекты, обусловливающие предела вибрационные колебания кристаллической решетки подобно ультразвуку, что стимулирует пластическую деформацию металла через решеточную подсистему [1]. Этот можно сравнить с эффектом быстродействия, происходящего на фоне процесс

протекания скачков деформации от 10<sup>-3</sup> до 10<sup>-2</sup> секунды. В то же время вибрация остова кристаллической решетки, вызванная пинч-эффектом на фоне нарастания и спада импульса тока, длится значительно меньше и является лишь триггером пластичности [3].

Электропластичность, происходящую под воздействием одиночных импульсов тока, можно разделить на два этапа: активный – под прямым влиянием импульса тока и связанного с ним пинч-эффекта; пассивный – начинается после прекращения действия импульса тока и собственного магнитного поля тока, где пластическая деформация продолжается инерционно. Во время процесса ЭПД при прохождении импульсного тока через деформационный узел происходит выделение мгновенной мощности в зоне деформации металла, которая достигает значений 10<sup>3</sup>–10<sup>4</sup> кВт/см<sup>3</sup>. Это стимулирует структурно-фазовые превращения, меняет микроструктуру материала на мелкозернистую с зонами рекристаллизации и субзернами, что приводит к циклическому упрочнению и интенсифицирует технологический процесс, усиливает эффекты «размытия» субграниц и дислокационной плотности, уменьшает энергопотребление и металлоемкость изделия, снижает усилия деформации и приводит к технологически важным результатам.

Однако пинч-эффект имеет некоторые особенности. Для технологических процессов электропластической деформации металлов, особенно при волочении, прокатке, имеет смысл рассматривать физические условия создания пинч-эффекта применительно к конкретным технически важным материалам с целью определения максимальных значений пондеромоторных эффектов при одинаковых параметрах импульсного тока, и также их связь со скоростью диффузии магнитного поля в металл.

Магнитное поле, индуцированное током, и связанные с ним механические напряжения  $\sigma_p(\mathbf{r}, \mathbf{t})$  сохраняются в течение некоторого времени после окончания импульса. Поэтому влияние следующего импульса тока в течение времени  $t_p$  может вызвать усиление механических напряжений от пинч-эффекта за счет суперпозиции магнитных полей и вибрационных колебаний.

Пусть  $H_m(x,t)$  – собственное магнитное поле в образце. Рассчитаем напряженность поля  $\vec{H}$  в образце с *r* (радиусом сечения) в элементарном участке  $(d\vec{l})$  и предположим, что для всех элементов импульсный ток имеет одно значение, то есть полная напряженность магнитного поля  $\vec{H}$ :

$$\vec{H} = \frac{1}{4\pi} I \int \frac{\sin \alpha}{r^2} d\vec{l}.$$
$$\frac{d\vec{l}}{r^2} = \frac{d\vec{\alpha}}{r \sin \alpha},$$

Учтем, что  $r \sin \alpha = R$ :

$$\frac{d\vec{l}}{r^2} = \frac{d\vec{\alpha}}{R}.$$

Интегрирование по углу  $\alpha$  в пределах от  $\alpha_1$  до  $\alpha_2$ :

$$\vec{H} = \frac{1}{4\pi} I \int_{a_1}^{a_2} \frac{\sin a}{R} d\vec{\alpha} = \frac{1}{4\pi R} I \int_{a_1}^{a_2} \sin a d\vec{a} = -\frac{I}{4\pi R} (\cos a_2 - \cos a_1).$$

Электромагнитное поле для статики описывается системой уравнений Максвелла, законом Ома, а также уравнениями связи т.к. ток изменяется по гармоническому закону. Учтем, что ток  $i = \int \vec{j} dS$  и *H* изменяются по гармоническому закону:

$$dH_r = dH\cos\theta = \frac{R}{r}dH.$$

Учтем уравнение Максвелла:

$$\oint_L \vec{E} d\vec{l} = -\frac{d}{dt} \int_S \vec{B} d\vec{S}$$

и закон Био-Савара-Лапласа, получим:

$$dH = \frac{Idlsina}{4\pi r^2}.$$

Тогда напряжённость магнитного поля в образце будет равняться:

$$\vec{H} = \frac{IRdl}{4\pi r^3} \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_0^z e^{-a^2} d\vec{a} \left(-\frac{x}{\sqrt{4\pi Dt}}\right).$$

Расчет плотности тока *j* в образце проведен для случая, когда импульсный ток имеет только одну составляющую Ax(y,z), Iy=0, Iz=0. Тогда можно использовать решения для потенциала собственного магнитного поля в трех областях. Для верхней:

$$\vec{A}_{1} = \frac{\mu_{0}I}{4\pi} \int_{-\infty}^{\infty} \left( e^{-\lambda|z-h|} + \vec{j}_{1}e^{-\lambda|z+h|} \right) \frac{e^{2j\lambda y}}{\lambda} d\lambda$$

Для второй области:

$$\vec{A}_{2} = \frac{\mu_{0}\mu_{2}I}{4\pi} \int_{-\infty}^{\infty} \left(e^{q_{2}z} + \vec{j}_{2}e^{-q_{2}z}\right) \frac{e^{\lambda(2jy-h)}}{\lambda} d\lambda$$

Для нижней:

$$\vec{A}_3 = \frac{\mu_0 I}{4\pi} \int_{-\infty}^{\infty} \vec{j}_3 \frac{e^{\lambda(2jy+z-h)}}{\lambda} d\lambda.$$

Решение уравнений возможно с учетом:

$$\begin{split} k^{2} &= -J\sigma\omega\mu\mu_{0}, \ q^{2} = \lambda^{2} - k^{2} \\ \vec{J}_{1} &= \frac{\left(\lambda^{2}\mu_{2}^{2} - q_{2}^{2}\right)\left(e^{q_{2}T} - e^{-q_{2}T}\right)}{\left(\lambda\mu_{2} + q_{2}\right)^{2}e^{q_{2}T} - \left(\lambda\mu_{2} - q_{2}\right)^{2}e^{-q_{2}T}}, \\ \vec{J}_{2} &= \frac{2q_{2}(q_{2} - \lambda\mu_{2})e^{-q_{2}T} + 2q_{2}(q_{2} + \lambda\mu_{2})e^{q_{2}T}}{\left(\lambda\mu_{2} + q_{2}\right)^{2}e^{q_{2}T} - \left(\lambda\mu_{2} - q_{2}\right)^{2}e^{-q_{2}T}}, \\ \vec{J}_{2} &= \frac{4\lambda q_{2}\mu_{2}e^{\lambda T}}{q_{2}}$$

$$\vec{J}_{3} = \frac{4\lambda q_{2}\mu_{2}e}{(\lambda\mu_{2} + q_{2})^{2}e^{q_{2}T} - (\lambda\mu_{2} - q_{2})^{2}e^{-q_{2}T}}$$

Плотность токов определяется через потенциал:

$$\vec{j} = -J\sigma\omega A_2$$

•

Основными параметрами, определяющими формирование токов, являются магнитная проницаемость, электрическая проводимость материала образца и частота тока (рисунок 1).



Рис. 1. Важные параметры материала образца, определяющие в нем токи

Графическое изображение изменения магнитного поля в образце деформационного алюминия с указанными параметрами показывает, что от центра к поверхности образца напряженность магнитного поля увеличивается и достигает значения 400 Э, а на расстоянии в 1 мм от центра поперечного сечения образца принимает наибольшее значение в 55 Э (рисунок 2).



Рис. 2. Изменение магнитного поля в образце







(b) Рисунок 3. Изменение плотности тока в образце

Распределение электрического поля и плотности электрического тока при вторичных пондеромоторных факторах в явлении электропластичности показало, что напряженность электрического поля изменяется от оси к стенкам и достигает максимального значения 0,025 В/мм, а на расстоянии в 1 мм от центра поперечного сечения принимает значение в 0,07 В/мм. Плотность тока будет также неравномерно распределяться по сечению образца и при перемещении от центра к поверхности образца увеличиваться и достигать максимального значения 600 А/мм<sup>2</sup> (рисунок 3).

### Заключение.

Пондеромоторный механизм взаимодействия с магнитным полем рассматривается [7] как доминирующий при залечивании трещин вдоль которых протекает импульсный ток малой длительности (35 мкс) при плотности 10 А/мм<sup>2</sup>. (т.е. 10 А/мм<sup>2</sup>). При таких

параметрах электрического воздействия, тепловое действие тока оказывается незначительным и не может рассматриваться как доминирующий механизм залечивания трещин. Характерно, что авторы ссылаются на импульсный характер электрического воздействия в то время как использование более продолжительного воздействия обычно рекомендуется как м технология залечивания трещин на основе теплового эффекта. Такие особенности указывают не необходимость учета влияния пондеромоторного эффекта [8] на процессы электропластического деформирования металлов и сплавов.

### Литература

1. Савенко, В.С. Вклад пондеромоторных факторов в реализацию электропластической деформации / В.С. Савенко, О.А. Троицкий, А.Г. Силивонец // Известия НАН РБ. Серия физико-технических наук. – 2017. – № 1. – С. 85–91.

2. Савенко, В.С. Применение интегральных и дифференциальных уравнений в расчётах электромагнитных полей / В.С. Савенко, М.В. Прибора // От идеи – к инновации: материалы XXXI Междунар. студ. науч.-практ. конф., Мозырь, 19 апр. 2024 г. В 3 ч. Ч. 3 / УО МГПУ им. И. П. Шамякина ; редкол.: И.О. Ковалевич (отв. ред.) [и др.]. – Мозырь: МГПУ им. И. П. Шамякина, 2024. – С. 62–64.

3. Троицкий, О.А. Физические и технологические основы электропластической деформации металлов: монография / О.А. Троицкий, В.В. Савенко. – Мозырь: МГПУ им. И.П. Шамякина, 2016. – 208 с.

4. Bennett, W.H. Magnetically self-focussing streams / W.H. Bennett // Phys. Rev. – 1934. –  $N_{\odot}$  45. – 890 p.

5. Рощупкин, А.М. О влиянии электрического тока и магнитного поля на взаимодействие дислокаций с точечными дефектами в металлах/ А.М. Рощупкин, И.Л. Батаронов // Физика твердого тела. – 1988. – Т. 30. – № 11. – С. 3311–3318.

6. Савенко, В.С. Механическое двойникование металлов в условиях электропластичности / В.С. Савенко // Павловские чтения: сб. матер. Третьей междунар. научн.-техн. конф., посвящ. 120-летию со дня рождения член-корреспондента АН СССР Павлова И.М., Москва, 27–28 мая 2021г. – М: ИМЕТ РАН, 2021. – С. 140–141.

7. Иванов В.М., Плужникова Т.Н., Лановая А.В., Желтов А.И. Пондеромоторный механизм схлопывания трещин в проводниках // Вестник ТГУ, т.15, вып.3, 2010. – C.1054-1055

8. Валитов А. Р., Хижняк Н.А., Жилков В.С., Валитов Р.З. Пондеромоторное действие электромагнитного поля. -М: Советское радио, 1975. – 232 с.

# УДАРНЫЙ МЕХАНИЧЕСКИЙ ОТКЛИК МЕТАЛЛА НА ЭЛЕКТРИЧЕСКИЙ ИМПУЛЬС ТОКА В ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОМ ЭФФЕКТЕ

Сташенко В.И. – к.ф.-м.н., в.н.с., Скворцов О.Б. – к.т.н., с.н.с. Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН *e-mail: vis20-11@rambler.ru* 

## SHOCK MECHANICAL RESPONSE OF A METAL TO AN ELECTRIC CURRENT PULSE IN AN ELECTROPLASTIC EFFECT Vladimir I. Stashenko – PhD, Leading Researcher, Oleg B. Skvortsov – PhD, Senior Researcher Institute of Mechanical Engineering named after. A.A. Blagonravov RAS

e-mail: vis20-11@rambler.ru

**Annotation.** The electrodynamic force action of electric pulse fronts in metal, which form mechanical shocks and vibro-acoustic waves in it, has been experimentally established. The impact mechanical response of the metal has a polar character. It dominates the electroplastic effect, stimulating plastic deformation and structural changes in the metal.

Keywords: electroplastic effect, electric current pulse, shock mechanical response of metal.

Аннотация. Экспериментально установлено силовое электродинамическое действие фронтов электрического импульса в металле, которые формируют в нем механические удары и виброакустические волны. Ударный механический отклик металла имеет полярный характер. Он доминирует в электропластическом эффекте, стимулируя пластическую деформацию и структурные изменения в металле.

Ключевые слова: электропластический эффект, электрический импульс тока, ударный механический отклик металла.

Введение. Скачкообразное удлинение образцов кристаллов цинка при растяжении и сжатии в жидком азоте под действием импульсов тока плотностью  $10^3$ A/мм<sup>2</sup>, длительностью 10<sup>-4</sup>с было установлено О.А. Троицким в 1969г. и названо электропластическим эффектом (ЭПЭ) [1]. Синхронно с действием импульсов тока на поверхности кристаллов появлялись свежие полосы скольжения, и происходило измельчение пачек скольжения кристаллов. К настоящему времени экспериментальных исследований и анализа их результатов недостаточно для полного понимания механизмов воздействия импульсного тока на прочность и пластичность металлов. Исследования этих процессов остаются актуальными. Для объяснения ЭПЭ выдвинуто много гипотез, однако, все они требуют непротиворечивого описания и возможности выбора рациональных критериев применения. Критический анализ существующих гипотез ЭПЭ представлен в работе [2]. Давление «электронного ветра» на дислокации [3], термические напряжения, связанные с неравномерностью теплового действия тока на металл [4] не вызывают дискуссий. Вызывает дискуссию мнение авторов об электродинамическом действии тока на заготовку, «сжимающим» ее за счет пинч-эффекта [1, 4-6]. Согласно теории пинч-эффект возникает из-за взаимодействия тока, идущего через металлическую заготовку и магнитным полем, порожденным этим током, действует во время всей длительности электрического импульса [4]. Пинч – эффект квадратично зависит от амплитуды тока (как и джоулевый эффект), что находится в противоречии с результатами экспериментов по полярности ЭПЭ и его линейной зависимостью от амплитуды тока. Вопрос о соотношении теплового и электроимпульсного (нетеплового) действий тока на металл остается фундаментальной проблемой [7]. Понимание природы ЭПЭ дает возможность получить наибольший эффект от электропластичности, разрабатывать и

28I

внедрять в производство новые технологические процессы.

Целью работы являлось изучение быстропротекающих механических и электрических процессов, возникающих в металлах под импульсным действием электрического тока и установление их вклада в эффект электропластичности.

Для Методика измерений И результаты экспериментов. изучения быстропротекающих процессов использовать малогабаритные высокочастотные акселерометры, с помощью которые определялось ускорение поверхностных слоев материала. Величину и изменения тока через образец можно было одновременно контролировать бесконтактным датчиком магнитной индукции на основе эффекта Холла. Сигналы с датчиков выводились на модуль сбора данных с синхронным параллельным 24битным преобразованием и частотой дискретизации 102.4 КГц, с последующей обработкой на компьютере [8].

В медном образце диаметром 3 мм в ответ на прохождение электрического импульса амплитудой плотности 100 А/мм<sup>2</sup> возникали колебания представлены на рис. 1.



Рис. 1. Сигналы от датчика магнитной индукции – 1; датчиков продольного ускорения– 2 и 3 – на диаметрально противоположных сторонах образца

На рис. 2 показаны сигналы продольного ускорения a(t), магнитной индукции B(t), а также продольной динамической силы F(t), действующей в месте крепления образца из меди диаметром 3 мм при амплитудной плотности тока 100 А/мм<sup>2</sup>. Сигнал вибрации указывает на наличие высокочастотных колебаний в материале проводника, возникающих в моменты начала t0 и окончания t1 электрического импульса.

В моменты t0 и t1, соответствующие началу переднего и заднего фронтов прямоугольного электрического импульса, наблюдаются механические ударные воздействия. Они имеют равные амплитуды и длительности, но противоположны по знаку. Эти моменты соответствуют приходу противоположных по знаку ступенчатых изменений электрического напряжения. Важно, что ток через образец в эти моменты относительно мал. При последующем увеличении тока механическое действие электрического импульса активно не проявляется, и наблюдаются затухающие колебания материала образца. При изменении полярности приложенного электрического импульса полярность отклика (возникающих колебаний) также изменялась. При действии одиночного электрического импульса нагрев проводника не превышал одного градуса.



Рис. 2. Продольное ускорение – 1; динамическая сила в продольном направлении – 2; магнитная индукция – 3

**Обсуждение результатов.** При воздействии электрического импульса в материале образца формируются механические колебания в начальные моменты переднего и заднего фронтов электрического импульса. Важным является то, что возникают короткие по времени  $\Delta t$  порядка 10-20 мкс, но значительные по величине (до 1000 м/с<sup>2</sup>) ударные импульсы ускорения поверхностных слоев. Механические ударные процессы быстро заканчиваются на фронте и спаде импульса тока, переходя в затухающие колебания. Они являются доминирующими факторами ЭПЭ. Длительность действия динамических сил на металл, вызванных фронтами импульса током существенно меньше, чем время нарастания тока и его магнитного поля. Ударно – волновое действие электрических импульсов тока, стимулирует пластическую деформацию и структурные изменения в металле. Аналогичные механические ударные отклики были получены: на меди, латуни, на сплавах титана, на сталях, алюминии, серебре и золоте.

Заключение. Действие механических ударных процессов, флрмируемых в металле при пропускании импульсов тока малой длительности приводит к активации формирования, перемещения и трансформации структурных неоднородностей в материале проводника. Такое действие, в частности, сопровождается активацией движения дислокаций [9-11]. Основные структурные изменения в металле при этом наблюдаются в повекрхностном слое на глубину в 200-300 мкм [12, 13]. При этом создаваемые на фронтах электрического импульса ударные механические воздействия в продольном направлении переходят в продольные и поперечные затухающие колебания, продолжающиеся и после окончания электрического импульса.

#### Литература

1. Троицкий, О. А. Электропластический эффект в металлах // Черная металлургия. Бюл. науч.- техн. и эконом. информации. 2018. № 9. С. 65–76.

2. Sutton A. P. Theory of electroplasticity based on electromagnetic induction / A. P. Sutton, T. N. Todorov // *Physical review materials*. 2021. Vol: 5, № 11. 19 p.

3. Кравченко, В.Я. Взаимодействие направленного потока электронов с движущимися дислокациями / В.Я. Кравченко // ЖЭТФ. 1966. Т. 51. № 36 (12). С. 1676–1681.

4. Батаронов, И. Л. Механизмы влияния электрического поля и электрического тока на пластическую деформацию металлов / И. Л. Батаронов // автореферат диссертации на соискание ученой степени доктора физико-математических наук / – Воронеж, 2000. – 31 с.

5. Троицкий, О.А. Моделирование действия пинч-эффекта импульсного тока на пластическую деформацию металла / О.А. Троицкий // Вопросы атомной науки и техники. Серия: Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение. 2011. №4(98). С. 124–127.

6. Савенко В.С. Механическое двойникование и электропластичность металлов в условиях внешних энергетических воздействий. Мн.: БГУ. 2003. 200 с.

7. Минько, Д. В. Анализ перспектив применения электропластического эффекта в процессах обработки металлов давлением / Д. В. Минько // Литье и металлургия, 2020. № 4. С. 125–130. <u>https://doi.org/10.21122/1683-6065-2020-4-125-130</u>.

8. Скворцов О.Б. Контроль вибрации с применением аппаратуры NationalInstruments. Сборник трудов XII международной научно-практической конференции "Инженерные и научные приложения на базе технологий NationalInstruments 2013. NIDaysXII ежегодная конференция компании NationalInstruments, ДМК, М. с.78–80.

9. Логвин В. А., Терешко И. В., Шептунов С. А. Изменение дислокационной структуры металлов после воздействия тлеющего разряда // Металлообработка. – 2018. – № 6(108). – С. 45-51. – DOI 10.25960/MO.2018.6.45.

10. Zhou Y., Wu C., Qu Z. and Lin B. Ti6554 titanium alloy electrically assisted compression: modelling and simulation based on dislocation density theory // The 19th International Conference on Metal Forming (MF 2022) IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering 1270 (2022) 012065. IOP Publishing doi:10.1088/1757-899X/1270/1/012065

11. Herbst S., Karsten E., Gerstein G., Reschka S., Nürnberger F., Zaefferer S., Maier H. Electroplasticity Mechanisms in hcp Materials // Advanced Engineering Materials? 2023. V. 25, № 6, DOI - 10.1002/adem.202201912

12. Багмутов, В.П., Паршев С. Н., Полозенко Н. Ю. Формирование структуры и свойств поверхностного слоя стальных изделий электромеханической обработкой // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2007. Т. 4, № 1. – С. 36-40.

13. Эдигаров, В. Р., Литау Е. В., Малый В. В. Комбинированная электромеханическая обработка с динамическим силовым воздействием // Омский научный вестник. – 2015. – № 1(137). – С. 69-72.

УДК: 539.38548.74620.178.746.22 АНАЛИЗ ТРУДНООБНАРУЖИВАЕМЫХ ДЕФЕКТОВ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ТРУБОПРОВОДОВ И РЕЗЕРВУАРОВ Судьин В.В. – к.ф.-м.н., н.с., Кантор М.М. – к.т.н., в.н.с.. Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Ленинский проспект, 49, 119334, Москва, Россия vsudyin@imet.ac.ru

### ANALYSIS OF HARD-TO-DETECT DEFECTS IN WELDED JOINTS OF PIPELINES AND TANKS Sudin V.V. – Ph.D., researcher. Kantor M.M. – Ph.D., leading researcher Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences, Moscow, 119991 Russia

vsudyin@imet.ac.ru

**Abstract.** The results of a study on the causes of failure in oil transport and storage facilities associated with the development of hard-to-detect defects are presented. The mechanisms of crack propagation due to hot cracks and embrittled metal in the overlap areas of the heat affected zones of both original and repair welds have been investigated. Conclusions are drawn regarding potential methods to prevent the occurrence of such defects. **Key words:** hot cracks, fracture, defects, microstructure

**Key words.** not cracks, fracture, defects, finctostructure

Аннотация. Представлены результаты исследования причин разрушения объектов транспорта и хранения нефти, связанных с развитием труднообнаруживаемых дефектов. Исследованы механизмы развития разрушения от горячих трещин и охрупченного металла в области наложения зон термического влияния исходного и ремонтного сварных швов. Сделаны выводы о возможных способах препятствования появлению таких дефектов.

Ключевые слова: горячие трещины, разрушение, дефекты, микроструктура

**Введение.** Надёжность сварного соединения зависит от свойств металла сварного шва и от качества выполнения этого соединения. При монтаже металлоконструкции в полевых условиях его качество зачастую ограничено инженерными особенностями и факторами окружающей среды. Это, в свою очередь, приводит к возникновению дефектов различной степени опасности, реди которых особую роль играют труднообнаруживаемые дефекты. Для предотвращения отказов, возникающих из-за развития таких дефектов сварных швов, необходимо исследование механизмов их возникновения с использованием современных физических методов [1].

Целью данного исследования является выяснение причин отказов, обусловленных развитием в регламентных условиях эксплуатации труднообнаруживаемых дефектов и механизма их образования и развития.

Одним из типов труднообнаруживаемых дефектов являются горячие трещины. Такие трещины образуются при затвердевании сварочной ванны и на начальном этапе, сразу после ввода объекта в эксплуатацию могут иметь раскрытие менее одного микрометра, что не позволяет достоверно фиксировать такие дефекты методами неразрушающего контроля [2, 3]. Возникновение таких трещин широко известно [4, 5]. При эксплуатации конструкции в регламентных условиях горячие трещины могут расти под нормативными нагрузками, создавая значительные риски для конструкционной целостности сооружения.

Области неблагоприятной микроструктуры, возможность обнаружения которых весьма ограничена могут возникать при ремонте конструкций методом заваривания дефектов новым сварным швом. При этом возникают зоны термического воздействия на

металл, существенно меняющие его микроструктуру и механические свойства [6]. Особую опасность может представлять наложение таких зон от монтажного и ремонтного сварных швов.

Материал и методы исследования. Горячие трещины были обнаружены при исследовании отказов магистрального нефтепровода из стали 17Г1С и резервуара 1 из стали 09Г2С. Секция трубопровода содержала сквозную трещину, проходящую по зоне термического влияния и валику сварного шва в месте стыковки трубы и кольцевой вставки. Горизонтальные сварные швы, соединяющие пояса резервуара 1 содержали трещины в металле внешнего валика.

Дефекты, связанные с особенностями микроструктуры были обнаружены в резервуаре 2, изготовленном из стали 09Г2С. Дефект представлял собой трещину протяженностью 150 мм. При детальном исследовании места образования дефекта было установлено, что на данном участке резервуара 2 производился ремонт с применением сварки.

Исследование микроструктуры образцов проводились методами оптической микроскопии, растровой электронной микроскопии с дифракцией отраженных электронов (ДОЭ).

**Результаты.** Сопоставление макродеталей рельефа излома на поверхности разрушения трубопровода позволило сделать вывод о том, что очаг разрушения находился на внутренней поверхности кольцевой вставки. При её изучении в околошовной зоне вблизи магистральной трещины были обнаружены мелкие трещины, распространяющиеся в застывших каплях брызг расплавленного металла, образованных в ходе сварки. Трещины имеют длину до 5 мм и раскрытие в устье до 1 мм (рисунок 1).



Рис. 1. Застывшие капли металла вблизи поверхности разрушения, содержащие трещины.

Исследование сечений участков кольцевой вставки в непосредственной близости к области разрушения показало, что данные трещины зародились в зоне металла, имеющей микроструктуру столбчатой кристаллизации, окруженной зоной термического воздействия на основной металл. На рис. 2 изображено сечение таких трещин, находящейся на расстоянии до 3 мм от границы излома.

Исследование шлифов сечений кольцевой вставки методом ДОЭ показало, что зарождение трещин в металле, имеющем микроструктуру столбчатой кристаллизации, проходило по границам зерен бывшего аустенита (рис. 3а). При этом, одни трещины раскрылись под действием растягивающего напряжения, а другие остались в исходном состоянии, что позволяет оценить их раскрытие в момент зарождения (рис. 3б).





Рис. 2. Сечения трещин, образовавшихся в застывших каплях металла.





Рис. 3. Ориентационная карта сечения трещины в застывшей капле металла на внутренней поверхности кольцевой вставки(А), микрофотография того же участка (Б).

При исследовании поверхности разрушения методом растровой электронной микроскопии на ней были обнаружены участки, имеющие морфологию межзеренного излома с характерным каменистым видом, располагающиеся вблизи поверхностных микротрещин (рис. 4). Изучение поверхности разрушения магистральной трещины показало наличие участков хрупкого излома в местах прохождения трещины по валику сварного шва (рис. 5), что свидетельствует о разрушении металла в критическом интервале температур хладноломкости.

Путём раскрытия в жидком азоте трещин горизонтальных монтажных сварных швов резервуара 1 было установлено, что в некоторых случаях они распространялись до сердцевины шва. Исследование сечений участков с трещинами методом ДОЭ показало, что трещины в основном проходят по границам зерен бывшего аустенита (рис. 6). На пути трещин встречаются участки, пересекающие зерна бывшего аустенита, также вершины трещин находятся внутри таких зёрен. В некоторых случаях трещины переходят из металла сварного шва в околошовную зону основного металла.

Микрофрактографическое исследование поверхности трещин, очищенных от продуктов коррозии, показало, что на последнем этапе их развития произошла смена механизма распространения с межзеренного на транскристаллитный. Это изменение сопровождалось изменением характера излома с каменистого межзеренного на вязкий ямочный. Наблюдаемое изменение механизма роста трещин также подтверждается остановкой некоторых из них внутри зерна бывшего аустенита, наличием участков транскристаллитного разрушения на пути их роста и переходом распространения трещин в основной металл.



Рис. 7. Участок межзеренного излома на поверхности магистральной трещины



Рис. 5. А – участок магистральной трещины. Рамкой выделена область, содержащая хрупкие фасетки., Б – фасетки транскристаллитного скола на выделенном участке

Приведённые наблюдения позволяют утверждать, что трещины резервуара 1 образовались как горячие в момент кристаллизации сварочной ванны и росли в процессе эксплуатации резервуара.

В момент образования горячие трещины могут иметь очень малое раскрытие и зафиксировать их методами неразрушающего контроля проблематично. Для предотвращения образования таких трещин следует контролировать процесс охлаждения сварочной ванны, используя различные методы уменьшения скорости охлаждения, такие как согревающие одеяла, предварительный подогрев кромок и подогрев шва факелом горелки в процессе охлаждения. Также, важно избегать попадания мелких частиц расплавленного металла на поверхности свариваемых деталей.

Наблюдения показали, что горячие трещины представляют реальную опасность для целостности конструкции даже в отсутствии других нарушений регламента сварочных работ. Поскольку изученные нами горячие трещины приобретают размеры, достаточные для обнаружения, в процессе деформации конструкции, их устранение сразу после образования невозможно. При этом, когда появляется возможность обнаружения таких трещин, могут быть потеряны свойства конструкции, заложенные при проектировании.


Рис. 6. Ориентационная карта поперечной трещины сварного шва

Для дефектов резервуара 2 исследование локального химического состава и морфологии неметаллических включений в исследованных сварных швах, показало, что ремонтный сварной шов и монтажный сварные швы были выполнены с использованием различных электродов. Ремонтный сварной шов наносился в несколько проходов, что видно по анализу макро И микроструктуры сварных соединений. Измерение твердости металла показало различные значения в зонах термического влияния вокруг ремонтного шва. Так, твёрдость основного металла листов составляла 175 HV, сварных швов - 165 термического HV, зоны влияния ремонтного шва до 190 HV. Также, металлографический анализ показал, что ремонтный сварной шов содержал непровар и шлаковую пору, ставшие очагом распространения трещины.

По результатам фрактографического электронно-И микроскопического исследований было выявлено, что трещина, распространявшаяся от края шлаковой полости перпендикулярно в направлении внутренней стенки резервуара, является «спящей». Предположительно этот дефект образовался непосредственно во время сварки, а в процессе эксплуатации подрос на глубину до 2 мм. Трещина, распространявшаяся от края шлаковой

полости в сторону внешней стенки, имеет четыре ступени развития. Вначале трещина росла перпендикулярно поверхности, образовав два слоя хрупкого излома общей шириной порядка 300 мкм. Далее распространялась под острым углом около 45 градусов на глубину 1-2 мм и вышла на внешнюю поверхность стенки резервуара. Изменение микроструктуры металла вследствие неоднократного нагрева привело к образованию хрупкой бейнитной микроструктуры (рис. 7). Изменение механических свойств и снижение сопротивляемости распространению разрушения, стали решающим фактором, обеспечившим возможность развития трещины до выхода её на поверхность.

Таким образом, в качестве критического дефекта в данном случае можно выделить не только пору, обнаружение которой возможно методами неразрушающего контроля, но и изменение микроструктуры метала, произошедшее под воздействием высокой температуры в процессе наваривания ремонтного шва. Нерегламентированным фактором, наличие которого может приводить к появлению труднообнаруживаемых дефектов является осуществление ремонта путём заваривания. При этом возможно образование микроструктуры, обладающей существенно сниженными механическими свойствами, по сравнению и с основным металлом, и с зоной термического влияния монтажного шва. Обнаружение таких дефектов методами неразрушающего контроля невозможно т.к. при их образовании не нарушается сплошность материала.



Рис. 7. Микроструктура области наложения зон термического влияния монтажного и ремонтного швов.

Поскольку горячие трещины и дефекты, связанные с изменением микроструктуры, не обнаруживаются при помощи неразрушающего контроля, для устранения отказов, связанных с такими дефектами необходимо принять все меры, способствующие устранению возможности их образования.

Возможным методом предотвращения отказов, связанных с горячими трещинами, является мониторинг выполнения сварочных операций с записью всех параметров процесса. А устранению дефектов микроструктуры может поспособствовать запрет ремонта методом наваривания ремонтного шва вблизи монтажных сварных швов.

### Литература

1. Кантор М. М., Судьин В. В., Боженов В. А. Применение метода дифракции отраженных электронов для изучения коррозионного растрескивания под напряжением магистральных трубопроводов //Вести газовой науки. – 2016. – №. 3 (27). – С. 30-36

2. Гривняк И. Свариваемость сталей //М.: Машиностроение. – 1984. – Т. 216.

3. Шоршоров М. Х., Чернышова Т. А., Красовский А. И. Испытания металлов на свариваемость. – "Металлургия,", 1972.

4. Shankar V., Devletian J. H. Solidification cracking in low alloy steel welds //Science and Technology of Welding and Joining.  $-2005. - T. 10. - N_{\odot}. 2. - C. 236-243.$ 

5. Прохоров Н. Н. Технологическая прочность сварных швов в процессе кристаллизации //М.: Металлургия. – 1979.

6. Ohya K. et al. Microstructures relevant to brittle fracture initiation at the heat-affected zone of weldment of a low carbon steel //Metallurgical and Materials Transactions A. -1996. -T. 27.  $-N_{2}$ . 9. -C. 2574-2582.

# ИССЛЕДОВАНИЕ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В СВАРНОМ СОЕДИНЕНИИ ПЛАСТИН ИЗ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА МЕТОДОМ СВЕРЛЕНИЯ БОЛЬШОГО ОТВЕРСТИЯ

Усов С.М.<sup>1</sup> – ведущий инженер, Разумовский И.А.<sup>2</sup> – д.т.н., главный научный сотрудник <sup>1</sup> НИКИЭТ им. Н.А. Доллежаля, Москва, Россия <sup>2</sup> ИМАШ РАН, Москва, Россия usov@nikiet.ru

# INVESTIGATION OF RESIDUAL STRESSES IN WELDED JOINT OF ALUMINUM ALLOY PLATES VIA LARGE HOLE DRILLING METHOD

Usov S.M.<sup>1</sup> – Lead Engineer, Razumovsky I.A.<sup>2</sup>– DSc, Chief Researcher, <sup>1</sup>N.A. Dollezhal Research and Development Institute of Power Engineering, <sup>2</sup>Mechanical Engineering Research Institute of the Russian Academy of Science, usov@nikiet.ru

**Abstract**. This work examines methodological features and results of an experimental study of inhomogeneous residual stress field in the welded joint of thin plates made of aluminum alloy 1163T by using "large hole" drilling method. Digital image correlation method was used to register displacement fields that occur after drilling a hole. At the same time, taking into account warping of the plate, registration of tangential fields was carried out for each of the two surfaces of specimen.

**Keywords:** inhomogeneous field of residual stresses, large hole drilling method, digital image correlation method.

Аннотация. Рассмотрены методические особенности и представлены результаты экспериментального исследования неоднородного поля остаточных напряжений (OH) в сварном стыковом соединении тонких пластин из алюминиевого сплава 1163T с применением способа сверления «большого отверстия». Для регистрации полей перемещений, возникающих при сверлении отверстия, использовался метод корреляции цифровых изображений. При этом с учётом имевшего место коробления пластины регистрация полей тангенциальных проводилась для каждой из двух поверхностей исследуемого объекта.

Ключевые слова: неоднородное поле остаточных напряжений, метод сверления «большого отверстия», метод корреляции цифровых изображений.

Целью исследования, результаты которого изложены в настоящей работе, является оценка практических возможностей применения метода сверления «большого отверстия» (МБО) для исследования неоднородных полей ОН в реальном объекте в виде сварного стыкового соединения, изготовленного из алюминиевого сплава.

Теоретические основы МБО – экспериментально-расчетного метода определения существенно неоднородных полей ОН в плоских деталях – изложены в работах [1,2]. В отличие от хорошо известного и активно применяемого на практике при исследованиях однородных полей ОН «классического» метода сверления отверстия [4,5 и др.] МБО базируется на полученном Н.И. Мусхелишвили [6] общем решении плоской задачи теории упругости для пластины неограниченных размеров с круговым отверстием, на контуре которого действуют произвольные нормальные и тангенциальные нагрузки, которые в этом случае рассматриваются как искомые ОН. В работах приведены результаты [1-3] разработки алгоритмов и программ математической обработки экспериментальных данных в виде зарегистрированных поляризационно-оптическими или оптико-цифровыми методами полей деформаций ([1]) или тангенциальных перемещений ([2,3]), возникающих

после сверления отверстия. На основе численных экспериментов, а также экспериментальных исследований тестовых задач, моделирующих высокоградиентные (вплоть до разрывных) распределения ОН, были установлены требования к точности, объему и выбору зон локализации используемой экспериментальной информации, выполнение которых обеспечивает высокую точность определения ОН.

Исследуемый образец. Образец представлял собой соединение двух пластин алюминиевого сплава 1163Т толщиной 1,4 мм, сваренных в стык с применением аргоновой сварки. Размеры образца – 20×24 мм (рис. 1а). Как видно на рис. 1а, форма технологического исполнения сварного шва весьма далека от идеальной, а его ширина колеблется в пределах от 6,5 до 8,7 мм. Более того, можно было заметить, что плоскости первого и второго элементов сварного соединения расположены под некоторым углом, и следовательно, помимо ОН, действующих в плоскости пластины, можно было ожидать наличие изгиба. Тем не менее, с учётом перспектив применения МБО на практике (а также того факта, что методика и разработанное программное обеспечение позволили сделать процесс исследования малотрудоёмким) было принято решение провести исследование именно такого «реального» образца. При этом с учётом отмеченных выше обстоятельств, регистрация деформационных откликов, возникающих после высверливания отверстия – индикатора ОН, выполнялась на двух противоположных поверхностях.



Рис. 1. Исследуемый образец (a) и общий вид испытательного оборудования с установленным образцом и системой <u>КШИ</u> VIC-3D (б)

**Методика проведения** эксперимента. Для регистрации деформационного отклика в виде полей тангенциальных перемещений U(x, y), V(x, y) применена система Correlated Solutions VIC-3D, реализующая метод корреляции цифровых изображений (КЦИ) [7]. Этот метод как способ цифровой регистрации полей перемещений поверхностей в 2D- и 3D-форматах в последние годы нашел широкое применение не только в научно-исследовательской, но и в инженерной практике. Будучи в настоящее время менее чувствительным, чем метод электронной цифровой спеклинтерферометрии (ЭСИ) [8], метод КЦИ имеет перед ним ряд преимуществ: нечувствительность к общему смещению измеряемого объекта как жесткого целого, возможность установки оборудования на достаточно большом расстоянии относительно объекта измерения, и наличие стандартной аппаратуры для практического применения метода.

На рис. 16 представлен общий вид испытательного оборудования с установленным образцом и системой КЦИ VIC-3D. Образец установлен на оптическом столе с помощью крепления, позволяющего снятие и установку с погрешностью не более 1 мм в двух положениях: для регистрации одной (А) и обратной (Б) поверхности образца. Система КЦИ при проведении эксперимента не перемещалась.

Регистрация возникающих после высверливания отверстия полей тангенциальных перемещений выполнялась следующем образом:

1) при помощи аэрозольной краски на каждую из поверхностей была нанесена так называемая спекл структура, представляющая собой хаотичные пятная чёрной краски на белом фоне;

2) образец был установлен на оптическом столе с помощью крепления в положение для регистрации поверхности А (рис. 1б);

3) настроена и откалибрована оптическая система КЦИ;

4) с помощью системы КЦИ зарегистрирована исходная спекл структура на поверхности А (рис.1а);

5) образец переустановлен на интерферометрическом столе и зарегистрирована исходная спекл структура на поверхности Б;

6) образец был снят с оптического стола, установлен на фрезерный станок, на котором было выполнено высверливание отверстия;

7) образец возвращён на оптический стол, выполнена регистрация спекл структуры поверхности А после сверления отверстия;

8) образец переустановлен на интерферометрическом столе для регистрации спекл структуры на поверхности Б.

Заметим, что процедура переустановки образца на интерференционном столе не вносит дополнительных погрешностей измерений, так как метод КЦИ позволяет регистрировать и компенсировать общее смещение исследуемого объекта как жесткого целого [7].

Отверстие выполнялось при помощи фрезы диаметром 26,8 мм со скоростью резания 120 об/мин. Как это следует из характера полученных интерференционных картин перемещений, такой режим обеспечил отсутствие дополнительных напряжений в окрестности контура отверстия.

**Обработка экспериментальных данных.** На рис. 2 представлены полученные на основе метода КЦИ картины полей тангенциальных перемещений U(x, y), V(x, y), возникающих на поверхностях образца после высверливания отверстия.

Диапазон перемещений в рассматриваемых зонах составил порядка ± 10 мкм, а соотношение полезного сигнала к шуму показывает техническую целесообразность применения средств измерений на основе КЦИ для получения деформационного отклика на высверловку отверстий подобного «большого» диаметра на образцах из алюминиевых сплавов.

На полихроматических картинах можно увидеть, что некоторые области поля перемещений в рассматриваемой зоне (рис. 2a, б) демонстрируют слабое затухание по мере удаления от контура отверстия. Это не в полной мере соответствует заложенной в МБО модели функции перемещений, вызванных высвобождением ОН на контуре отверстия, и может говорить о наличии дополнительных деформаций, полученных в процессе механической обработки образца на фрезерном станке из-за его малой толщины.

Для подготовки полученных оптической системой данных для расчёта по МБО были выполнены следующие математические операции:

1) Определение положения отверстия. По форме массива «пустых» точек в данных VIC-3D (точек подобластей, потерянных между двумя кадрами вследствие появления отверстия) определялось положение контура отверстия стандартными средствами Matlab для распознавания форм на цифровых изображениях.

2) Компенсация смещения и поворота как жёсткого целого. Для этого крайние точки полей перемещений U(x, y), V(x, y) были аппроксимированы линейными функциями смещения и поворота поверхности, затем числовые значения полученных функций были вычтены из исходных полей перемещении.

3) Выбор зоны данных для обработки. В соответствии с рекомендациями [3], перемещения, зарегистрированные в точках, расположенных в непосредственной близости от контура отверстия исключалось из массивов экспериментальных данных, используемых при дальнейших расчётах. На рис. 2 соответствующая область в виде кольца толщиной 4 мм показана штриховой линией. Внешняя граница области представляет собой квадрат со стороной 80 мм.

Таким образом для аппроксимации данных по МБО были подготовлены данные по поля тангенциальных перемещений, включающие ~ 40 000 точек.



Рис. 2. Полихроматические картины распределений перемещений U(x,y) – (a, в) и V(x,y) – (б, г) на передней (a, б) и обратной (в, г) сторонах образца, полученные методом КЦИ после высверливания отверстия D = 26,8 мм: – контур отверстия; --- внутренняя граница области обработки данных

**Результаты.** Распределения ОН  $\sigma_x$ ,  $\sigma_y$  и  $\tau_{xy}$  по контуру отверстия, полученные на основе математической обработки картин тангенциальных перемещений с использованием методического подхода и программы, изложенных в работах [1,2], приведены на рис. 3. При обработке данных было выполнено несколько вариантов расчёта, в которых учитывалось разное количество членов разложения функции напряжений *n*, описывающих искомые поля ОН [2]. Было установлено, что для адекватного представления результатов выполненного эксперимента в рассмотренной задаче можно принять *n* = 5.

Для наглядности полученные распределения ОН представлены в виде диаграмм распределения нормальных к контуру отверстия напряжений  $\sigma_{rk}$  на рис. 4. Можно заметить, что распределения ОН поверхностях A и B существенно отличаются друг от друга и полученные распределения не являются зеркальными отражениями, что было бы



Рис. 3. Распределения компонент ОН σ<sub>x</sub>, σ<sub>y</sub> и τ<sub>xy</sub> на контуре отверстия – индикатора ОН на основе обработки полей перемещений, зарегистрированных на поверхностях A(a) и Б (б) образца



Рис. 4. Диаграммы распределения нормальной компоненты ОН  $\sigma_n$  по контуру отверсти. на поверхностях A(a) и E(b) образца, полученные MEO c n = 5:

— – контур отверстия; – область сварного шва

ожидаемо, так как указанные данные получены для одного и того же отверстия с двух сторон образца. В то же время видно, что распределения ОН в области сварного соединения на стороне А имеют сжимающий характер относительно отверстия, а на стороне Б – растягивающий, что показывает существенную неоднородность распределения ОН не только в плоскости пластин (направлениях *x*,*y*), но также по их толщине.

Увеличение количества членов разложения функции напряжений до n = 7 показывает распределения напряжений, схожие с представленными на рис. 4. Но дальнейшее увеличение числа n приводит к резкому увеличению осцилляций функций напряжений без видимого улучшения детальности получаемых данных. По-видимому, это связано с наличием шума в первичных данных системы КЦИ [1].

Выводы. На основе анализа результатов исследования можно сделать следующие общие выводы.

1. Как это следует из рис. 3, распределение ОН на поверхностях *A* и *Б* существенно отличаются друг от друга. Это означает, что, как и предполагалось, в исследуемом образце помимо напряжений, действующих в плоскости его серединного сечения, в зонах сварного соединения имеет место локальный изгиб. Следовательно, строго говоря, в исследуемом объекте возникает пространственное НДС и полученные результаты можно рассматривать только в качестве приближённой оценки ОН.

2. Распределение ОН, полученное на основе обработки экспериментальной информации, зарегистрированной на поверхности *A* (рис. 3а), следует признать весьма близким к ожидаемому; максимальные напряжения возникают в зоне сварного шва, а по мере удаления от зоны сварки существенно затухают.

3. Распределение OH, полученное на основе обработки данных, зарегистрированных на поверхности E (рис. 36), принципиально отличается от представленного на рис 3а. По-видимому, вследствие отмеченных выше недостатков технологического исполнения сварного шва, имеющего как локальные отклонения от прямой линии, как и флуктуации толщины, в зоне сварки имеет место весьма сложное распределение OH, характеризующееся не только изгибом, но также существенно изменяющееся вдоль направления шва (оси x).

4. Несмотря на отмеченные сложности в интерпретации полученных результатов, можно сделать вывод, что они дают крайне важную информацию о распределении ОН, которую следует учитывать при оценки прочности и ресурса. Заметим, что при столь сложном распределении ОН в зоне сварных швов классический метод сверления малого отверстия может привести к совершенно неадекватным результатам.

5. Результаты проведенных исследований подтверждают практическую возможность применения МБО совместно с оптическими средствами измерений на основе метода КЦИ для оценки неоднородных распределений ОН в сварных соединениях пластин.

#### Литература

1. Разумовский И.А., Усов С.М. Развитие метода сверления отверстия применительно к исследованию неоднородных полей статочных напряжений // Проблемы машиностроения и автоматизации. 2021. №3. С. 102-109.

2. Разумовский И.А., Усов С.М. К исследованию высокоградиентных полей остаточных напряжений на основе математической обработки полей перемещений, зарегистрированных оптико-цифровыми методами // Проблемы машиностроения и автоматизации. 2022. № 3. С. 57-63.

3. Усов С.М., Разумовский И.А. К исследованию неоднородных полей остаточных напряжений способом сверления «большого отверстия» в сочетании с методом корреляции цифровых изображений // Проблемы машиностроения и автоматизации. 2024. № 2. С. 96-103.

4. Попов А. Л., Козинцев В. М., Челюбеев Д. А., Левитин А. Л. Метод отверстия в диагностике остаточных напряжений // Прикладная математика и механика. 2021. Т. 85. № 2. С. 210-238.

5. ASTM E 837-13a. Standard Test Method for Determining Residual Stresses by Hole-Drilling Strain-Gage Method. 0301st ed Philadelphia: ASTM International, 2013. 17 p.

6. Мусхелишвили Н.И. Некоторые основные задачи математической теории упругости. М.: Наука. 1966. 707 с.

7. Sutton M.A., J.-J. Orteu, H. Schreier. Image Correlation for Shape, Motion and Deformation Measurements. Univ. of South Carolina USA. 2009. 364 p.

# ПРИМЕНЕНИЕ ВИБРОДИАГНОСТИКИ ДЛЯ КОНТРОЛЯ ПРОЦЕССОВ СМЯТИЯ МЕТАЛЛА И ПОДРАСТАНИЯ ТРЕЩИНЫ В УСЛОВИЯХ СТАТИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ

Махутов Н.А.– чл.-корр. РАН, Васильев И.Е.– к.т.н., с.н.с., Фурсов В.Ю.– м.н.с., Скворцов Д.Ф. – н.с. Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН vie01@rambler.ru

THE USE OF VIBRATION DIAGNOSTICS TO CONTROL THE PROCESS OF METAL CRUMPLING AND CRACK GROWTH UNDER STATIC LOADING Makhutov N.A.– associate member RAS, Dr. Sci., chief researcher, Vasil`ev I.E.– Cand. Sci., senior researcher, Fursov V.Yu.– junior research assistant, Skvortsov D.F.– research associate Federal Budget-funded Institute for Machine Science named after A.Blagonravov RAS vie01@rambler.ru

**Abstract.** The present experiment was conducted in order to study the possibility of using vibration diagnostics to control the process of metal crumpling and crack growth in the crumple zone of the weld seam in a  $17\Gamma$ C-1 steel sample cut from the main pipeline.

Key words: vibration diagnostic, tear test, crack growth, weld seam, wavelet analysis.

Аннотация. Настоящий эксперимент был проведен с целью изучения возможности использования вибродиагностики для контроля процессов смятия металла и роста трещины в зоне продира сварного шва в образце из стали 17ГС-1, вырезанном из трубопровода.

Ключевые слова: вибродиагностика, испытание на разрыв, подрастание трещины, сварной шов, вейвлетный анализ.

В ходе проводимых исследований изучалась возможность использования вибродиагностики (ВБД) для контроля за состоянием конструкционного материала в процессе его смятия и разрыва. Эксперименты проводились в ходе испытания на смятие и разрыв образцов со сварным швом из трубной стали 17ГС-1, вырезанного из магистрального трубопровода. На рис. 1 показана форма исследуемого образца с габаритными размерами 360х25х14 мм в зоне исследования, а также область продира металла глубиной до 3 мм и шириной 6 мм, выполненная по кромке сварного шва.



Рис. 1. Исследуемый образец из стали 17ГС1 со сварным швом

На рис. 2 показана установка исследуемого образца и диагностического оборудования при выполнении продира – смятия материала вдоль кромки сварного шва.

Для проведения ВБД использовался виброанализатор «Оникс», выпускаемый ООО «Диамех-2000», с акселерометрами AC102-1A, позволяющими проводить исследования в частотном диапазоне от 2 до 40 тысяч герц.



Рис. 2 – Испытания образца на нагружающем стенде 1 – образец; 2 – оснастка крепления образца; 3 – упоры; 4 – грузовой клин; 5 –нагружающая траверса; 6 – преобразователи АЭ; 7 – предусилители ПАЭ; 8 – акселерометры AC102-1A (A и B)

Нагружение образца проводилось на установке MTS-50 в ручном режиме повышения сминающего воздействием грузового клина на сварной шов образца. Несмотря на наличие, поддерживающих образец упоров (3), наблюдался незначительный прогиб образца (не более 2 мм) в зоне воздействия грузового клина.

На рис. 3 представлена осциллограмма (a), совмещённая с линией нагружения клина (P), и частотный спектр  $(\delta)$ , зарегистрированных преобразователем A импульсов ускорения смятии металла вдоль кромки сварного шва.





Запись регистрируемых сигналов виброанализатор "Оникс" осуществлял в течение 82 секунд – времени максимального заполнения буферной памяти (4 Гб) в диапазоне частот до 5 кГц.

На Рис. 4 показана спектрограмма, ось абсцисс которой отражает частотное распределение регистрируемых импульсов ускорения в килогерцах, а ось ординат временное их распределение в секундах. Цветом отображена энергетическая плотность распределения сигналов ( $\overline{H}$ , дБ/Гц). Спектральный анализ проводится на основе непараметрического метода Уэлча, представляющего усовершенствованную версию периодограммы, направленную на уменьшение дисперсии спектра [1-3].



Рис. 4. Спектрограмма распределения плотности энергии регистрируемых импульсов, регистрируемых преобразователем А в процессе смятия металла, полученная с применением метода Уэлча

Как следует из рис. 4, уже на седьмой секунде эксперимента энергия регистрируемых импульсов достигала максимальных значений в диапазоне частот порядка 200 Гц. Последующие скачки расширения диапазона частот с максимальной энергией соответственно до 300, 400 и 1800 Гц происходили на 18, 32 и 38 секундах продвижения клина. Такие изменения вибрационной картины, очевидно, обусловлены расширением зоны смятия, прогибом образца и снижением сопротивления металла действию сминающей нагрузки, которая заметно падала после 45 секунды нагружения (рис. 3, *a*). При этом, как следует из спектрограммы рис. 4, максимальная энергия регистрируемых импульсов фиксировалась в диапазонах частот от 40 до 400 Гц и 1600 -1800 Гц.

После продира металла вдоль кромки сварного шва выполняли испытания образца на разрыв, которые проводили на установке MTS-50 в ручном режиме нагружения. Для ВБД использовали виброанализатор «Оникс» с акселерометрами AC102-1A, которые устанавливали оппозитно с двух сторон образца, как показано на рис. 5.



Рис. 5. Образец в захватах установки MTS-50 при испытаниях на разрыв 1, 2 – ПАЭ; 3 и 4 – струбцины; А и В – акселерометры

Прорастание магистральной трещины от места её зарождения, отмеченного стрелкой на рис. 1, как видно из рис. 6, происходило в течение трех секунд вдоль кромки продира сварного шва при повышении нагрузки до 239 кН.



Рис. 6. Разрыв образца вдоль кромки продира сварного шва

На 33 с эксперимента при P=239 кН был зарегистрирован высокоэнергетический импульс (рис. 7, *a*), амплитуда которого превышала 6 м/с<sup>2</sup>, а длительность достигала 20 мс. Импульс был генерирован первым большим скачком развивающейся трещины. Из представленного фрагмента осциллограммы на рис. 7, *a*, зарегистрированного в период 30-40 с эксперимента, хорошо видно, что процесс подрастания трещины в течение трех секунд сопровождалось серией из 17 повторяющихся импульсов с меньшей амплитудой и длительностью до момента потери образцом несущей способности и резкого снижения нагрузки Каждый из этих импульсов был генерирован скачкообразным подрастанием магистральной трещины, распространяющейся вдоль кромки продира в процессе хрупкого разрушения образца по краю сварного шва (рис. 6).



Рис. 7. Осциллограмма (а)и скалограмма (б) импульсов ускорения смещений поверхности образца, регистрируемая в период разрыва образца преобразователем В

Как известно [1-3], используемые при обработке сигналов вейвлетные преобразования, дают развертку спектра Фурье, как в частотном, так и временном диапазоне значений. Применение спектрограмм или скалограмм, отражающих относительный вклад частотного и временного параметров в плотность распределения энергии сигнала, позволяет получить локализованную энергетическую информацию о процессе. Представленная на рис. 7, *б* скалограмма, построенная с применением вейвлета Морле [1], позволила точно определить основные резонансные частоты: 130 Гц, 400 Гц и 1130 Гц, регистрируемые в период роста магистральной трещины.

На рис. 8 приведена спектрограмма, построенная на основании непараметрического метода Уэлча [3], позволяющего снизить дисперсию спектра и повысить его стабильность.



*Рис. 8. Спектрограмма преобразователя А, полученная с применением метода Уэлча распределения плотности энергии регистрируемых импульсов в процессе разрыва образца* 

Как следует из спектрограммы на рис. 8, после 33 секунды наблюдается кардинальное изменение энергетического спектра регистрируемых импульсов, вызванного скачками подрастания магистральной трещины в месте разрыва сварного шва. При этом происходит резкое увеличение амплитуд и энергии импульсов ускорения смещения поверхности во всем диапазоне частот. Из спектрограммы видно, что до скачка магистральной трещины на 33 с эксперимента основная энергия импульсов регистрировалась в диапазонах частот 950-1000 Гц и 1800-2200 Гц. Хрупкое разрушение материала по кромке продира сварного шва, сопровождаемое скачками прорастания магистральной трещины, заметно снизило уровень несущих частот. После 33 с вибродиагностики на спектрограмме можно выделить три характерных интервала: 100 – 400 Гц, 700 – 850 Гц и 100-1100 Гц, отражающие динамику ускоренного роста магистральной трещины.

Результаты, полученные в ходе выполненных экспериментов при смятии металла по кромке сварного шва и последующего разрыва образца, свидетельствуют об эффективности применения ВБД для регистрации процессов при динамической перестройке структуры конструкционного материала.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 20-19-00769-П).

### Литература

1. <u>Mallat S.G.</u> A Wavelet Tour of Signal Processing. The Sparse Way. <u>Elsevier</u>: Academic Press. 2009. 805 p.

2. Егорова Е.В., Аксяитов М.Х., Рыбаков А.Н. Методы повышения эффективности вейвлет преобразований при обработке, сжатии и восстановления радиотехнических сигналов. Монография. Тамбов: Консалтинговая компания «Юком», 2019. 84 с.

3. Гулай А.В., Зайцев В.М. Интеллектная технология вейвлет-анализа вибрационных сигналов // Доклады БГУИР. Минск: Белорусский государственный университет информатики и радиоэлектроники. 2019. Т. 126. № 7–8. С.101-108.

УДК 620.179.17

# ВЫЯВЛЕНИЕ МЕСТОПОЛОЖЕНИЯ РАЗВИВАЮЩИХСЯ ПОВРЕЖДЕНИЙ В КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛАХ ПО РЕЗУЛЬТАТАМ ПОСТРОЕНИЯ ЛИНЕЙНОЙ ЛОКАЦИИ ИСТОЧНИКОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ<sup>6</sup>

**Матвиенко Ю.Г.<sup>1</sup>** – д.т.н., проф., зав. отд., **Чернов Д.В.<sup>1</sup>** – к.т.н., с.н.с., **Баландин Т.Д.** – инж.-иссл., **Турбин Н.В.** – вед. инж., **Родин Н.А.** – инж. <sup>1</sup>Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия <sup>2</sup>Национальный исследовательский университет «МАИ», Москва, Россия е-mail: <u>chernovdv@inbox.ru</u>

## IDENTIFYING THE DEVELOPING DAMAGED FEATURES LOCATION IN COMPOSITE MATERIALS BASED ON THE RESULTS OF ACOUSTIC EMISSION SOURCES LINEAR LOCATION CONSTRUCTING

Matvienko Yu.G.<sup>1</sup> – D.Sc. (Tech.), Prof., Head of Department, Chernov D.V.<sup>1</sup> – Ph.D. (Tech.), Senior Researcher, Balandin T.D. – Research Engineer, Turbin N.V. – Lead Engineer, Rodin N.A. – Engineer

<sup>1</sup>Mechanical Engineering Research Institute of the Russian Academy of Sciences <sup>2</sup>Moscow Aviation Institute (National Research University) e-mail: chernovdv@inbox.ru

**Abstract.** The paper is devoted to the study of the features of constructing a linear location of acoustic emission (AE) sources used to determine the most damaged areas in products made of polymer composite materials (PCM). To solve the problem, an algorithm for constructing a linear location is proposed based on comparing the coordinates of acoustic signal sources with the values of the quantile of the empirical energy distribution function of AE events ( $[E_i]_{p=0.85}$ ) at the *p*=0.85 level. As a numerical criterion used to assess the accuracy of constructing a linear location, the ratio of the total value of the AE parameters, recorded in the coordinates *X* = [10-20] mm and *X* = [100-110] mm, is calculated. As a result of testing the proposed algorithm, the value of the numerical criterion increased from 1.03 to 16.2.

Keywords: acoustic emission, composite materials, statistical analysis, linear location

Аннотация. Работа посвящена исследованию особенностей построения линейной локации источников акустической эмиссии (АЭ), используемой для определения наиболее поврежденных зон в изделиях из полимерных композиционных материалов (ПКМ). Для решения поставленной задачи предложен алгоритм построения линейной локации, основанный на сопоставлении координат источников акустических сигналов со значениями квантиля эмпирической функции распределения энергии АЭ событий ( $[E_i]_{p=0,85}$ ) уровня p=0.85. В качестве численного критерия, используемого для оценки точности построения линейной локации, рассчитано соотношение суммарных значений АЭ параметров, зарегистрированных в координатах X = [10-20] мм и X = [100-110] мм. В результате апробации предложенного алгоритма значение численного критерия увеличилось с 1,03 до 16,2.

Ключевые слова: акустическая эмиссия, композиционные материалы, статистический анализ, линейная локаций

### Введение

Одной из наиболее актуальных задач технической диагностики является оценка

<sup>&</sup>lt;sup>6</sup> Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда, проект № 24-19-00117

фактического состояния изделий из полимерных композиционных материалов (ПКМ). В настоящее время ПКМ используют во многих областях промышленности, в том числе при создании силовых конструкций современных технических устройств [1, 2]. Широкое применение ПКМ обусловлено их высокой удельной прочностью и жесткостью, что позволяет в значительной степени уменьшить вес конструкций [3, 4]. Несмотря на перечисленные выше достоинства, изделия из ПКМ обладают рядом недостатков, требующих подробного изучения И анализа. Особенностью современных конструкционных ПКМ является их сложная многослойная структура, для которой свойственны специфические типы дефектов, такие как расслоения, растрескивание матрицы и разрывы волокон, определение местоположения которых является актуальной задачей технической диагностики.

Для определения местоположения развивающихся повреждений используют реализуемые с системы непрерывного мониторинга, использованием методов неразрушающего контроля. Одним из наиболее распространенных методов, используемых в системах мониторинга состояния конструкций, является метод акустической эмиссии. Метод акустической эмиссии (АЭ) основан на явлении генерации упругих волн при образовании и развитии дефектов в материале контролируемого изделия [5]. Для проведения АЭ мониторинга используют многоканальные системы регистрации и обработки акустических сигналов. Регистрация импульсов акустической эмиссии осуществляется с помощью пьезоэлектрических преобразователей, установленных на поверхность контролируемых изделий с помощью контактной смазки. Применение контактной смазки обусловлено необходимостью снижения акустического импеданса межли объектом контроля и приемными преобразователями для повышения чувствительности метода АЭ. По результатам обработки импульсов АЭ осуществляется оценка степени опасности источников акустических сигналов и построение координатной локации развивающихся повреждений [6-9].

Построение координатной локации источников АЭ осуществляется по параметрам разности времен регистрации (PBP) импульсов АЭ преобразователями антенной решетки  $(\Delta t)$  и значению скорости ( $V_{AE}$ ). Для определения скорости распространения импульсов АЭ в материале контролируемого изделия проводится серия предварительных испытаний по генерации акустических сигналов при помощи имитатора Су-Нильсена. Методика проведения испытаний заключается в имитации источника АЭ путем слома грифеля механического карандаша диаметром 0,3 мм. Необходимо отметить, что значение VAE в значительной степени зависит от частотных характеристик полосы пропускания фильтров. амплитудно-частотных характеристики пифровых измерительных преобразователей и дисперсионных свойств акустических сигналов. Для минимизации влияния перечисленных выше факторов может быть использована методика построения атласа значений РВР импульсов АЭ преобразователями антенной решетки [10, 11]. Достоинством такого подхода является повышение точности результатов построения координатной локации без использования параметра VAE. Для достижения высокой точности необходимо проведение большого количества предварительных испытаний, состоящих в имитации импульсов АЭ в заранее заданных координатах.

Настоящая работа посвящена повышению точности построения линейной локации источников АЭ, возникающих в процессе квазистатического нагружения образца из ПКМ. По результатам обработки и статистического анализа экспериментальных данных определены наиболее информативные АЭ параметры, использование которых позволяет осуществлять достоверное построение линейной локации развивающихся повреждений в материале контролируемого изделия.

#### Обсуждение результатов экспериментальных исследований

Для разработки методики построения линейной локации развивающихся повреждений проведена серия экспериментальных исследований по квазистатическому

растяжению плоского образца до разрушения. Образец был изготовлен ИЗ конструкционного углепластика, собранного в пакет из монослоев однонаправленного препрега. Направления укладки монослоев толщиной 136 мкм в исследуемом образце размером 250х25х2,2 мм соответствовали [±45]<sub>4s</sub> относительно оси приложения нагрузки. Нагружение образца осуществлялось на испытательной машине «Instron 5982» с электромеханическим приводом с постоянной скоростью движения верхнего подвижного захвата, равной 1 мм/мин. Схема нагружения композитного образца до разрушения представлена на рисунке 1.



*Рис. 1. Схема нагружения композитного образца до разрушения: а) – зависимость уровня приложенной нагрузки (P) от времени (τ) б) – зависимость перемещения подвижного захвата (Δl) от времени (τ)* 

Как показано на рис. 1а, нагружение композитного образца осуществляли в три этапа – на первом этапе нагружение проводили до нагрузки P = 3 кH с последующей разгрузкой, на втором этапе – до нагрузки P = 7 кH с последующей разгрузкой, на третьем этапе образец нагружали до разрушения. Разрушение образца было зарегистрировано на  $\tau = 1065$  секунде проведения экспериментальных исследований при достижении уровня приложенной нагрузки  $P \approx 16,5$  кH и деформации образца  $\Delta l \approx 30,8$  мм (рис. 1б).

Регистрация импульсов АЭ осуществлялась с помощью пары пьезоэлектрических преобразователей «VS150-RIC», подключенных к системе регистрации и обработки данных «Vallen AMSY-6». Для обеспечения необходимого акустического контакта два приёмных преобразователя АЭ (ПАЭ №1 и ПАЭ №2) устанавливали на поверхность композитного образца через слой контактной смазки и закреплялись с помощью струбцин. Общий вид испытательной установки с закреплённым образцом представлен на рис. 2.



Рис. 2. Образец из композиционного материала при испытании квазистатическим растяжением с применением системы акустической эмиссии: 1 – композитный образец; 2 – квазирезонансные преобразователи АЭ «VS150-RIC»; 3 – струбцины

На начальном этапе исследований определялись оптимальные параметры

измерительной системы «Vallen AMSY-6». Порог дискриминации импульсов АЭ был рассчитан из условия  $u_{th} \ge u_n + 6$  дБ ( $u_{th}$  – порог дискриминации импульсов АЭ,  $u_n$  – максимальная амплитуда шумовых сигналов) и составил  $u_{th} = 40$  дБ. Для снижения влияния шумовых сигналов на результаты АЭ-диагностики полоса пропускания цифровых фильтров измерительной системы была выбрана равной  $\Delta f_p = 95-850$  кГц. импульсов осуществлялась помощью Регистрация AЭ с квазирезонансных преобразователей «VS150-RIC» со встроенным предусилителем с коэффициентом усиления 34 дБ. Полоса пропускания используемых преобразователей соответствует  $\Delta f_s = 100-400$  кГц с максимальной чувствительностью на частоте 150 кГц. Выбранные частотные характеристики измерительной аппаратуры позволяют в значительной степени снизить влияние механических и электромагнитных шумов, регистрируемых на частотах менее 95 кГц и свыше 400 кГц соответственно.

Для построения линейной локации источников акустических сигналов, возникающих в процессе нагружения композитного образца, было рассчитано значение скорости распространения импульсов АЭ ( $V_{AE}$ ). Расчет значения скорости осуществлялся по результатам предварительных испытаний, состоящих в генерации акустических сигналов с использованием имитатора Су-Нильсена. Значение скорости составило  $V_{AE} = 3250$  м/с при максимальном размере локационной зоны B = 120 мм, соответствующей расстоянию между преобразователями акустической эмиссии (ПАЭ). На рис. 3 представлен результат построения линейной локации источников АЭ с использованием стандартного алгоритма.



Рис. 3. Линейная локация источников АЭ, возникающих в процессе квазистатического нагружения композитного образца

По результатам построения линейной локации были определены два локальных максимума распределения АЭ событий: 1) в координате X = 10 мм зарегистрировано  $N_L = 763$  событий; 2) в координате X = 110 мм зарегистрировано  $N_L = 738$  событий. По сопоставлению количества АЭ событий в координатах X = 10 мм и X = 110 мм невозможно однозначно определить наиболее поврежденную область контролируемого объекта, так как суммарные значения АЭ событий в отмеченных координатах сопоставимы друг с другом. В связи с этим необходимо разработать новые подходы в обработке результатов АЭ мониторинга кинетики накопления повреждений при квазистатическом нагружении композитных образцов.

Одним из возможных решений существующей проблемы является построение линейной локации источников акустических сигналов по кумулятивным и статистическим характеристикам АЭ событий. Расчет приведенных выше параметров осуществлялся по значениям амплитуды  $(u_m)$ , энергии  $(E_i)$ , длительности  $(t_i)$  и усредненной частоты выбросов  $(N_i/t_i)$  АЭ событий. В качестве статистического параметра выбрано значение

квантиля эмпирической функции распределения АЭ параметров уровня p = 0.85. На рис. 4 представлен результат построения линейной локации по значениям высокоуровневого квантиля ЭФР энергии АЭ событий ( $[E_i]_{p=0,85}$ ).



Рис. 4. Построение линейной локации источников акустических сигналов по результатам расчета высокоуровнего квантиля эмпирической функции распределения энергии АЭ событий

Как показано на рис. 4, наибольшее значение параметра  $[E_i]_{p=0,85}$  было зарегистрировано в диапазоне координат X = [10-20] мм, что коррелирует с местоположением зоны разрушения образца из ПКМ (рис. 3). Максимальное значение высокоуровнего квантиля ЭФР энергии АЭ событий соответствует значению  $[E_i]_{p=0,85} =$ 6100 еu. Как было отмечено ранее, в координате X = 110 мм зарегистрировано  $N_L = 738$  АЭ событий. При построении линейной локации по статистическим характеристикам значение параметра  $[E_i]_{p=0,85}$  в диапазоне координат X = [100-110] мм не превышало 228 еu. В качестве численного параметра, используемого для оценки точности построения линейной локации источников АЭ событий, было рассчитано соотношение суммарных значений параметра  $[E_i]_{p=0,85}$  в диапазонах координат X = [10-20] мм и X = [100-110] мм. Результаты расчета для кумулятивных и статистических параметров амплитуды  $(u_m)$ , энергии  $(E_i)$ , длительности  $(t_i)$  и усредненной частоты выбросов  $(N_i/t_i)$  АЭ событий представлены в таблице 1.

		1	,	
Поромотры	$[u_m]_{X=(0-20)MM}$	$[t_i]_{X=(0-20)MM}$	$[N_i/t_i]_{X=(0-20)MM}$	$[E_i]_{X=(0-20)MM}$
Парамстры	$[u_m]_{X=(100-120)\text{MM}}$	$[t_i]_{X=(100-120)\text{MM}}$	$[N_i/t_i]_{X=(100-120)\text{MM}}$	$[E_i]_{X=(100-120)\text{MM}}$
Кумулятивные	1.22	2.02	1.23	3.5
Статистические	1.24	2.08	1.2	16.2

Таблица 1 — Сопоставление соотношений суммарных значений кумулятивных и статистических параметров АЭ событий, используемых при построении линейной локации

При использовании стандартного алгоритма линейной локации суммарные значения АЭ событий в координатах X = [10-20] мм и X = [100-110] мм были равны  $N_{L1} = 763$  и  $N_{L2} = 738$  событий соответственно. Применение предложенного подхода в построении линейной локации позволило в значительной степени увеличить вероятность выявления наиболее поврежденной зоны контролируемого изделия. При построении линейной локации по значениям высокоуровневого квантиля ЭФР энергии АЭ событий ( $[E_i]_{p=0,85}$ ) позволило увеличить значение критериального параметра до 16,2. Таким образом, наибольшая точность построения линейной локации источников АЭ достигается при использовании статистических параметров потока регистрируемых сигналов, возникающих в процессе образования и развития дефектов в изделиях из ПКМ. Заключение

Проведено исследование точности построения линейной локации источников АЭ, возникающих в процессе квазистатического нагружения образца из ПКМ. Обработка

результатов экспериментальных исследований состояла в построении линейной локации с использованием кумулятивных и статистических параметров потока регистрируемых АЭ событий. Установлено, что наибольшая точность линейной локации, результаты построения которой коррелировали с местоположением наиболее поврежденных зон контролируемого изделия, была достигнута при использовании значений квантиля ЭФР энергии АЭ событий уровня p = 0.85 ( $[E_i]_{p=0,85}$ ). Значение параметра  $[E_i]_{p=0,85}$  в диапазоне координат X = [10-20] мм достигало 6100 еu. При этом значение параметра  $[E_i]_{p=0,85}$  в диапазоне координат X = [100-110] мм не превышало 228 еu. В качестве численного критерия, используемого для оценки точности построения линейной локации, рассчитано соотношение суммарных значений АЭ параметров, зарегистрированные в координатах X = [10-20] мм и X = [100-110] мм. В результате апробации предложенного алгоритма значение численного критерия увеличилось с 1,03 до 16,2.

## Литература

1. Skoczylas, J., Samborski, S., Kłonica, M. THE APPLICATION OF COMPOSITE MATERIALS IN THE AEROSPACE INDUSTRY, *Journal of Technology and Exploitation in Mechanical Engineering*, 5(1), 2019, 1-6. https://doi.org/10.35784/jteme.73

2. Deo, R.B., Starnes, J.H., Holzwarth, R.C. Low-Cost Composite Materials and Structures for Aircraft Applications, 2003.

3. Wu, Yulun. Application of carbon fiber composite materials in aircraft, *Applied and Computational Engineering*, 61, 2024, 245-248. https://doi.org/10.54254/2755-2721/61/20240969

4. Parveez, B., Kittur, M.I., Badruddin, I.A., Kamangar, S., Hussien, M., Umarfarooq, M.A. Scientific Advancements in Composite Materials for Aircraft Applications: A Review, *Polymers*, 14, 2022, 5007. https://doi.org/10.3390/polym14225007

5. Иванов В.И., Барат В.А. Акустико-эмиссионная диагностика / М.: «Спектр». 2017. 368 с.

6. Yang, J., Zheng, Y., Wang, H. Modifications and Statistical Analysis of Acoustic Emission Models Based on the Damage and Fractal Characteristics, Advances in Materials Science and Engineering, 2018, 2018, 1-6. https://doi.org/10.1155/2018/1898937

7. Urbaha, M., Stefański, K., Banov, M., Shestakov, V. Application of Acoustic Emission Method for the Evaluation of the Micromechanics of Destruction of Fiberglass Materials under Static Load, Aviation, 24(4), 2020, 169-176. <u>https://doi.org/10.3846/aviation.2020.12661</u>

8. Eaton, M.J., Pullin, R., Holford, K.M. Acoustic emission source location in composite materials using Delta T Mapping, Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, 43(6), 2012, 856-863. <u>https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2012.01.023</u>

9. Матвиенко Ю.Г., Васильев И.Е., Чернов Д.В., Иванов В.И., Елизаров С.В. Проблемы локации источников акустической эмиссии // Дефектоскопия. 2021. № 9. С. 35-44.

10. Чернов Д.В., Васильев И.Е., Марченков А.Ю., Ковалева Т.Ю., Куликова Е.А., Мищенко И.В., Горячкина М.В. Влияние амплитуды акустических сигналов на вероятность выявления источников акустической эмиссии // Вестник Московского энергетического института. 2022. № 1. С. 130-136.

11. Kundu T. Acoustic Source Localization // Ultrasonics. 2014. V. 54(1). Pp. 25-38.

# ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ДИНАМИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ В СТАЛЕБЕТОННЫХ КОНСТРУКЦИЯХ

Шкода И.В.<sup>1,2</sup> – аспирант, старший преподаватель кафедры Теории сооружений и технической механики, Ведяйкина О. И.<sup>2</sup> – кандидат физ.-мат. наук, доцент кафедры Общей физики и теоретической механики

<sup>1</sup>Институт проблем машиностроения РАН – Филиал ФГБУН «Федеральный исследовательский центр Институт прикладной физики им. А.В. Гапонова-Грехова Российской академии наук,

<sup>2</sup>Нижегородский государственный архитектурно-строительный университет ShkodaIrinaVasil@yandex.ru

## EXPERIMENTAL STUDY OF DYNAMIC PROCESSES IN STEEL-CONCRETE STRUCTURES

Shkoda Irina Vasilevna<sup>1,2</sup> - postgraduate student, senior teacher of the Department of Theory of Structures and Technical Mechanics, Vediaikina Olga Ivanovna<sup>2</sup> - candidate of physical and mathematical sciences, associate professor of the Department of general physics and theoretical mechanics

<sup>1</sup>Mechanical Engineering Research Institute RAS, Branch of the Institute of Applied Physics RAS

<sup>2</sup>Nizhny Novgorod State University of Architecture and Civil Engineering ShkodaIrinaVasil@yandex.ru

**Abstract.** The study evaluates the applicability of tubular concrete columns in structures subjected to dynamic loads from material handling machines. Dynamic tests of two scale models of the frame under forced vibrations are carried out. The dependence between the stiffness of the system and the first natural frequency of oscillations is revealed: stiffness reduction reduces the first natural frequency. Analysis of the effect of concrete core introduction showed that the layout with tubular concrete columns has better damping properties compared to the layout with hollow columns. The results indicate the prospect of using tubular concrete elements in structures subjected to dynamic loads to improve the reliability and durability of crane systems. **Key words:** crane structures, pipe concrete, natural vibration frequency, damping.

Аннотация. Исследование оценивает применимость трубобетонных колонн в конструкциях, подверженных динамическим нагрузкам от подъемно-транспортных машин. Проведены динамические испытания двух масштабных моделей каркаса при вынужденных колебаниях. Выявлена зависимость между жесткостью системы и первой собственной частотой колебаний: уменьшение жесткости снижает первую собственную частоту. Анализ эффекта внедрения бетонного сердечника показал, что макет с трубобетонными колоннами обладает лучшими демпфирующими свойствами по сравнению с макетом с полыми колоннами. Результаты указывают на перспективность использования трубобетонных элементов в конструкциях, подверженных динамическим нагрузкам, для повышения надежности и долговечности подкрановых систем.

Ключевые слова: подкрановые конструкции, трубобетон, частота собственных колебаний, демпфирование.

Подкрановые конструкции представляют собой комплексную систему металлических элементов, предназначенную для поддержки и обеспечения движения крана. Эта система включает в себя подкрановые балки, по которым перемещается кран, крановые рельсы, закрепленные на этих балках, и колонны, служащие вертикальными опорами. Конструкция позволяет крану осуществлять движение в двух направлениях: тележка крана может перемещаться вдоль подкрановой балки, а сама балка способна

двигаться по крановым рельсам. Колонны, являющиеся ключевым элементом поддержки всей системы, могут иметь различные профили сечения. Они бывают открытого типа, такие как двутавры или швеллеры, а также закрытого типа - прямоугольные, квадратные или круглые.

Подкрановые конструкции подвержены колебаниям, возникающим по различным причинам, включая неравномерное распределение нагрузки при подъеме грузов, резкие изменения в скорости движения крана, воздействие ветра, неполадки в системе управления, износ материалов, геометрические дефекты и вибрации от работающего поблизости оборудования [1,2].

Для обеспечения безопасной и надежной эксплуатации подкрановой системы критически важно минимизировать эти колебания. С этой целью разработаны различные технологии, направленные на уменьшение амплитуды колебаний и повышение общей устойчивости конструкции [3-5].

Одним из эффективных подходов является применение специальных материалов с демпфирующими свойствами [6-10].

Особое место среди таких материалов занимает трубобетон - разновидность сталебетона, представляющая собой композитный материал, сочетающий характеристики бетона и стали. Благодаря своим уникальным свойствам, трубобетон широко используется для создания конструкций, обладающих повышенной устойчивостью к вибрациям, что делает его особенно ценным в контексте подкрановых систем (рис. 1).

Для оценки эффекта введения бетонного сердечника в металлическую обойму стержневых элементов подкрановых конструкций были проведены модельные испытания каркаса промышленного здания со сквозными колоннами. Испытания проводились в условиях динамического воздействия, при этом рассматривались два сценария: с приложенной внешней нагрузкой на каркас и без нее.



Рис. 1. Общий вид трубобетона: 1 – внешняя оболочка (стальная труба); 2 – внутренний наполнитель (бетон)

Сравнение демпфирующих свойств трубобетона с традиционными материалами осуществлялось на двух масштабных моделях каркаса (М1:6): одной с полыми стержнями (МКП - модель каркаса полая) и другой со сталебетонными стержнями, сердечник которых был изготовлен из растворной смеси специального состава. С учетом масштабного фактора и гранулометрического состава мелкозернистого бетона было решено использовать в масштабной модели сердечник из цементно-песчаного раствора марки М100 с добавлением пластификатора для улучшения пластичности и адгезии.

Конструкция каркаса включала стержни двухветвевых колонн из хромированных труб 1 диаметром 25 мм, диагональные связи колонн 2 из парных уголков 10х10х1 мм, крестовые связи колонн 3, соединяющие двухветвевые колонны также из парных уголков размерами 10х10х1 мм. Все элементы конструкции соединялись болтами диаметром 3 мм через фасонки 4, изготовленные из перфорированной металлической ленты шириной 12 мм, образуя целостную и масштабно уменьшенную модель каркаса промышленного здания для проведения сравнительных испытаний (рис. 2).



Рис. 2. Подкрановая конструкция (a); исследуемый макет каркаса (б): 1 – стержни колонны их хромированной трубы; 2 – диагональные связи колонны из парных уголков; 3 – крестовые связи каркаса из парных уголков; 4 – фасонки из перфорированной ленты

Для проведения динамических испытаний каркаса на вынужденные колебания была разработана специальная установка, представленная на рисунке 3а.

Колебания макета каркаса инициировались посредством толчка сварной металлической тележки 4, на которую был закреплен деревянный поддон 2 с установленным на нем макетом каркаса 1, вдоль металлической рамы 3. Регистрация колебаний осуществлялась с помощью двух трехосных акселерометров типа ТБА массой около 50 г, что не оказывало существенного влияния на точность измерений. Один акселерометр (датчик № 9) крепился к деревянной платформе 2 для фиксации колебаний основания, другой акселерометр (датчики № 10) закреплялся на стержень двухветвевой колонны для регистрации колебаний макета. Сигналы с акселерометров через модуль обработки сигнала, включающий согласующий усилитель И аналого-цифровой преобразователь, передавались в персональный компьютер ДЛЯ регистрации и последующего анализа результатов измерений. Жесткость системы регулировалась путем изменения количества пружин 5, соединяющих металлическую раму с тележкой, что позволяло варьировать условия эксперимента для более полного изучения динамических характеристик каркаса. В рамках исследования динамических характеристик каркаса под нагрузкой использовались две гири массой по 5 кг каждая, что обеспечивало суммарную нагрузку в 10 кг (рис. 3б). Гири размещались в специально подготовленной корзине, установленной на деревянном основании. Эта конструкция затем устанавливалась непосредственно на двухветвевые колонны каркаса. Использование съемной нагрузки обеспечило возможность проведения сравнительных испытаний каркаса как под нагрузкой, так и без нее, что важно для комплексной оценки влияния бетонного динамические характеристики конструкции различных заполнения на при эксплуатационных режимах.

310



Рис. 3. Экспериментальная установка для проведения исследования вынужденных колебаний модели каркаса подкрановой конструкции (a): 1 – модель каркаса; 2 – деревянная платформа для крепления макета каркаса; 3 – сварная металлическая рама с направляющими треугольного профиля; 4 – сварная металлическая тележка с шестью парными стальными колесами в виде подишпников качения; 5 – пружины для задания жесткости системы; 6 – датчики акселерометра; макет каркаса с приложенной нагрузкой (б)

При однократном ударном воздействии на каркас в нем возбуждались затухающие колебания. Для расчета параметров этих колебаний использовались данные проекций кажущегося ускорения, полученные с акселерометров.

Для наглядного представления результатов эксперимента были построены осциллограммы затухающих колебаний, отображающие графики перемещения *A* точек каркаса, на которых были установлены акселерометры, в зависимости от времени *t*. Рисунок 4 представляет график с данными одного из измерений, проведенного в ходе исследования, позволяющий визуально оценить характер затухания колебаний каркаса после ударного воздействия.



Рис. 4. График колебаний макета каркаса МКП с датчиком акселерометр, установленным на основание

Изучение осциллограмм выявило, что колебания макета каркаса демонстрируют характеристики, весьма схожие с колебаниями линейных систем с вязким трением. Ключевой особенностью таких систем является то, что период собственных колебаний *T* практически не зависит от амплитуды *A*. Это наблюдение свидетельствует о линейном характере динамического поведения исследуемой конструкции в пределах проводимых экспериментов.

Результаты экспериментальных исследований двух типов каркасов - с полыми стержнями (МКП) и трубобетонными элементами (МКТ) - обобщены в таблице 1. В ней представлены расчетные значения средней круговой частоты для обоих типов конструкций как при наличии приложенной нагрузки, так и без нее. Анализ данных выявил значимую корреляцию между жесткостью системы и первой собственной частотой колебаний макета: снижение жесткости конструкции приводило к пропорциональному уменьшению первой собственной частоты. Кроме того, исследование

позволило количественно оценить эффект от внедрения бетонного сердечника в металлические стержни, демонстрируя изменения в динамических характеристиках каркаса при использовании трубобетонных элементов.

Рисунок 5 отображает сравнение средних значений первой собственной частоты полого и трубобетонного каркасов в двух состояниях: с приложенной нагрузкой и без неё. Это позволяет визуально оценить влияние бетонного заполнения и внешней нагрузки на динамические свойства конструкций.

		1 1	1		1		į
		ŀ	Каркас без нагрузки		Каркас с нагрузкой		
		Средняя круговая частота, ѿ, рад/с			Средняя круговая частота, ѿ, рад/с		
<b>NTC</b>	N⁰			Эффект внедрения			Эффект
жесткость	датч						внедрения
системы	ика	модель	модель	бетонного	модель	модель	бетонного
		каркаса	каркаса	сердечника, %	каркаса	каркаса	сердечника, %
		МКП	МКТ		МКП	МКТ	
1	9	9,86	9,46	4,0	9,61	8,71	9,36
4 пружины	10	9,87	9,46	4,2	9,52	8,86	6,85
3	9	8,58	8,28	3,5	8,55	7,71	9,86
<b>5</b> пружины	10	8,59	8,27	3,7	8,27	7,80	5,63
2	9	7,07	6,80	3,9	6,73	6,46	4,02
2 пружины	10	7,07	6,81	3,7	7,24	6,99	3,47
1	9	5,03	4,89	2,8	5,06	4,90	3,18
т пружина	10	5,05	4,87	3,6	5,08	4,88	3,83

Табл. 1. Эффект внедрения бетонного сердечника в металлическую обойму

Рис.5. Усредненные значения первой собственной частоты *w* колебаний моделей каркасов МКП и МКТ в зависимости от жесткости системы: а) датчик №9, установленный на основание при отсутствии



нагрузки; б) датчик №10, установленный на колонну при отсутствии нагрузки, в) датчик №9, установленный на основание с нагруженным макетом, г) датчик №10, установленный на колонну с нагруженным макетом

Анализ экспериментальных данных выявил интересные закономерности влияния бетонного сердечника на динамические характеристики каркаса при воздействии, приложенном вне плоскости колонны. В отсутствие дополнительной нагрузки на каркас эффект от внедрения бетонного заполнения в металлическую оболочку оказался незначительным: средние показатели частоты собственных колебаний трубобетонной модели превысили аналогичные показатели полого каркаса лишь на 3,7% (согласно данным таблицы 3.3). Однако ситуация меняется при наличии приложенной нагрузки: в этом случае наблюдается более выраженное увеличение частоты собственных колебаний трубобетонной модели, достигающее 9% по сравнению с полым каркасом. Эти результаты свидетельствуют о том, что эффективность трубобетонных элементов возрастает в дополнительной нагрузки, условиях что может иметь важное значение при проектировании промышленных конструкций, подверженных динамическим воздействиям.

## Литература

1. Musilek, J. Horizontal Forces on Crane Runway Caused by Skewing of the Crane // IOP: Conference Series: Materials Science and Engineering. - 2019. - Vol. 471. - Issue 5:052001. -DOI 10.1088/1757-899X/471/5/052001.

2. Потапов, А.Н. Динамический расчет подкрановой фермы при конструктивно нелинейной работе ее элементов / А.Н. Потапов, Н.А. Зямбаев // Вестник ЮУрГУ. Серия «Строительство и архитектура». - 2015. - Т. 15. - № 3. - С. 26–31.

3. Теличко, Л.Я. Система управления электроприводами, обеспечивающая бесперекосное передвижение мостовых кранов / Л.Я. Теличко, А.А. Дорофеев // Вестник Воронежского государственного технического университета. - 2010. - Т. 6. - №3. -С. 116-118.

4. Ахтулова, Л.Н. Визуальное моделирование двухбалочного мостового крана как сложной динамической системы / Л.Н. Ахтулова, А.Л. Ахтулов, О.М. Кирасиров, В.А. Машонский // Омский научный вестник. - 2014. - №1 (127). - С. 147-152.

5. Федяева, Г. А. Моделирование динамики электромеханической системы мостового крана / Г. А. Федяева , Д. В. Кочевинов , В.П. Лозбинев , Ф.Ю. Лозбинев // Вестник Брянского государственного технического университета. - 2014. - № 1 (41). - С. 63-67.

6. Корытов, М.С. Обоснование значений коэффициентов регуляторов гашения колебаний груза мостового крана / М.С. Корытов, В.С. Щербаков , Е.О. Шершнева // Вестник СибАДИ. - 2017. - № 1(53). - С. 12–19.

7. Vib, J. Parallel neural network combined with sliding mode control in overhead crane control system / J. Vib., L. Lee, P. Huang, Y. Shih, et al. // Control. - 2014. - № 20. - Р. 749–760. 8. Круглов, С.П. Метод адаптивного управления мостовым краном с прямым отслеживанием перемещения груза / С.П. Круглов, Д.Н. Аксаментов // Мехатроника, автоматизация, управление. 2020. - № 21(12). - С. 682–688.

9. Аксаментов, Д.Н. Установка по исследованию алгоритмов успокоения колебаний груза мостового крана / Д.Н. Аксаментов, С.П.Круглов, С.В. Ковыршин // Транспортная инфраструктура Сибирского региона. - 2019. - Т. 2. - С. 288–292.

10. Ведерникова, Е.Л. Исследование диссипативных свойств упругих систем грузоподъемных кранов / Е.Л. Ведерникова // Транспортное дело России. - 2007. №1. - С. 157-159.

# ОСОБЕННОСТИ ДИАГНОСТИКИ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ НАТУРНЫХ КОНСТРУКЦИЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕТОДОВ ТЕНЗОМЕТРИИ В УСЛОВИЯХ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУР

Шубина Н.А. - младший научный сотрудник, Маслов С.В. – к.т.н., ведущий научный сотрудник

Институт машиноведения им. А.А.Благонравова Российской академии наук maslovsv@inbox.ru

## DIAGNOSTICS FEATURES OF THE NATURAL STRUCTURES STRESS STATE USING STRAIN MEASUREMENT METHODS UNDER CONDITIONS OF ELEVATED TEMPERATURES

Shubina N.A. - junior research, Maslov S.V. – Ph.D., leading researcher Blagonravov Mechanical Engineering Research Institute of Russian Academy of Science maslovsv@inbox.ru

**Abstract.** The aim of the work is to increase the accuracy of full-scale strain measurements by using a refined mathematical model of strain gauge creep at high temperatures. The experimental results obtained made it possible to substantiate the exponential model of signal change associated with creep. It is proposed to use a method for accounting for the limits of possible creep based on measuring the output signals of strain gauges under cyclically changing deformation. Algorithms for accounting for errors associated with distortion of the output signals of strain gauges under non-stationary thermal loading of the heat exchanger under study are determined.

**Key words:** experimental studies, strain gauge measurements, high temperatures, strain gauge creep, cyclic loading, results processing, error reduction.

Аннотация. Целью работы является повышение точности натурных тензометрических измерений путем применения уточненной математической модели ползучести тензорезисторов при высоких температурах. Получены экспериментальные результаты, позволившие обосновать экспоненциальную модель изменения сигнала, связанного с ползучестью. Предложено использовать методику учёта границ возможной ползучести, основанную на измерении выходных сигналов тензорезисторов при циклически изменяющейся деформации. Определены алгоритмы учёта погрешностей, связанных с искажением выходных сигналов тензорезисторов при нестационарном тепловом нагружении исследуемого теплообменного аппарата.

**Ключевые слова:** экспериментальные исследования, тензометрические измерения, высокие температуры, ползучесть тензорезисторов, циклическое нагружение, обработка результатов, уменьшение погрешностей.

Постановка натурных задачи. Целью тензометрических исследований напряженного состояния создаваемых энергоустановок является проверка соблюдения критериев прочности, определение текущего ресурса узлов и агрегатов, выявление и минимизация негативных факторов, возникающих в условиях эксплуатационного нагружения конструкций [1,2]. К точности и работоспособности тензометрических преобразователей и методик их применения предъявляются в настоящее время новые требования в связи с повышением рабочих параметров (температур, механических и тепловых нагрузок). настоящее время возникает дальнейшего В задача совершенствования созданных ранее методов проведения тензометрических исследований методиками. учитывающими возможные [3,4] дополнения И ИХ изменения метрологических характеристики применяемых тензорезисторов и искажения их

314

выходных в процессе натурного эксперимента. Одной из задач, требующих применения уточненных алгоритмов, является разработка методик учёта ползучести тензорезисторов и возможных изменений их температурных характеристик при проведении тензометрических измерений.

Модели учёта ползучести тензорезисторов. Применение тензорезисторов для длительных исследований напряженного состояния (НДС) натурных конструкций при температурах выше  $450^{\circ}$ С и изменяющихся во времени деформациях возможно только при использовании адекватных моделей учёта ползучести первичных преобразователей и её оценки в точках экстремумов определяемых напряжений. Подобная задача решалась для определения возможной ползучести тензорезисторов, влияющей на результаты исследования НДС теплообменного оборудования, эксплуатируемого при температурах, меняющихся в диапазоне  $350 - 520^{\circ}$ С в условиях возникновения местных пластических деформаций. На рис.1 приведены полученные при натурных исследованиях графики изменения напряжений, построенные измерительной системой без учёта возможной ползучести тензорезисторов (сплошные линии), графики изменения регистрируемой температуры в точках измерения и исправленные функции изменения НДС в измерительной точке 9/10, учитывающие возможную ползучесть тензорезисторов (приведены в виде штриховых линий, и отмечены верхними индексами «звёздочка»).



Рис. 1. Измеренные напряжения и температуры в теплообменнике при переменном тепловом режиме

Повышенная ползучесть тензорезисторов является одним из основных факторов, затрудняющих однозначную интерпретацию изменений выходного сигнала в условиях воздействия высоких температур и деформаций. Ползучестью по определению называется неинформативная составляющая выходного сигнала тензорезистора, вызванной изменением реологических характеристик чувствительной решетки и связующего тензорезистора при воздействии деформации [3,5,6]. Её величина определяется как изменение выходного сигнала во времени при воздействии постоянной деформации и фиксированных значениях влияющих величин (температуры, радиационного облучения, других факторов) и выражается формулой:

$$Cr(\varepsilon,\tau) = \frac{\xi(\varepsilon,\tau) - \xi_0(\varepsilon)}{\xi_0(\varepsilon)} \tag{1}$$

Такое определение не подходит для определения ползучести тензорезистора, вызванной изменением механических характеристик системы «связующее – чувствительная решётка» при переменной деформации, хотя физические причины этого явления остаются прежними. Далее ползучестью называется величина, определяемая выражением:

$$Cr[e(\tau)] = \frac{\xi[e(\tau)] - \xi_0(\varepsilon)}{\xi_0(\varepsilon)}$$
(2)

где вместо постоянной деформации *є*, действующей в течение время *τ*,

используется функция  $e(\tau)$ , описывающая изменение деформации в течение времени  $\tau$ .

В этом случае  $Cr[e(\tau)]$  - функционал ползучести, зависящий от характера изменения функции  $e(\tau)$  в течение времени  $\tau$ ; величина  $\xi_0$  ( $\epsilon$ ) - выходной сигнал тензорезистора, который возник бы при мгновенном воздействии деформации  $\epsilon$ , которая действует на тензорезистор в конце промежутка времени  $\tau$ .

Так как ползучесть тензорезисторов Cr, определяемая формулами (1) и (2), имеет различную трактовку из-за разных закономерностей изменения деформации  $\varepsilon$ , схемы установок для её определения также могут быть различными. Определение ползучести тензорезисторов  $Cr[e(\tau)]$  в формуле (1) с помощью нагреваемой 4-опорной балки, нагружаемой фиксированной деформацией, даёт приемлемые результаты в том случае, если удаётся сохранить неизменной величину деформации на базе тензорезистора.

В случае если задаваемые температура и деформация приводят к проявлению ползучести материала, это условие может не выполняться из-за изменения в течение времени формы продольной оси балки и соответствующего уменьшения деформации на базе тензорезистора. Поэтому использование указанного классического подхода к определению ползучести тензорезисторов при температурах выше 450°C для времён выдержки порядка десятков часов может оказаться затруднительным, а для ещё больших времён выдержки (порядка сотен часов) - практически невозможным.

Для определения ползучести тензорезисторов  $Cr[e(\tau)]$  в диапазоне значений деформации и времени выдержки, для которых возможно получение экспериментальных данных с использованием 4-опорной балки, можно частично использовать теоретический подход, разработанный в классической работе [6]. Согласно этому подходу, ползучесть тензорезистора при длительном воздействии деформации определяется по формуле:

$$Cr[e(\tau)] = Cr_e \left\{ e^{\frac{\tau}{\alpha 1}} - 1 \right\} + \left\{ e^{\frac{\tau}{\alpha 2}} - 1 \right\}$$
(3)

где  $Cr_e$  - установившееся значение ползучести при  $\tau = \infty$ ;  $a_1$  и  $a_2$  - показатели скорости ползучести. Первое слагаемое в формуле (3) определяется кратковременной ползучестью без учета пластических свойств связующего; второе - характеризует его пластические свойства при длительных выдержках. Проведенный анализ ползучести тензорезисторов при постоянной деформации 0,15% и температуре 490°C позволил установить, что второе слагаемое в формуле (3) для тензорезисторов с чувствительным элементом из Ni-Mo сплава с органосиликатным связующим составляет не более 10-15% от общей ползучести  $Cr[e(\tau)]$  при длительности выдержки до 600 с. Данные эксперимента, полученные для этих условий, приведены в таблице 1.

Анализ приведенных в таблице данных позволил сделать вывод о малом влиянии

второго слагаемого формулы (3) на общую величину ползучести тензорезисторов при указанных выше условиях. Поэтому для упрощения дальнейшего анализа погрешности результатов натурных исследований ползучесть тензорезисторов, вызываемую постоянной деформацией, предлагается определять по упрощенной формуле:

$$Cr[e(\tau)] = Cr_e \left\{ e^{-\frac{\tau}{\alpha}} - 1 \right\}$$
(4)

где  $Cr_e$  и  $\alpha$  – экспериментальные значения предела и скорости ползучести тензорезистора.

Таблица 1. Значения ползучести тензорезисторов при деформации 0,15% и температуре 490°С для времени						
выдержки до 600 с.						
Время, с	50	100	250	400	500	600
Ползучесть, данные эксперимента	-0, 6%	-1,2%	-2,6%	-3,6%	-4,3%	-4,90%
Ползучесть, расчёт 1-го слагаемого. Cr =7%, а1 =600	-0,56%	-1,07%	-2,38%	-3,40%	-3,95%	-4,40%
Ползучесть, расчёт второго слагаемого. α2 =8,5x10 <sup>4</sup>	-0,06%	-0,12%	-0,29%	-0,47%	-0,58%	-0,76%

Прямое использование выражения (4) при обработке результатов исследований НДС натурных конструкций возможно далеко не всегда, так как деформация на базе тензорезистора в процессе измерений является переменной величиной. Ранее при проведении натурных тензометрических исследований при оценке ползучести тензорезисторов принимались расчетные значения для постоянной деформации, соответствующей максимально возможной величине для рассматриваемого промежутка времени нагружения конструкции. Для исследований напряженного состояния разрабатываемых энергоустановок применять подобный метод нерационально, так как в условиях повышенных температур и деформаций завышение ползучести тензорезисторов может привести к недопустимо высокой оценке погрешности измерений. Поэтому в настоящей работе предлагается комбинированный способ оценки по формуле (2), при величина определяется как комбинация возможных котором эта величин неинформативных составляющих, накопленных на отдельных временных интервалах процесса испытаний. Для этого кроме определения ползучести при постоянной деформации предлагается использовать результаты. полученные при действии деформации, циклически изменяющейся по синусоидальному закону. Подобный принцип позаимствован из работы [7], в которой рассмотрен подобный подход для определения реологических характеристик полимерных материалов по результатам циклических Изменяющаяся по синусоидальному закону деформация создаётся в испытаний. образцах, нагреваемых протекающим электрическим током.

Как показали результаты экспериментов, проведенных при различных температурах, и амплитудах колебаний, при увеличении частоты нагружения амплитуды сигналов тензорезисторов возрастают, как это показано на рис. 2а. Этот эффект, связанный с проявлением ползучести тензорезисторов, позволяет определить пределы ползучести для разных температур испытаний. Для этого используются графики зависимостей ползучести от величины, обратной частоте нагружения образца (рис. 2б).



Рис. 2. Определение предела ползучести тензорезисторов при циклических испытаниях: а – относительное уменьшение сигнала; б – построение функций определения пределов ползучести

Асимптоты графиков соответствуют пределам ползучести  $Cr_e$  для температур 520°С и 650°С и максимальной амплитуде деформации в цикле 0,15%.

Определение скорости ползучести  $\alpha$  по результатам циклических испытаний является более сложной задачей, чем в случае использования данных, полученных при постоянной деформации образцов с тензорезисторами. Для упрощения задачи можно принять допущение о независимости этой величины от уровня деформации при постоянной температуре. Анализ экспериментальных данных показал, что при длительности нагружения до 20-30с это допущение практически не влияет на получаемый результат. Для определения  $\alpha$  можно использовать решение обратной задачи с использованием экспериментальных данных, полученных при одинаковой температуре для различных уровней деформации.

Учёт и минимизация ползучести тензорезисторов при обработке результатов натурных исследований НДС. Как следует из приведенного выше анализа, прямое использование формулы (4) для оценки ползучести при переменных деформациях, возникающих в натурной конструкции, невозможно. В то же время применение выражения (2) также не представляется возможным из-за неизвестности функции  $e(\tau)$  для произвольного изменения напряжений при натурном эксперименте. В связи с этим предлагается комбинированный метод учёта ползучести тензорезисторов, основанный на применении нескольких вариантов оценки для постоянной и циклически изменяющейся деформации. Изложенная методика применена для оценки ползучести тензорезисторов при реальном натурном эксперименте – исследовании НДС теплообменного аппарата с использованием полученных функций изменения деформаций и напряжений, имеющих переменную по знаку производную по времени (рис. 1).

Для оценки ползучести тензорезисторов в процессе нагружения приходится использовать различные модели для отдельных временных интервалов 1–3 (рис. 3).

Приведенные на рис.3 функции изменения деформаций получены при натурном эксперименте для измерительной точки 9/10 в интервале времени 0 – 500с и использованы для вычисления измеренных значений напряжений, показанных на рис.1.

Для деформации, измеряемой тензорезистором 10 в интервале 0-400с, используются результаты циклических испытаний, соответствующие частоте и амплитуде верхней огибающей функции. В интервале 400-500с измеренный сигнал расположен выше этой огибающей, поэтому ползучесть оценивается сверху по формуле (4) для постоянной деформации по полученным значениям предела и показателя ползучести.

Для деформации, измеряемой тензорезистором 9, процесс измерений разбивается

на 3 временных интервала 1 – 3. На временном интервале 1 (огибающая функция показана аналогичной штриховкой) используются результаты, полученные при циклическом испытании образцов (рис. 2a) для соответствующего значения температуры и частоты процесса. Величины возможной ползучести определяются в этом случае по результатам испытаний образцов для соответствующей температуры и частоты нагружения (рис. 2б). Так как температура при анализируемом процессе меняется, используются имеющиеся экспериментальные результаты для температуры, равной или превышающей максимальную для этого интервала времени. В интервале 2, при отрицательных значениях сигнала тензорезисторов, можно использовать огибающую функцию полной волны синусоиды с амплитудой, соответствующей половине разности экстремальных значений измеренной функции (верхняя половина синусоиды показана точечной штриховкой). Дальнейший процесс описать с помощью синусоидальной функции нецелесообразно, поэтому для оценки ползучести на участке 3 следует использовать модель нагружения, соответствующую мгновенному скачку деформации на базе тензорезистора. Для оценки ползучести в этом случае необходимо применить математическую модель (4). На рисунке 3 точечным пунктиром условно обозначены модели функций, принимаемые при расчёте возможной ползучести тензорезисторов.



Рис. 3. Использование разработанных моделей функций ползучести при обработке результатов натурного эксперимента

**Выводы.** Выполненный анализ позволил построить исправленные функции изменения НДС в измерительной точке 9/10, учитывающие возможную ползучесть тензорезисторов и являющиеся верхней границы возможных значений напряжений. Разработанные методы определения реологических характеристик (ползучести) тензорезисторов позволяют оценивать возможную погрешность результатов при произвольных функциях изменения деформаций в условиях натурных тензоизмерений.

#### Литература

1. Алексеева М. С., Алимов М. А., Архипов В. Е. и др., 2023. Исследования и обоснование прочности и безопасности машин. Под редакцией Н. А. Махутова, Ю. Г. Матвиенко, А.

Н. Романова. Москва, издательство МГОФ «Знание», 2023 - 832 с. EDN: GKLXLB.

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.. EDN: YPBGTB.

3. Дайчик М.Л., Пригоровский Н.И., Хуршудов Г.Х. Методы и средства натурной тензометрии. Справочник. - М.: Машиностроение, 1989 – 240с.

4. Маслов С.В. Исследование напряжённого состояния действующего оборудования методом тензометрии для уточнения условий прочности и ресурса / Машиностроение и инженерное образование. 2021. №3-4(67). С. 16-27. EDN: NFLARX.

5. Karl Hoffmann. An Introduction to Measurements using Strain Gage. Hottinger Baldwin Messtechnik GMBH, Darmstadt, 1989, p.p. 291.

6. Klokova, N.P., 1990. Strain gauges. Theory, calculation methods, developments. Moscow, Mashinostroenie Publ., 1990, p.p. 224.

7. Vlasov D.D., Polilov A.N. Possibility of predicting the creep of viscoelastic polymer composites based on the frequency dependences of the components of the complex modulus / Mehanika kompozitnyh materialov. 2022. №1. C. 43-58. DOI: 10.22364/mkm.58.1.03. EDN: YNYZYZ.

5. Сопротивление длительному статическому и циклическому деформированию и разрушению конструкционных материалов, работающих в экстремальных условиях.

# ЗАКОНОМЕРНОСТИ НЕЛИНЕЙНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ ОДНОНАПРАВЛЕННОГО УГЛЕПЛАСТИКА С ТЕРМО-ПЛАСТИЧНОЙ МАТРИЦЕЙ ПРИ ОДНООСНОМ РАСТЯЖЕНИИ

Думанский А.М. – д.ф.-м.н., г.н.с., Алимов М.А. – к.т.н., с.н.с., Фомина Е.И. – м.н.с. ФГБУН Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН e-mail: alimov\_mike@mail.ru

## NONLINEAR DEFORMATION BEHAVIOR OF UNIDIRECTIONAL CFRP WITH THERMOPLASTIC MATRIX UNDER OFF-AXIS TENSILE LOADING

Dumansky A.M. – Dr.Sc. in Phy. & Math., Principal Research Fellow, Alimov M.A. – Ph.D. in Eng., Senior Research Fellow, Fomina E.I. – Junior Research Fellow Mechanical Engineering Research Institute of the Russian Academy of Sciences e-mail: alimov\_mike@mail.ru

**Abstract.** The nonlinear behavior of a unidirectional carbon fiber-reinforced plastic at various off-axis angles and two strain rates has been examined. Stress-strain relationships being correct in case of both linear and nonlinear parts of deformation have been used to determine the lamina in-plane stresses and strains. Changes in the lamina compliance matrix components during the process of loading have been studied.

Key words: unidirectional composite, off-axis tension, inelastic deformation.

Аннотация. Исследовано нелинейное поведение однонаправленного углепластика с разными углами укладки волокон при двух скоростях деформирования. Для определения НДС слоя использовались соотношения, справедливые как в линейной, так и в нелинейной области деформирования. Изучено изменение компонентов матрицы податливости однонаправленного слоя в процессе нагружения.

Ключевые слова: однонаправленный композит, одноосное растяжение, нелинейное деформирование.

Современное развитие авиационно-космической техники предполагает использование конструкций из полимерных композиционных материалов в широком диапазоне температур и нагрузок, зачастую приводящих к деформациям, выходящим за пределы упругости. Исходными данными для расчета и прогнозирования сопротивления разрушению и деформированию элементов таких конструкций являются, как правило, характеристики однонаправленного слоя. Нелинейное поведение слоя рассматривается ниже на примере результатов испытаний на одноосное растяжение образцов из однонаправленного углепластика с термопластичной матрицей при повышенной температуре, которые были оцифрованы из рисунков [1].

Для расчетов используем подход [2], основанный на предположении, что деформация в направлении вдоль волокна остается линейно-упругой на протяжении всего процесса деформирования вплоть до разрушения. В соответствии с этим подходом в случае одноосного растяжения однонаправленных углепластиков соотношения для определения деформаций и напряжений в главных осях ортотропии слоя (1, 2), которые справедливы как в линейной, так и нелинейной области деформирования, имеют следующий вид [2]

$\sigma_1 = \sigma_x \cos^2 \theta$	$\varepsilon_1 = (S_{11}\cos^2\theta + S_{12}\sin^2\theta)\sigma_x$	
$\sigma_2 = \sigma_x \sin^2 \theta$	$\varepsilon_2 = \varepsilon_x + \varepsilon_y - \varepsilon_1$	(1)
$\tau_{12} = -\sigma_x \sin \theta \cos \theta$	$\gamma_{12} = \varepsilon_{v} \operatorname{tg} \theta - \varepsilon_{x} \operatorname{ctg} \theta + 2\varepsilon_{1} \operatorname{ctg} 2\theta ,$	

где  $\sigma_x$  – растягивающее напряжение, приложенное к образцу;  $\varepsilon_x$  и  $\varepsilon_y$  – деформации в направлениях вдоль и перпендикулярно оси нагружения образца, соответственно;  $\theta$  – угол между осью нагружения образца и направлением армирования;  $S_{11} = \frac{1}{E_1}$  и  $S_{12} = -\frac{v_{12}}{E_1}$  – компоненты матрицы податливости;  $E_1$  – модуль упругости слоя в направлении армирования,  $v_{12}$  – коэффициент Пуассона.

Материалом для исследования является однонаправленный композит AS4/PEEK [1]. Испытания на растяжение образцов с углами  $\theta = 0^{\circ}$ , 10°, 30°, 45°, 60° и 90° проводились при температуре 100°С и двух скоростях деформирования: 0,01%/мин и 1%/мин. Модули податливости  $S_{11}$  и  $S_{12}$  приведены в табл. 1. Результаты расчета представлены на рис. 1.

$\dot{\mathcal{E}_{x}}, \%$ /мин	<i>Е</i> <sub>1</sub> , ГПа	$\nu_{12}$	<i>S</i> <sub>11</sub> , ГПа <sup>-1</sup>	<i>S</i> <sub>12</sub> , ГПа <sup>-1</sup>
0,01	132	0,362	0,00758	-0,00274
1	138	0,305	0,00724	-0,00221

Таблица 1. Характеристики слоя однонаправленного композита AS4/PEEK





Рис. 1. Зависимости между напряжениями и деформациями в главных осях ортотропии слоя образцов из однонаправленного композита AS4/PEEK с углами укладки θ = 10°, 30°, 45°, и 60° при одноосном растяжении со скоростями деформирования 1%/мин (точечные кривые) и 0,01%/мин (пунктирные кривые)

Следует отметить, что компоненты НДС слоя существенно зависят от скорости деформирования. Например, с увеличением скорости деформирования с 0,01%/мин до 1%/мин значения нормального напряжения  $\sigma_2$  повышаются на 6,6 – 16,9% при  $\varepsilon_2 = 0,75$ %, а касательного напряжения  $\tau_{12}$  – на 7,4 – 25,7% при  $\gamma_{12} = 2$ %.

В соответствии с предложенным выше подходом модули податливости  $S_{11}$  и  $S_{12}$  остаются постоянными вплоть до разрушения образца. Рассмотрим, как меняются в процессе деформирования остальные компоненты матрицы податливости:  $S_{22}$  и  $S_{66}$ .

Формулы для мгновенных (касательных, инкрементальных) модулей податливости можно вывести в предположении линейной связи между приращениями напряжений и деформаций [2]

$$\bar{S}_{22} = \frac{d\varepsilon_2}{d\sigma_2} - S_{12}\frac{d\sigma_1}{d\sigma_2}$$
$$\bar{S}_{66} = \frac{d\gamma_{12}}{d\tau_{12}},$$

и с учетом соотношений (1) после преобразований получаем

$$\bar{S}_{22} = \frac{d\varepsilon_x + d\varepsilon_y}{d\sigma_x} \csc^2\theta - S_{11} \operatorname{ctg}^2\theta - S_{12} \operatorname{cosec}^2\theta$$
$$\bar{S}_{66} = \frac{d\varepsilon_x}{d\sigma_x} \operatorname{cosec}^2\theta - \frac{d\varepsilon_y}{d\sigma_x} \operatorname{sec}^2\theta + (1 - \operatorname{ctg}^2\theta)S_{11} - (1 - \operatorname{tg}^2\theta)S_{12}$$

Результаты расчета для образцов при скорости деформирования  $\dot{\varepsilon_x} = 1\%$ /мин приведены на рис. 2.



Рис. 2. Зависимости мгновенных модулей податливости *S*<sub>22</sub> и *S*<sub>66</sub> образцов из однонаправленного композита AS4/PEEK от растягивающего напряжения *σ*<sub>x</sub>, действующего под углами 30° (+), 45°(×) и 60°(□) к направлению армирования с постоянной скоростью деформирования 1%/мин

Результаты расчета могут быть представлены в более удобном виде, позволяющем свести зависимости, приведенные на рис. 2, к единой кривой, если ввести понятие эффективного напряжения следующим образом

$$\sigma_{\mathfrak{P}} = \sqrt{\sigma_2^2 + k\tau_{12}^2},$$

где *k* – коэффициент, который подбирается для максимального сближения данных, полученных для разных углов укладки, и их последующей аппроксимации; зависит от материала и условий испытания (температура, скорость нагружения).

Полученные таким образом зависимости  $\bar{S}_{22}(\sigma_3)$  и  $\bar{S}_{66}(\sigma_3)$  для разных скоростей деформирования представлены на рис. 3. Коэффициент *k* был принят равным 2,25 и 4,0 для скоростей деформирования 1%/мин и 0,01%/мин, соответственно.


Рис. 3. Зависимости мгновенных модулей податливости  $\bar{S}_{22}$  и  $\bar{S}_{66}$  образцов из однонаправленного композита AS4/PEEK от эффективного напряжения  $\sigma_{\Im}$  при двух скоростях деформирования

Зависимости, представленные на рис. 3, были получены по результатам испытаний образцов при углах  $\theta$ , равных 30° (+), 45° (×) и 60° (□). Используем эти зависимости для построения расчетным путем диаграмм деформирования, соответствующих скорости деформирования 1%/мин, при других углах  $\theta$ , равных 10° и 90°, и для их сравнения с исходными диаграммами, полученными экспериментально.

Значения приложенного растягивающего напряжения вычисляются по формуле

$$\sigma_{x} = \frac{\sigma_{\Im}}{\sin\theta\sqrt{\sin^{2}\theta + k\cos^{2}\theta}}$$

Для вычисления значений  $\sigma_1$ ,  $\sigma_2$ ,  $\tau_{12}$  и  $\varepsilon_1$  используются соотношения (1). Предварительно представив касательные модули податливости как функции  $\bar{S}_{22}(\sigma_2)$  и  $\bar{S}_{66}(\tau_{12})$ , значения  $\varepsilon_2$  и  $\gamma_{12}$  определяем по формулам

$$\varepsilon_{2} = S_{12}\sigma_{1} + \int_{0}^{\sigma_{2}} \bar{S}_{22}(\sigma_{2})d\sigma_{2}$$
$$\gamma_{12} = \int_{0}^{\tau_{12}} \bar{S}_{66}(\tau_{12})d\tau_{12}.$$

Деформации в главных осях образца определяются по формулам

$$\varepsilon_x = \varepsilon_1 \cos^2 \theta + \varepsilon_2 \sin^2 \theta - \gamma_{12} \sin \theta \cos \theta$$
  
$$\varepsilon_y = \varepsilon_1 \sin^2 \theta + \varepsilon_2 \cos^2 \theta + \gamma_{12} \sin \theta \cos \theta.$$

Результаты расчета и их сравнение с экспериментально полученными диаграммами деформирования представлены на рис. 4.



Рис. 4. Сравнение экспериментальных диаграмм деформирования со скоростью 1%/мин (линии) образцов из однонаправленного композита AS4/PEEK с расчетными данными (точки)

По рис. 4 видно хорошее соответствие между расчетными и экспериментальными данными. Аналогичный результат получен по диаграммам, соответствующим другим углам  $\theta$ , в том числе по диаграммам деформирования со скоростью 0,01%/мин.

Таким образом, рассмотренный подход позволяет определять компоненты НДС слоя на протяжении всего процесса деформирования однонаправленного композита при одноосном растяжении вплоть до разрушения. Изменение касательных модулей податливости  $\bar{S}_{22}$  и  $\bar{S}_{66}$ , соответствующих разным углам укладки волокон, в процессе деформирования сводятся к единой зависимости от эффективного напряжения. Такая зависимость может быть использована для построения диаграмм деформирования образцов с любыми углами укладки. Сравнение кривых, построенных путем расчета, с экспериментальными диаграммами деформирования показывает их хорошее соответствие между собой.

#### Литература

1. Kawai M., Masuko Y., Kawase Y., Negishi R. Micromechanical analysis of the off-axis ratedependent inelastic behavior of unidirectional AS/PEEK at high temperature // International Journal of Mechanical Sciences. – 2001. – Vol. 43. P. 2069-2090.

2. Думанский А.М., Алимов М.А., Радченко А.А. Анализ нелинейного поведения композитного материала при одноосном растяжении // Информатизация и связь. – 2013. - № 1. – С. 69-72.

## ПРОГНОЗИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ ОДНОНАПРАВЛЕННЫХ УГЛЕПЛАСТИКОВ ПРИ СКОРОСТНОМ НАГРУЖЕНИИ

Аунг К.Т.<sup>1</sup> – аспирант МГТУ им. Н.Э. Баумана, Думанский А.М.<sup>2</sup> – д-р физ.-мат. наук, Глав. Научн. Сотр.

<sup>1</sup>МГТУ им. Н.Э. Баумана, Москва, 105005, Россия <sup>2</sup>Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, 101990, Россия <u>aungkothet.mgn@gmail.com</u>, aldumans@rambler.ru *PREDICTING THE MECHANICAL BEHAVIOR OF UNIDIRECTIONAL CARBONFIBER REINFORCED PLASTICS UNDER STRAIN RATE LOADING* 

Aung K.T.<sup>1</sup> - post-graduate student, Bauman Moscow State Technical University,

**Dumansky A.M.<sup>2</sup>** – Dr. Sc. (Eng.), Pr. R. Fellow

<sup>1</sup>Bauman Moscow State Technical University, Moscow, 105005, Russia <sup>2</sup>Mechnical Engineering Research Institute of the Russian Academy of Sciences aungkothet.mgn@gmail.com, aldumans@rambler.ru

**Abstract.** Using the relations of hereditary elasticity, anisotropic elasticity, and Volterra's correspondence principle, we proposed the constitutive equation that allows to predict the mechanical behavior of unidirectional (UD) carbon fiber reinforced plastics under strain rate loading. By applying the proposed constitutive equation, stress-strain curve expressions for the samples of UD carbon fiber laminates AS4/3501-6 and IM7/8552 are constructed.

**Key words:** hereditary elasticity, anisotropic elasticity, Volterra's correspondence principle, high speed loading.

### Введение

Полимерные композиционные материалы (ПКМ) находят широкое применение в различных отраслях промышленности благодаря их уникальному сочетанию высокой прочности и малого веса. Однонаправленные углепластики являются важной составляющей ПКМ и используются в конструкциях, где требуются высокие жесткости и прочности. Однако механическое поведение этих материалов во многом зависит от условий нагружения, в частности от скорости деформации, что требует построения определяющих соотношений, позволяющих учитывать реологические свойства материалов. Таким образом могут быть использованы соотношения теории вязкоупругости либо наследственной механики твердых тел [1, 2]. В работе [3, 4] экспериментальные показывают, что наиболее значительные временные эффекты проявляются при сдвиговом нагружении в плоскости слоя и, в меньшей степени, в перпендикулярном армированию, при нагружении в направлении направлении армирования реологические эффекты пренебрежимо малы. В работе были использованы экспериментальные данные, полученные из кривых деформирования однонаправленных образцов углепластика AS4/3501-6 и IM7/8552 при сжатии образцов под разными углами к направлению армирования [5, 6].

Таблица 1. Основные значения механических свойств углепластиков AS4/3501-6 и IM7/8552 [5, 6]

Углепластик	$E_1$	$E_{2}$	$G_{12}$	$\upsilon_{12}$	$\mathcal{E}_1$	$\mathcal{E}_2$	$\gamma_2$
	(ГПа)	(ГПа)	(ГПа)		(%)	(%)	(%)
AS4/3501-6	126	11	6,6	0,28	1,38	0,436	2
IM7/8552	165	9	5,6	0.34	1,551	0,81	5

#### Методика построения определяющего соотношения

В данной работе разработана методика построения определяющего соотношения на основе экспериментальных данных испытаний образцов из углепластика AS4/3501-6 и IM7/8552, рис.1.



Рис.1. Схема нагружения образца 1,2 – главные ортотропные оси; *О* - угол между направлением действия нагрузки и направлении армирования

Из теории анизотропной упругости [7] известную формулу зависимости модуля ортотропного тела от угла можно записать в следующем виде:

$$E_{\theta}^{0} = \frac{E_{1}}{c^{4} + \left[\frac{E_{1}}{G_{12}} - 2\upsilon_{12}\right]c^{2}s^{2} + \frac{E_{1}}{E_{2}}s^{4}},$$
(1)

где с = cos  $\theta$ , s = sin  $\theta$ ,  $\theta$  - угол между направлением армирования и направлением действия нагрузки,  $E_1, E_2$  - модули упругости в направлении и поперек армирования соответственно,  $G_{12}$  - модуль сдвига. Для учета влияния реологических эффектов, были использованы соотношения алгебры резольвентных операторов в теории наследственной упругости. В соответствии с принципом Вольтерра, можно написать операторное выражение для модуля упругости с реологическими свойствами [1].  $\frac{1}{E^*} = \frac{1}{E^0} (1 + \alpha K^*)$ , где

 $E^{0}$  - мгновенный модуль,  $K^{*}$  - наследственный оператор,  $\alpha$  - параметр соотношения. Учитывая слабое проявление реологических свойств в направлении армирования, считаем, что модуль  $E_{1}$  не зависит от времени. В направлении перпендикулярном армированию, проявляется линейные реологические свойства, а при сдвиге реологические и физически нелинейные свойства. Тогда в области линейного деформирования операторное выражение модуля упругости имеет следующий вид:

$$E_{\theta}^{*} = \frac{E_{1}}{c^{4} + \left[\frac{E_{1}}{G_{12}^{*}} - 2\nu_{12}\right]c^{2}s^{2} + \frac{E_{1}}{E_{2}^{*}}s^{4}},$$
(2)

где  $E_2^*, G_{12}^*$ - операторные выражения модуля в направлении перпендикулярном армированию и при сдвиге. В нашей работе принимается условие подобия наследственных операторов, что  $E_2^* = \alpha_2 K^*$ ,  $G_{12}^* = \alpha_{12} K^*$ . Тогда, в соответствии с (2), операторное выражение модуля, позволяющее описывать анизотропию реологических свойств, примет следующий вид:

$$E_{\theta}^{*} = \frac{E_{1}}{c^{4} + \left[\frac{E_{1}}{G_{12}^{0}}\left(1 + \alpha_{12}K^{*}\right) - 2\nu_{12}\right]c^{2}s^{2} + \frac{E_{1}}{E_{2}^{0}}\left(1 + \alpha_{2}K^{*}\right)s^{4}}.$$
(3)

После преобразований получим: 
$$E_{\theta}^{*} = \frac{E_{1}}{A_{\theta} + B_{\theta}K^{*}}$$
, где  
 $A_{\theta} = c^{4} + \left[\frac{E_{1}}{G_{12}^{0}} - 2\nu_{12}\right]c^{2}s^{2} + \frac{E_{1}}{E_{2}^{0}}s^{4}$ ,  $B_{\theta} = \frac{E_{1}}{G_{12}^{0}}c^{2}s^{2}\alpha_{12} + \frac{E_{1}}{E_{2}^{0}}s^{4}\alpha_{2}$ . Выражения для резольвенты

ł

оператора в уравнение можно написать следующим образом  $\frac{1}{1+\alpha_{\theta}K^{*}}=1-\alpha_{\theta}\Gamma^{*}(-\lambda)$ . Тогда

уравнение имеет в следующий вид:  $E_{\theta}^* = E_{\theta}^0 \left( 1 - \alpha_{\theta} \Gamma^*(-\lambda) \right)$ , где  $E_{\theta}^0 = \frac{E_1}{A_{\theta}}$ ,  $\alpha_{\theta} = \frac{B_{\theta}}{A_{\theta}}$ . С

использованием операторной формы, определяющее соотношение наследственной упругости в направлении, перпендикулярном армированию, можно записать в следующем виде:

$$\varepsilon_2 = \frac{1}{E_2^0} \left( 1 + \alpha_2 K^* \right) \sigma_2, \tag{4}$$

 $\mathbf{\Gamma}$ 

$$\sigma_2 = E_2^0 \left( 1 - \alpha_2 \Gamma^*(-\lambda) \right) \varepsilon_2, \tag{5}$$

где,  $\Gamma^* f = \int_{0}^{t} \Gamma(t-\tau) f(\tau) d\tau$ . Функция релаксации  $\Gamma(t-\tau)$  имеет в следующий вид [8].  $\Gamma(t-\tau) = \sum_{i=1}^{n} P_i \lambda_i e^{-\lambda_i(t-\tau)}$ ,  $P_i$ - спектр релаксации,  $\lambda_i$ - спектр времён релаксации. При

постоянном скоростном деформировании, изменение деформации можно записать следующим образом  $\varepsilon = \dot{\varepsilon}t$ . Тогда определяющее соотношение при направлении под углом 90° можно записать следующим образом:

$$\sigma_2 = E_2^0 \left( 1 - \alpha_2 \left( 1 - \frac{\dot{\varepsilon}}{\varepsilon_2} \sum_{i=1}^n \frac{P_i}{\lambda_i} (1 - e^{-\lambda_i \frac{\varepsilon_2}{\dot{\varepsilon}}} \right) \right) \varepsilon_2.$$
(6)

При направлении под углом 45° определяющее соотношение имеет в следующий вид:

$$\sigma_{45} = E_{45}^0 \left( 1 - \alpha_{45} \left( 1 - \frac{\dot{\varepsilon}}{\varepsilon_{45}} \sum_{i=1}^n \frac{P_i}{\lambda_i} (1 - e^{-\lambda_i \frac{\varepsilon_{45}}{\dot{\varepsilon}}} \right) \right) \varepsilon_{45}.$$

$$\tag{7}$$

В работе были использованы экспериментальные данные [5, 6]. Параметры определяющего соотношения можно определить с помощью метода наименьших квадратов [9]:

$$\min \to ||Ax - b||_2^2, \tag{8}$$

где А – матрица плана, х – вектор параметров, b – вектор экспериментальных результатов.

Значение параметров  $E_2^0$  и  $E_{45}^0$  являются мгновенным модулям образцов, нагружаемых под углами 90°, 45°. Для углепластика IM7/8552 получены  $E_2^0 = 9.5 \Gamma\Pi a$ ,  $E_{45}^0 = 17 \Gamma\Pi a$ ,  $\alpha_2 = 1.24s^{-1}$ ,  $\alpha_{45} = 0.991s^{-1}$ . Для углепластика AS4/3501-6 получены  $E_2^0 = 14.4 \Gamma\Pi a$ ,  $E_{45}^0 = 20 \Gamma\Pi a$ ,  $\alpha_2 = 1.9s^{-1}$ ,  $\alpha_{45} = 0.98s^{-1}$ . Другие значения параметров показаны в таблицах 2 и 3.

Параметры		IM7/8	3552	
	При динамическ	сом нагружении	При квазис	татическом
	276	$s^{-1}$	нагружении	
			4.10	$0^{-4} s^{-1}$
	45°	90°	45°	90°
$P_1$	0.01	0.09	0.1	0.08
$P_2$	0.0099	0.07	0.2	0.01
$P_3$	0.005	0.04	0.5	0.005
$\lambda_1(s^{-1})$	1.26	1.08	9.29 10 <sup>3</sup>	3.6 10 <sup>3</sup>
$\lambda_2(s^{-1})$	3.86	1.24	$3.41 \ 10^3$	6.5 10 <sup>3</sup>
$\lambda_3(s^{-1})$	29.8	1.16	5.4 $10^3$	8.6 10 <sup>3</sup>

Таблица 2. Значения параметров определяющего соотношения IM7/8552

Таблица 3. Значения параметров определяющего соотношения AS4/3501-6

	AS4/35	501-6		
При динамическ	ом нагружении	При квазис	При квазистатическом	
$380s^{-1}$		нагружении		
		1.10	$0^{-4} s^{-1}$	
45°	90°	45°	90°	
0.2	0.09	0.2	0.06	
0.09	0.046	0.1	0.01	
0.0046	0.028	0.3	0.008	
1.3	1.09	6.45 10 <sup>3</sup>	1.13 10 <sup>3</sup>	
1.7	1.19	$1.3 \ 10^3$	8.27 10 <sup>3</sup>	
11.76	1.38	5.51 10 <sup>3</sup>	$4.02 \ 10^3$	
	При динамическ 380 45° 0.2 0.09 0.0046 1.3 1.7 11.76	АS4/35 При динамическом нагружении 380s <sup>-1</sup> 45° 90° 0.2 0.09 0.09 0.046 0.0046 0.028 1.3 1.09 1.7 1.19 11.76 1.38	АS4/3501-6 При динамическом нагружении При квазис $380s^{-1}$ При квазис 1.10 45° 90° 45° 0.2 0.09 0.2 0.09 0.046 0.1 0.0046 0.028 0.3 1.3 1.09 6.45 10 <sup>3</sup> 1.7 1.19 1.3 10 <sup>3</sup> 11.76 1.38 5.51 10 <sup>3</sup>	

С использованием соотношения (10) были построены расчетные кривые деформирования, приведенные на рис. 3 и 4. Экспериментальные данные и расчетные кривые деформации демонстрируют хорошее совпадение в линейной области. Результаты показывают, что значения мгновенных модулей упругости для однонаправленного углепластика AS 4/3501-6 выше, чем значения для углепластика IM7/8552, что, вероятно, связано с более высокой жесткостью матрицы 3501-6.



Рис. 3. Кривые деформирования образцов из углепластика IM7/8552 при динамическом и квазистатическом нагружении под углом (а) 45°(б) 90° к направлению армировании



Рис. 4. Кривые деформирования образцов из углепластика AS4/3501-6 при динамическом и квазистатическом нагружении под углом (а) 45°(б) 90° к направлению армировании

На основе полученных значений выводятся параметры определяющих уравнений, определены значения  $G_{12}^0, \alpha_{12}$ . С использованием уравнениях  $A_{45} = \frac{E_1}{E_{45}^0}, \ \alpha_{12} = \frac{B_{45}}{A_{45}},$  можно записать  $A_{45} = \frac{1}{4} + \frac{1}{4} \left( \frac{E_1}{G_{12}^0} - 2\nu_{12} \right) + \frac{1}{4} \frac{E_1}{E_2^0}, \ B_{45} = \frac{1}{4} \frac{E_1}{G_{12}^0} \alpha_{12} + \frac{1}{4} \frac{E_1}{E_2^0} \alpha_2.$  Тогда мгновенный модуль  $G_{12}^0$  и параметр  $\alpha_{12}$  имеет в следующий вид  $\frac{1}{G_{12}^0} = \left[ \frac{4}{E_{45}^0} - \frac{1-2\nu}{E_1} - \frac{1}{E_2^0} \right],$   $\alpha_{12} = \frac{G_{12}^0}{E_1} \left[ 4B_{45} - \frac{E_1}{E_2^0} \alpha_2 \right].$  Получены значения параметров  $G_{12}^0 = 5.5\Gamma\Pi a$  и  $\alpha_{12} = 0.85s^{-1}$  для углепластика AS4/3501-6.

Параметр  $\alpha_{\theta}$  представляет собой функции:  $\alpha_{\theta} = f(E_{\theta}^{0}, E_{2}^{0}, G_{12}^{0}, \alpha_{2}, \alpha_{12}, \theta)$  и получим уравнение:

$$\alpha_{\theta} = E_{\theta}^{0} \left( \frac{c^{2} s^{2} \alpha_{12}}{G_{12}^{0}} + \frac{s^{4} \alpha_{2}}{E_{2}^{0}} \right).$$
(9)

Тогда определяющее соотношение однонаправленных углепластиков при скоростном нагружении можно записать следующим образом:

$$\sigma_{\theta} = E_{\theta}^{0} \left( 1 - \alpha_{\theta} \left( 1 - \frac{\dot{\varepsilon}}{\varepsilon_{\theta}} \sum_{i=1}^{n} \frac{P_{i}}{\lambda_{i}} (1 - e^{-\lambda_{i} \frac{\varepsilon_{\theta}}{\dot{\varepsilon}}} \right) \right) \varepsilon_{\theta} \,. \tag{10}$$

#### Заключение

Получено определяющее соотношение, основанное на теории наследственной упругости и анизотропной упругости, а также на соответствии Вольтерра для описания механического поведения однонаправленных углепластиков при скоростном нагружении. Определены параметры определяющего соотношения однонаправленных углепластиков AS4/3501-6 и IM78552 при квазистатическом и динамическом нагружении. Построены кривые деформирования и получено хорошее согласие расчетных и экспериментальных результатов в линейной области. Поскольку нелинейное деформирование углепластиков в значительной степени определяющее соотношение для учета физической нелинейности.

#### Литература:

1. Работнов Ю. Н. Элементы наследственной механики твердых тел. Москва, Наука. 1977, 384 с.

2. Tschoegl N. W. The phenomenological theory of linear viscoelastic behaviour. Berlin, Heidelberg, Springer Verlag. 1989, P. 769.

3. Tsai J. L., Sun C. T. Strain rate effect on in-plane shear strength of unidirectional polymeric composites // Composites Science and Technology. 2005. № 65. P. 1941 1947.

4. Kaddour A. S., Hinton M. J., Li S., Smith P. Instructions to contributors of the third worldwide failure exercise (WWFE-III): Part (A). 2008, P. 48.

5. Schaefer J. D., Werner B. T., Daniel. I. M. Strain-rate-dependent criteria for composite laminates: Applications of the Northwestern failure theory to multiple material systems Mechanics of Composite and Multi-functional Materials (Conf. Proc. of the Society for Experimental Mechanics Series vol 6), pp 187-196 DOI 10.1007/978-3-319-63408-1\_19.

6. Koerber H, Xavier J, Camanho PP. Experimental characterization and constitutive modeling of the non-linear stress–strain behavior of unidirectional carbon–epoxy under high strain rate loading Adv. Model. and Simul. in Eng. Sci. (2018) 5:17 <u>https://doi.org/10.1186/s40323-018-0111-x</u>.

7. Лехницкий С.Г. Теория упругости анизотропного тела. Москва, Наука. 1977, 416 с.

8. Работнов Ю.Н. Ползучесть элементов конструкций. Москва, Наука. 1966, 752 с.

9. Д. Каханер, К. Моулер, С. Нэш. Численные методы и программное обеспечение. Москва, Мир. 1998, 575 с.

УДК 621.01

# АНАЛИЗ УСЛОВИЙ БЕЗОПАСНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ ОБЪЕКТОВ ТЕХНОСФЕРЫ ПО ПАРАМЕТРАМ СТАТИЧЕСКОЙ И ЦИКЛИЧЕСКОЙ НАГРУЖЕННОСТИ<sup>1</sup>

Гаденин М.М. – кандидат технических наук, ведущий научный сотрудник Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН e-mail: safety@imash.ru

## ANALYSIS OF SAFE OPERATION REQUIREMENT OF TECHNOSPHERE INSTALLATIONS ON PARAMETERS OF STATIC AND CYCLIC LOADING Gadenin M.M. – Cand. of Techn. Sciences, Leading researcher Mechanical Engineering Research Institute of the Russian Academy of Sciences e-mail: safety@imash.ru

**Abstract.** It is shown that the analysis of strength of engineering installations at a static and cyclic loading is carried out on the basis of data on local cyclic elastic-plastic strains and an service stress loading. At the same time the analysis of their damageability is based on computation and experimental methods of determination of strength, life-time, survivability and safety taking into account these characteristics.

Key words: installations of technosphere, strength, operational loading.

Аннотация. Показано, что анализ прочности инженерных объектов при статическом и циклическом нагружении осуществляется на основе данных о локальных циклических упругопластических деформациях и эксплуатационной нагруженности. При этом анализ их повреждаемости основывается на расчетно-экспериментальных методах определения прочности, ресурса, надежности, живучести и безопасности с учетом этих характеристик. Ключевые слова: объекты техносферы, прочность, эксплуатационная нагруженность.

Современная тенденция в проектировании и эксплуатации объектов техносферы в направлении повышения прочности и надежности их несущих элементов с целью обеспечения эксплуатационной безопасности обусловливает необходимость проведения их расчетов как с учетом условий номинального упругого деформирования, так и с анализом и обоснованием в таких расчетах сопротивления неупругим (упругопластическим и реологическим) деформациям и разрушению в упругопластической области деформирования [1-3].

Анализ повреждаемости элементов конструкций в процессе эксплуатации и условий перехода их в критические предельные состояния в результате воздействия многофакторных инициирующих воздействий базируется на расчетно-экспериментальных методах оценки прочности, ресурса, живучести и безопасности [2, 4]. Эксплуатационные воздействия на объекты техносферы (по принятой классификации [1]: стратегически важные объекты – СВО, критически важные объекты - КВО, опасные производственные объекты - ОПО, объекты технического регулирования – ОТР) помимо действующих нагрузок Q (напряжений  $\sigma$  и деформаций e) характеризуются следующими основными параметрами: числами циклов N, временем нагружения  $\tau$ , температурой t, дефектностью l, воздействием окружающей среды  $\beta$  (рис. 1). При этом параметры N и  $\tau$  определяют ресурс объекта в целом, а t – его термостойкость (хладоломкость).

<sup>&</sup>lt;sup>1</sup> Работа поддержана РНФ, проект № 20-19-00769-П



Рис. 1. Зоны допускаемых, опасных и критических состояний объектов техносферы

Внешние штатные и нештатные (в т.ч. аварийные и катастрофические) воздействия создают в анализируемом элементе расчетный уровень напряжений  $\sigma$  и деформаций *е*, которые зависят от действующих усилий, способа их приложения, размеров и форм сечений. Если эти воздействия возрастают, то в определенный момент в несущих элементах могут быть достигнуты предельные (критические) состояния, в результате чего эти элементы разрушатся, потеряют устойчивость или получат недопустимые формоизменения. Напряжения и деформации в этот момент приобретают предельные (критические) значения  $\sigma_{\kappa}$ ,  $e_{\kappa}$ .

Величины  $\sigma_{\kappa}$ ,  $e_{\kappa}$ , как это показано на рис. 1, зависят от названных выше параметров N,  $\tau$ , l, t,  $\lambda$ ,  $\beta$ . Для отображения их взаимосвязи строятся аналитические (в виде соответствующих аналитических выражений) и графические зависимости: кривые усталости в напряжениях « $\sigma_{\kappa}$ – $N_{\kappa}$ » и деформациях « $e_{\kappa}$ – $N_{\kappa}$ »; - кривые длительной прочности « $\sigma_{\kappa}$ – $\tau_{\kappa}$ » и « $e_{\kappa}$ – $\tau_{\kappa}$ »; кривые трещиностойкости (живучести) « $\sigma_{\kappa}$ – $l_{\kappa}$ » и « $e_{\kappa}$ – $l_{\kappa}$ »; кривые термостойкости (хладостойкости) « $\sigma_{\kappa}$ – $t_{\kappa}$ » и « $e_{\kappa}$ – $f_{\kappa}$ »; кривые устойчивости « $\sigma_{\kappa}$ – $\lambda_{\kappa}$ »; кривые изменения (деградации) механических свойств « $\sigma_{\kappa}$ – $\beta_{\kappa}$ » и « $e_{\kappa}$ – $\beta_{\kappa}$ » [4].

В соответствии с рис. 1 возможности достижения предельных состояний (разрушение, образование критических трещин, потеря устойчивости, недопустимые пластические деформации) в широком диапазоне параметров нагружения можно категорировать следующими классами аварийных и катастрофических ситуаций [1]:

- нормальные (штатные), когда выполняются условия прочности, ресурса и живучести по заданным уровням запасов n и дефектности  $l^3$ ; в этом случае эксплуатация продолжается по существующим нормам и правилам;

- отклонения от нормальных условий по параметрам эксплуатационных воздействий ( $\sigma_{\max}^3$ ) и уровню дефектности  $l^3$  со снижением запасов *n*; в этом случае возможно образование повреждений и отказов;

- проектные аварийные ситуации, когда наблюдаются существенные возрастания эксплуатационных воздействий  $\sigma_{\text{max}}^3$ , падение характеристик прочности ( $\sigma_{\text{r}}$ ,  $\sigma_{\text{в}}$ ) и пластичности  $\psi_{\text{k}}$ , рост дефектов  $l^3$ ; в этих случаях проводится анализ состояния объекта, его ремонт и восстановление, а также оценка остаточной прочности и ресурса;

- запроектные аварийные ситуации, когда запасы n и расчетные характеристики переходят в недопустимую область ( $n \le 1$ ); в этом случае имеет место вынужденная остановка оборудования, реализуются объемы работы по его восстановлению и принимаются решения о возможности или невозможности дальнейшей эксплуатации;

- гипотетические аварийные ситуации при наличии непредвиденных расчетами и испытаниями экстремальных воздействий  $\sigma_{\max}^{9}$ , сопровождающиеся значительными разрушениями  $(l^{9} \rightarrow l_{k})$  и невозможностью восстановления; в этих случаях запасы n < 1.

334

Каждому из этих классов ситуаций соответствует определенное снижение уровня техногенной безопасности, который может оцениваться через значения рисков [1].

В общем случае потенциальная опасность объектов с увеличением интенсивности внешних воздействий нарастает и риски образования на них повреждений, аварий и катастроф повышаются. С учетом этого по условиям достижения предельных состояний средняя область на рис. 1 в целом характерна для опасных производственных объектов (ОПО) с анализом для них возможных условий возникновения нештатных ситуаций; нижняя правая область относится к объектам технического регулирования (ОТР) с анализом возможных аварий, отказов и повреждений, а верхняя левая область на рис. 1 характерна для критически (КВО) и стратегически (СВО) важных объектов и требует углубленного анализа условий возможного возникновения наиболее опасного вида нештатных ситуаций - катастроф.

Рассматриваемые в рамках комплексного подхода к обеспечению прочности и ресурса [1, 2] создание и эксплуатация несущих элементов оборудования в области допускаемых состояний характеризуется удовлетворением набора требований в последовательности «прочность  $\rightarrow$  устойчивость  $\rightarrow$  ресурс  $\rightarrow$  живучесть  $\rightarrow$  безопасность  $\rightarrow$  защищенность» по указанным выше параметрам. При этом с учетом накопленного научного и практического опыта риски возникновения нештатных ситуаций внутри области допускаемых состояний могут считаться приемлемыми. Неблагоприятное изменение основных параметров нагруженности (рост напряжений  $\sigma$ , деформаций *e*, числа циклов *N*, времени  $\tau$ , увеличение размеров дефектов *l*, гибкости  $\lambda$ , увеличение (или снижение) температур *t*, воздействие на материал окружающей среды  $\beta$ ) может вызвать переход от штатных ситуаций к опасным - аварийным и катастрофическим. При этом риски окажутся выше приемлемых (или допустимых), а безопасность эксплуатации рассматриваемого объекта необеспеченной.

Обеспечение надлежащих характеристик прочности, ресурса и безопасной эксплуатации несущих элементов объектов техносферы, испытывающих действие как статических, так и повторных механических и других типов нагрузок, требует их оценки, в первую очередь, по критериям статического и циклического деформирования и разрушения. При этом число циклов нагружения на основных расчетных и экстремальных режимах в зависимости от характера и условий работы рассматриваемых элементов может изменяться от единиц до десятка тысяч.

Реакцией таких несущих элементов на воздействие прикладываемых к ним суммарных нагрузок, в том числе и в таких специфических условиях эксплуатации, как наличие наложенных на основные режимы высокочастотной динамики, коррозионных сред и др., является возникновение соответствующих этим условиям и нелинейно изменяющихся с течением времени нагружения кинетических полей напряжений и деформаций, а, следовательно, и соответствующих им полей повреждений [2, 5]. При этом в зонах конструктивной концентрации местные напряжения и деформации имеют повышенные значения, а сами процессы повреждения материала протекают более интенсивно, приводя к возникновению зон локальных разрушений (трещин), переходящих, в конце концов, в макроразрушения (потерю несущей способности).

Определение ресурса несущих конструкций объектов техносферы по параметрам эксплуатационной нагруженности  $Q^{3}_{max}$  заключается в том, что по базовым соотношениям статической прочности

$$\sigma_n^{3} \max = Q^{3} \max \left\{ F, W_{oc}, W_p \right\} \le \left[ \sigma_n \right] = \min \left\{ \frac{\sigma_{\rm T}}{n_{\rm T}}, \frac{\sigma_{\rm B}}{n_{\rm B}} \right\}$$
(1)

максимальные номинальные эксплуатационные напряжения  $\sigma_{n \max}^{\mathfrak{I}}$  не должны превышать номинальные допускаемые [ $\sigma_n$ ].

В выражении (1):  $Q_{\text{max}}^{9}$  – максимальная нагрузка при эксплуатации (в том числе осевое усилие, изгибающий и крутящий моменты), *F* - площадь сечения,  $W_{\text{oc}}$  - осевой момент сопротивления,  $W_{n}$  – полярный момент сопротивления.

Допускаемое напряжение [ $\sigma_n$ ] принимается как минимальное относительно предела текучести  $\sigma_{\rm T}$  с коэффициентом запаса  $n_{\rm T}$  или предела прочности  $\sigma_{\rm B}$  - с  $n_{\rm B}$ .

В принятых нормативных расчетах статической прочности все параметры в выражении (1) независимы от времени  $\tau$ . В уточненных расчетах величины  $\sigma_{\rm T}$  и  $\sigma_{\rm B}$  принимаются зависящими от времени  $\tau$  (из-за деградации материала, старения, коррозии, эрозии, износа)

$$\{\sigma_{\mathrm{T}}, \sigma_{\mathrm{B}}\} = F_{\tau}(\tau) = \{\sigma_{\mathrm{T}}(\tau), \sigma_{\mathrm{B}}(\tau)\}.$$
(2)

Вводя функции изменения во времени  $\sigma_{\rm T}(\tau)$  и  $\sigma_{\rm B}(\tau)$  согласно выражению (2) при неизменных остальных параметрах выражения (1), становится возможным оценить фактический  $\tau_{\rm d}^3$  и допускаемый [ $\tau$ ] ресурс с учетом времени нагружения (рис. 2).



Рис. 2. Диаграммы определения статического ресурса с учетом времени нагружения

Рассчитываемые значения фактического эксплуатационного  $\tau_{\phi}^{9}$  (по разрушению или образованию недопускаемых повреждений) или допускаемого [ $\tau$ ] ресурса несущих элементов будут определяться по выражениям

$$\tau_{\rm th}^{\rm g} = F_{\tau} \{ \sigma_{n_{\rm max}}^{\rm g}, \sigma_{\rm T}(\tau), \sigma_{\rm B}(\tau) \}, \tag{3}$$

$$[\tau] = F_{\tau} \{ \sigma_{n \max}^{\mathfrak{I}}, \sigma_{\mathrm{T}}(\tau), \sigma_{\mathrm{B}}(\tau), n_{\mathrm{T}}, n_{\mathrm{B}} \}.$$
(4)

Снижение ресурса [ $\tau$ ]'может быть обусловлено также изменением в процессе нагружения параметров опасных сечений ( $F, W_{oc}, W_p$ ), входящих в выражение (1) из-за влияния внешней среды (см. рис. 2). Это может обусловить рост  $\sigma_n^{3} \max(\tau)$  при тех же уровнях воздействий  $Q^{3} \max$  по характеристикам статического деформирования.

Вместе со статической нагруженностью, влияющей на статическую прочность и временной статический ресурс, дополнительное влияние на оценку по выражениям (3) и (4) уровней повреждений приобретают циклически изменяющиеся по времени  $\tau$  эксплуатационные воздействия  $V^{9}(\tau)$  и нагрузки  $Q^{9}(\tau)$ , имеющие, как правило, нерегулярный характер [5].

Основными параметрами эксплуатационных нагрузок являются: максимальные и минимальные значения таких воздействий  $V^{3}_{\text{max}}, V^{3}_{\text{min}}$  и нагрузок  $Q^{3}_{\text{max}}, Q^{3}_{\text{min}}$ , а также

число их циклов N и частота f (скорость) воздействия, или время цикла  $\tau_{\rm II}$ .

Определяемые путем расчетов или экспериментов эксплуатационные воздействия  $V^{\mathfrak{I}}(\tau)$  и нагрузки  $Q^{\mathfrak{I}}(\tau)$  не используются, как правило, в прямом виде в расчете фактического и допускаемого ресурса  $\tau_{\phi}^{\mathfrak{I}}$  и [ $\tau$ ]. Для определения их значений по величинам  $V^{\mathfrak{I}}(\tau)$  и  $Q^{\mathfrak{I}}(\tau)$  необходимо аналитически или опытным путем установить временну́ю последовательность изменения этих параметров

$$Q_{2}(\tau) = F_{P}\{V(\tau), Q(\tau)\}.$$
(5)

Далее, по выражению (1) расчетно-экспериментальным путем следует определить кинетику во времени *т* номинальных эксплуатационных напряжений

$$\sigma_n^{\mathfrak{I}}(\tau) = Q^{\mathfrak{I}}(\tau) \{F, W_{\text{oc}}, W_p\}.$$
(6)

По параметрам эксплуатационной нагруженности согласно (5) и эксплуатационной напряженности согласно (6) определяются значения изменяющихся максимальных и минимальных номинальных напряжений  $\sigma_{n\max}^{3}(\tau)$ ,  $\sigma_{n\min}^{3}(\tau)$ 

$$\{\sigma_{n\max}^{\mathfrak{I}}(\tau), \sigma_{n\min}^{\mathfrak{I}}(\tau)\} = F_{\sigma}\{[V_{\max}^{\mathfrak{I}}(\tau), V_{\min}^{\mathfrak{I}}(\tau)], [Q^{\mathfrak{I}}_{\max}(\tau), Q^{\mathfrak{I}}_{\min}(\tau)]\} = F_{\sigma}\{[Q^{\mathfrak{I}}_{\max}(\tau), Q^{\mathfrak{I}}_{\min}(\tau)], F, W_{\mathrm{oc}}, W_{p}\}$$

$$(7)$$

Для уточненной оценки ресурса особое значение имеет экспериментальное определение временных процессов изменения эксплуатационных напряжений в рассматриваемых несущих элементах по параметрам режимов  $R_{\text{max}}(\tau), R_{\min}(\tau)$  их работы

$$\{\sigma^{\mathfrak{I}}_{n\max}(\tau), \sigma^{\mathfrak{I}}_{n\min}(\tau)\} = F_{\sigma}\{R_{\max}(\tau), R_{\min}(\tau)\}$$
(8)

Выражения (7) и (8) характеризуют общую картину эксплуатационной напряженности по действующим режимам.

Для циклической нагруженности в эксплуатации определяются две характерные для неё величины: амплитуды номинальных напряжений  $\sigma_a^{3}(\tau) = [\sigma_{n\max}^{3}(\tau) - \sigma_{n\min}^{3}(\tau)]/2$  и коэффициенты асимметрии номинальных напряжений  $r(\tau) = \sigma_{n\min}^{3}(\tau)/\sigma_{n\max}^{3}(\tau)$ .

Для циклически нагруженных несущих элементов наряду с временны́м ресурсом [ $\tau$ ] и  $\tau_{\phi}^{3}$  согласно рис. 2 определяется ресурс по циклам нагружения [N] и  $N_{\phi}^{3}$ , изменяющимся с частотой f

$$\{[N], N_{\Phi}^{\mathfrak{I}}\} = F_{N}\{[\tau], \tau_{\Phi}^{\mathfrak{I}}, f\}.$$
(9)

По аналогии с выражениями (2) - (4) и рис. 2 с учетом (9) рассчитываются кривые усталости (циклической прочности) в координатах амплитуд напряжений  $\sigma_a^{\mathfrak{d}}(\tau)$  или  $\sigma_a^{\mathfrak{d}}(N^{\mathfrak{d}})$  и числа циклов  $N^{\mathfrak{d}}$ 

$$\{\sigma_a^{\mathfrak{I}}(N^{\mathfrak{I}})\} = F_N\{\sigma_{\mathrm{T}}(\tau), \sigma_{\mathrm{B}}(\tau), N^{\mathfrak{I}}, r, \psi_{\mathrm{K}}(\tau)\},\tag{10}$$

где  $\psi_{\kappa}(\tau)$  - параметр пластичности материала (относительное поперечное сужение).

На рис. З показаны основные кривые циклической прочности  $\sigma_a$  и долговечности N (или  $\tau$ ), где  $\sigma_a^3$  – амплитуда постоянных эксплуатационных напряжений (без учета уменьшения сечения);  $\sigma_a^3(\tau)$  – амплитуда переменных напряжений с учетом уменьшения сечения во времени (за счет деградации свойств материала, коррозии, эрозии, износа);  $\sigma_a(N)$  – амплитуда разрушающих напряжений без учета изменения механических свойств;  $\sigma_a(N,\tau)$  - амплитуда разрушающих напряжений с учетом изменения механических свойств во времени  $\sigma_{\rm T}(N,\tau), \sigma_{\rm B}(\tau)$  и  $\psi_{\rm K}(\tau)$ .



Рис. 3. Расчетные кривые усталости (циклической прочности)

По выражению (10) и рис. 3 определяются: ресурс до разрушения  $N_{\phi}^{3}$ ; допускаемый ресурс [N]; учитывающий изменения геометрии несущего элемента и свойств материала уточненный ресурс [N]'; допускаемые значения амплитуд напряжений [ $\sigma_{a}(N,\tau)$ ].

Приведенные закономерности статического и циклического деформирования и разрушения конструкционных материалов для объектов техносферы, составляющие основу баз данных и баз знаний для оценки их прочности, ресурса и живучести, а также входящие в них характеристики механических свойств, являются основой для комплексных оценок несущей способности и техногенной безопасности рассматриваемого оборудования в условиях сложных эксплуатационных воздействий.

#### Литература

1. Научные основы техногенной безопасности / Безопасность России. Правовые, социальноэкономические и научно-технические аспекты. М.: МГОФ «Знание», 2015. 936 с

2. Исследования и обоснование прочности и безопасности машин / Под ред. Н.А. Махутова, Ю.Г. Матвиенко, А.Н. Романова. – М.: МГОФ «Знание», 2023. – 832 с.

3. Прикладные задачи конструкционной прочности и механики разрушения технических систем / Отв. ред. В. В. Москвичев. – Новосибирск: Наука, 2021. – 796 с.

4. Махутов Н.А. Обобщенные закономерности процессов деформирования и разрушения // Вестник Российской академии наук. 2017. Том 87. № 5. С. 407 - 429.

5. Гаденин М. М. Исследование закономерностей сопротивления деформированию и накопления повреждений при нерегулярном малоцикловом нагружении // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2021. Т. 87. № 11. С. 55 – 63.

# РАСЧЕТНО-ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЙ МЕТОД ОЦЕНКИ КОЭФФИЦИЕНТОВ ТЕРМИЧЕСКОГО РАСШИРЕНИЯ УГЛЕПЛАСТИКОВ

**Думанский А.М. д.ф.-м.н., г.н.с.**<sup>1</sup>, **Таирова Л.П. к.т.н., с.н.с.**<sup>2</sup> <sup>1</sup>ИМАШ РАН <sup>2</sup>МГТУ им. Н.Э. Баумана e-mail: <u>aldumans@rambler.ru</u>

## COMPUTATIONAL AND EXPERIMENTAL METHOD FOR ESTIMATING THE COEFFICIENTS OF THERMAL EXPANSION OF CARBON FIBER PLASTICS Dumansky A.M.<sup>1</sup> - PhD, principal res. fellow, Tairova L.P.<sup>2</sup> – PhD, sen.res..fellow

**Abstract.** A method for calculating the coefficients of linear thermal expansion of unidirectional carbon fiber is proposed based on the test results of obliquely reinforced samples. The calculation was performed using a matrix analysis of thermoelasticity ratios for positive temperature values. A statistical analysis of the results of the correspondence of calculated and experimental data was carried out.

**Key words:** thermal expansion coefficients, thermal stress coefficients, regression analysis, analysis of variance, least squares method

Аннотация. Предложен метод расчета коэффициентов линейного термического расширения однонаправленного углепластика по результатам испытаний косоугольно армированных образцов. Расчет выполнен с помощью матричного анализа соотношений термоупругости для положительных значений температуры. Проведен статистический анализ результатов соответствия расчетных и экспериментальных данных.

**Ключевые слова:** коэффициенты термического расширения, коэффициенты термических напряжений, регрессионный анализ, дисперсионный анализ, метод наименьших квадратов.

Объектом исследования являлись трубчатые образцы с внутренним диаметром 45 мм, толщиной около 1 мм, схемами армирования  $\pm 30^{\circ}/\pm 60^{\circ}$ ,  $\pm 20^{\circ}$ ,  $\pm 40^{\circ}$  относительно продольной оси образца. Волокна – связующее (T700/ЭДУ). Температурные деформации исследовались с помощью тензорезисторов 1-LY41-10/120, приклеенных на поверхность образцов клеем на основе цианоакрилата в осевом и окружном направлении. Во время испытания образцы размещались в климатической камере, влажность в которой поддерживалась в пределах 40...50%, чтобы во время испытания не оказывала существенного влияния на показания тензорезисторов (рисунок 1).

Использовался ступенчатый закон изменения температуры в камере с выдержкой при постоянной температуре примерно 20 минут для прогрева материала образцов по всему объему образца. В конце каждого интервала выдержки при постоянной температуре температурные деформации регистрировались дважды с интервалом 1-2 минуты. Совпадение этих деформаций являлось косвенным подтверждением прогрева материала образцов. Расположение образцов внутри камеры на рис. 1.

Основная задача заключалась в оценке влияния времени на коэффициенты термического расширения (КТР) по данным на термическое нагружение трубчатых образцов косоугольно армированных пластиков. При нагревании экспериментально определялись деформации, по которым вычислялись КТР вдоль оси образца и в окружном направлении. Далее, используя соотношения теории слоистых пластин и методы идентификации, определялись значения КТР в главных осях ортотропии слоя с дальнейшим вычислением по ним расчетных КТР косоугольно армированных пластиков и

сравнением их с экспериментальными данными. Все эти исследования проводились сначала для каждого года наблюдения, затем проведено обобщение для выявления закономерностей зависимости исследованных КТР от времени.

Далее, используя соотношения теории слоистых пластин, определялись соответствующие значения КТР в главных осях ортотропии слоя с дальнейшим пересчетом их значений и сравнением с экспериментальными данными.



Рис. 1.

При нагреве образцов предполагается совместное деформирование слоев и стеснение деформаций слоя их связью что порождает в них поля напряжений. Условие равновесия позволяет определять деформации пакета. При проведении расчетов будут использоваться матричные методы для определяющих соотношений. Заданы ранее определенные упругие характеристики слоя:  $E_1 = 144$  ГПа,  $E_2 = 10$  ГПа – модули упругости вдоль и поперек волокон соответственно,  $G_{12} = 3,84$  ГПа – модуль сдвига,  $v_{12} = 0,31$  – коэффициент Пуассона. При обозначениях будем следовать работе [1].

При нагреве однонаправленного слоя установлена связь между термическими деформациями, характеризуемыми КЛТР и коэффициентами термических напряжений (КТН), связанные с напряжениями, которые появляются при стеснении деформаций [1]

$$\{\beta_{1-2}\} = \left\lfloor G^{o} \right\rfloor \{\alpha_{1-2}\}, \tag{1}$$

где  $\{\beta_{1-2}\} = \{\beta_1 \ \beta_2 \ 0\}^T$ ,  $\{\alpha_{1-2}\} = \{\alpha_1 \ \alpha_2 \ 0\}^T$  - столбцы КТН и КЛТР,  $G^\circ$  - матрица жесткости однонаправленного слоя.

При отсутствии внешних напряжений выражение для деформаций вдоль и поперек оси образца запишется в следующем виде

$$\begin{cases} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \end{cases} = \begin{cases} \alpha_x \\ \alpha y \end{cases} \Delta T$$
(2)

или  $\{\varepsilon_{x-y}\} = \{\alpha_{x-y}\}\Delta T$ , где  $\{\varepsilon_{x-y}\}, \{\alpha_{x-y}\}$  - столбцы деформаций и коэффициентов термического расширения,  $\Delta T$  - изменение температуры.

Для пакета также будет справедливо соотношение, подобное (1)

$$\left\{\beta_{x-y}\right\} = \left\lfloor G_{xy} \right\rfloor \left\{\alpha_{x-y}\right\}$$
(3)

Обращая систему линейных уравнений в (3), получим

$$\left[S_{xy}\right]\left\{\beta_{x-y}\right\} = \left\{\alpha_{x-y}\right\},\tag{4}$$

где  $\begin{bmatrix} S_{xy} \end{bmatrix}$  - матрица податливости пакета.

В соответствии с соотношениями теории слоистых пластин коэффициенты термических напряжений определяются выражением

$$\left\{\boldsymbol{\beta}_{xy}\right\} = \sum_{k=1}^{n} \overline{\boldsymbol{\beta}}_{x-y}^{(k)} \overline{\boldsymbol{h}}^{(k)},\tag{5}$$

где  $\overline{\beta}_{xy}^{(k)}, \overline{h}^{(k)}$  - столбцы КТН и относительные значения толщин слоев соответственно. Далее, используя для слоя соотношения связи между КТН И КЛТР  $\left\{\beta_{x-y}^{(k)}\right\} = \left\lfloor \overline{G}_{xy}^{(k)} \right\rfloor \left\{\alpha_{x-y}^{(k)}\right\}$  и пересчет компонентов КЛТР в главную систему координат ортотропии  $\left\{\alpha_{x-y}^{(k)}\right\} = \left[T_2\right] \{\alpha_{1-2}\}$ , получим

$$\left[S_{xy}\right]\left[\sum_{k=1}^{n}T_{1}^{(k)}\overline{h}^{(k)}\right]\left[G^{o}\right]\left\{\alpha_{1-2}\right\}=\left\{\alpha_{x-y}\right\},$$
(6)

где  $\begin{bmatrix} T_2 \end{bmatrix}$  - матрица трансформации деформаций при повороте системы координат При выводе (6) использовалось соотношение  $\begin{bmatrix} \bar{G}_{xy}^{(k)} \end{bmatrix} \{ \alpha_{x-y}^{(k)} \} = \begin{bmatrix} T_1^{(k)} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} G^o \end{bmatrix} T_1^{(k)^T} \begin{bmatrix} T_2^{(k)} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} T_2^{(k)} \end{bmatrix} \{ \alpha_{1-2} \} = \begin{bmatrix} T_1^{(k)} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} G^o \end{bmatrix} \{ \alpha_{1-2} \}$ 

Система уравнений (6) может быть использована для определения КЛТР слоя по заранее измеренным значениям деформациям пакета. Для ортотропного пакета система в (6) вырождается в систему равнений с двумя неизвестными значениями КЛТР слоя. Результаты испытаний приведены в Табл. 1.

Таблица 1. Экспериментальные и расчетные значения КЛТР при положительной температуре

Год испытания	Схема армирования	Значения α·10 <sup>6</sup> (1/градус) эксперимент		
		$\alpha_{\mathrm{x}}$	$\alpha_{\mathrm{y}}$	
	$\pm 30^{\circ}/\pm 60^{\circ}$	3,76	3,76	
2009	$\pm 20^{\circ}$	-8,70	42,6	
	$\pm 40^{\circ}$	-10,1	25,9	
	±30°/±60°	4,78	4,78	
2011	$\pm 20^{\circ}$	-11,9	54,8	
	$\pm 40^{\circ}$	-12,0	33,4	
	±30°/±60°	5,00	5,00	
2015	$\pm 20^{\circ}$	-11,1	52,5	
	$\pm 40^{\circ}$	-12,4	32,8	
	±30°/±60°	5,15	5,15	
2016	$\pm 20^{\circ}$	-10,9	52,0	
	$\pm 40^{\circ}$	-12,6	32,7	
	±30°/±60°	5,12	5,12	
2017	$\pm 20^{\circ}$	-10,8	51,5	
	$\pm 40^{\circ}$	-12,5	32,7	

	±30°/±60°	5,09	5,09
2018	$\pm 20^{\circ}$	-10,7	49,7
	$\pm 40^{\circ}$	-11,9	32,7

Система линейных уравнений может решаться как для отдельно взятого образца, так и объединена по данным нескольких укладок. В последнем случае результаты испытаний обобщаются с помощью дисперсионного анализа.

Задача сводится к решению системы линейных уравнений в которой число уравнений превышает число искомых неизвестных. Следуя канонам статистики матрица плана, составленная на данных по характеристикам упругости слоя и укладке слоев представляющая собой

$$X = \left[ S_{xy} \right] \left[ \sum_{k=1}^{n} T_{1}^{(k)} \overline{h}^{(k)} \right] \left[ G^{o} \right] = \left( \begin{array}{ccc} 1,1 & -0,0985\\ 0,0949 & 0,905\\ 1,09 & -0,0852\\ 0,695 & 0,305\\ 0,918 & 0,0818 \end{array} \right)$$
(7)

В матрицу плана включены данные по укладкам [±30/±60], [±20], [±40] и одно уравнение из укладки [±30/±60], что связано с тем что при составлении соотношений для определения КЛТР слоя получаются два одинаковых уравнения, из которых одно отбрасывается. Итого получается пять уравнений, которые будем решать с помощью нормальных уравнений, что представляется корректным, поскольку определитель матрицы не вырожден, det  $(X^T X) = 3,45$ .

В связи с вышесказанными предпринята попытка проведения регрессионного анализа [2,3], заключающегося в минимизации невязки экспериментальных и расчетных данных.

Оценки для КЛТР слоя определятся с помощью псевдообратной матрицы  $X^{+} = (X^{T}X)^{-1}X^{T}$ 

$$\left\{\alpha_{1-2}\right\} = X^+ \left\{\alpha_{x-y}\right\} \tag{8}$$

Таблина 3

В работе проводится анализ изменения расчетных значений коэффициентов линейного термического расширения трубчатых образцов по результатам испытаний, проведенных в разные годы. При вычислении предполагалось что жесткостные свойства оставались неизменными. Результаты расчета приведены в Таблице 2.

						гаолица .	2
Годы	2009	2011	2015	2016	2017	2018	
$lpha_{_1}$	-1.08	-1,30	-0.,88	-1,16	-1,09	-1,13	
(10 <sup>6</sup> ,1/град.)							
$lpha_2$	52,0	66,9	61,5	63,9	63,4	64,4	
(10 <sup>6</sup> ,1/град.)							

Статистика полученных значений КЛТР приведена в таблице 3.

	а <sub>1</sub> , (10 <sup>6</sup> ,1/град.)	а <sub>2,</sub> (10 <sup>6</sup> ,1/град.)
Средние	-1,1	61,6
Среднеквадратическое	0,137	4,825
отклонение		

#### Дисперсия

0,0188

Несмотря на относительно близкие значения основных значений коэффициентов линейного термического расширения, рассчитанные по годам, дальнейший расчет показывает заметное увеличение дисперсии остатков, что может свидетельствовать о гетероскедастичности данных и необходимости использования обобщённого метода наименьших квадратов.

#### Литература

 Композиционные материалы: справ. // В.В Васильев, В.Д. Протасов, В.В. Болотин и др.; под общей ред. В.В. Васильева, Ю.М. Тарнопольского. М.: Машиностроение: 1990. 512 с.
 Дрейпер Н., Смит Г. Прикладной регрессионный анализ. Пер. с англ. Издание второе. Книга 1. М.: Финансы и статистика. 1986. 366 с.

3. Афифи А., Эйзен С. Статистический анализ. Подход с использованием ЭВМ. Пер. с англ. М.: Мир. 1982 488 с.

УДК 602.17

# КОМПЛЕКС МЕТОДОВ НЕРАЗРУШАЮЩЕГО ОПРЕДЕЛЕНИЯ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ И ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ ОСНОВАННЫХ НА УПРУГОПЛАСТИЧЕСКОМ ВНЕДРЕНИИ ИНДЕНТОРА

Казанкин В.А.<sup>1</sup> – к.т.н., доцент, Казанкина Е.Н.<sup>1</sup> – к.т.н., доцент, Пильгуева А.Г.<sup>1</sup> –

студент 4-ко курса <sup>1</sup>Волгоградский государственный технический университет e-mail: kazankin\_vmr@mail.ru

## A SET OF METHODS FOR NON-DESTRUCTIVE DETERMINATION OF PHYSICAL, MECHANICAL AND STRENGTH PROPERTIES OF MATERIALS BASED ON ELASTIC-PLASTIC INDENTATION Kazankin Vladimir Andreevich<sup>1</sup>– PhD, Kazankina Elena Nikolaevna<sup>1</sup> – PhD, Pilgueva Anastsiya Georgievna<sup>1</sup> – student

<sup>1</sup>Volgograd State Technical University e-mail: kazankin\_vmr@mail.ru

**Abstract.** The authors of the work have developed a set of non-destructive methods for testing the physical, mechanical and strength properties of steels. This work presents some of the developed methods: a method for determining the hardness of a component material at close hardnesses of the component and indenter materials, in which elastic-plastic deformation occurs both on the component and on the indenter; a method for determining the contact fatigue limit of a material. The methods proposed by the authors are based on the laws of elastic-plastic contact of the indenter with the component surface at different ratios of material hardnesses. **Keywords:** fatigue limit, close hardnesses, plastic hardness, indentation.

Аннотация. Авторами работы разработан комплекс неразрушающих методов контроля физико-механических и прочностных свойств сталей. В данной работе приведены некоторые из разработанных методик: методика определения твердости материала детали при близких твердостях материалов детали и индентора, при которой происходит упругопластическая деформация и на детали, и на инденторе; методика определения предела контактной выносливости материала. В основе предложенных авторами методик лежат закономерности упругопластического контакта индентора с поверхностью детали при различных соотношениях твердостей материалов

Ключевые слова: предел выносливости, близкие твердости, пластическая твердость, индентирование.

В настоящее время наибольшее применение имеют неразрушающие методы определения прочностных свойств материалов. Это обусловлено возможностью стопроцентного контроля, которого невозможно добиться при стандартных испытаниях вследствие необходимости изготовления образцов из произведенной или эксплуатируемой детали. Как следствие, методы неразрушающего контроля значительно экономичнее и менее трудозатратны. Следует отметить, что существует большое число методов неразрушающего контроля [1]: акустические, ультразвуковые, вихретоковые, методы индентирования, а также некоторые специфические методы, используемые для неметаллов, например метод скола для определения прочностных свойств бетона.

В литературе приведено большое количество работ, посвященных вопросам неразрушающего контроля, как отечественных [2, 3], так и зарубежных авторов [4]. Работы, описывающие определение твердости с использованием параметров

упругопластического контакта на поверхности испытуемого материала, опубликованы М. П. Марковцом, В. М. Матюниным, М. С. Дроздом, Ю. И. Славским, М.М. Матлиным, Д. Тейбором, К. Л. Джонсоном и многими другими.

При этом следует отметить, что однозначная связь между числом твердости и физико-механическими свойствами возможна только в том случае, если число твердости является постоянной величиной для одного и того же металла. Однако большинство чисел твердости зависят от условий, при которых они определяются, и поэтому могут принимать различные значения для одного и того же материала. В связи с этим авторами данной работы при проведении исследований использовано число пластической твердости, которая определяется согласно ГОСТ 18835-73 [5] и является константой для материала. Кроме того, пластическая твердость учитывает упрочнение материала при внедрении в него индентора.

Авторами разработан комплекс методов для определения физико-механических и прочностных свойств материалов, основанных на результатах упругопластического контакта индентора с испытуемым материалом. При этом кроме стандартных случаев внедрения индентора, были рассмотрены случаи сплющивания тела двоякой кривизны, а также одновременной упругопластической деформации индентора и испытуемого материала.

Так, в работах [6, 7] описана разработанная методика определения твердости при близких твердостях материалов индентора и испытуемого материала. Отметим, что «близкими твердостями» авторы называют твердости материалов, отношение которых находится в пределах 0,57≤НДш/НД≤1,86. При указанных отношениях пластическая деформация происходит на обоих контактирующих телах. При определении твердости такая ситуация возможна в том случае, если твердость материала превышает 5000 МПа. Кроме того, перед испытанием материала на твердость уровень твердости неизвестен, в связи с чем индентор будет деформирован, но твердость материала остается неизвестной. В такой ситуации важным вопросом является определение твердости материала с учетом деформации индентора.

Согласно методике, предложенной авторами, производят вдавливание сферического индентора в испытуемый материал и определяют остаточное сближение в контакте, затем определяют пластическую твердость материала индентора и коэффициент полноты остаточного отпечатка на поверхности образца:

$$k_h = \frac{h_{\Phi}}{h_{\text{пред}}} \tag{1}$$

где  $h_{\phi}$  – остаточная деформация детали, при этом в случае внедрения сферического

индентора  $h_{\phi} = h;$   $h_{\text{пред}} = \frac{F}{\pi \cdot D \cdot \text{H} \mathcal{A}_{\text{пред}}}$  – предельная глубина остаточного отпечатка на поверхности детали НД<sub>пред</sub>;

НД<sub>прел</sub> – предельная пластическая твердость материала детали (при измерении стальным сферическим индентором [8]), равная НД<sub>пред</sub>=5000МПа;

*D* – диаметр сферического индентора

При значениях  $k_h \leq 1$  пластическую твердость материала детали НД определяют по формуле [6, 7]

$$H\mathcal{J} = \frac{1.75H\mathcal{J}_{III}}{1+1.25k_h \frac{H\mathcal{J}_{III}}{H\mathcal{J}_{III} peq}}$$
(2)

При  $k_h \ge 1$  глубина остаточного отпечатка на поверхности детали превышает предельную (рассчитанную для НД<sub>пред</sub>=5000Мпа), что указывает на то, что имеет место случай внедрения индентора, значит пластическая твердость материала детали определяется по известной зависимости согласно [5].

Экспериментальную проверку проводили с использованием пресса Бринелля на деталях, изготовленных из материалов известной твердости. Пластическая твердость шарика составляла 9820 МПа, диаметр шарика D=5 мм, приложенная нагрузка F=7357,5 Н. Глубину  $h_{\phi}$  остаточного отпечатка на поверхности материала детали измеряли после снятия нагрузки индикатором часового типа с ценой деления 0,001 мм, установленного на индикаторной стойке. В таблице 1 приведено сравнение исходных значений твердости с определенными по разработанной методике. Из таблицы 1 видно, что погрешность не превышает 5 % и имеет характер двустороннего разброса.

Таблица 1

	методике					
Номер	Марка стали	Известная	h,	$k_h$	НД,	Погрешность,
детали		твердость	MM	форм. (1)	МПа	%
		материала			форм.	
		НД, МПа			(2) или [5]	
1	Сталь 20	1570	0,300	3,19	1562	0,51
2	Сталь 45	2590	0,175	1,862	2678	-3,29
3	Сталь 40Х	4590	0,105	1,117	4463	2,77
4	Сталь 25ХГТ	5430	0,082	0,872	5464	-0,62
5	Сталь ШХ15	6800	0,057	0,606	6896	-1,39
6	Сталь ШХ15	8200	0,044	0,468	7987	2,60
7	7Сталь ШХ15	9100	0,035	0,372	8969	1,44

Использованные материалы и значения твердости, полученные по разработанной

Таким образом, разработанную методику можно считать универсальной, поскольку она позволяет определять значение пластической твердости материала детали во всем диапазоне ее изменения, в том числе при высоких числах твердости, когда твердости материала детали и индентора могут быть близки (то есть отличаться менее чем в 2 раза).

Также авторами разработана методика определения предела контактной выносливости с использованием коэффициента контактной податливости испытуемого материала путем внедрения сферического индентора:

$$i = \frac{h_1 - h_2}{F_1 - F_2} \tag{3}$$

где  $h_1$  и  $h_2$  остаточные глубины отпечатков на поверхности детали;  $F_1$  и  $F_2$  – соответствующие им контактные нагрузки.

При этом предел контактной выносливости  $\sigma_{HR}$  испытуемого материала можно определить по следующей зависимости

$$\sigma_{HR} = a \left( i R_{\rm np} \right)^b \tag{4}$$

где  $R_{np}$  - приведенный радиус кривизны в контакте индентора с поверхностью испытуемого [9]; a, b - коэффициенты контактной прочности, зависящие от химического состава испытуемого материала и схемы нагружения его поверхности при эксплуатации.

Для получения значений коэффициентов *a* и *b* было проведено экспериментальное исследование согласно [9]. Исследование проводили на образцах, изготовленных из различных материалов с различным уровнем твердости, материалы образцов и их твердости показаны в таблице 2. При этом для при индентировании в первые три стали использовали стальной закаленный шарик, а для остальных – твердосплавный шарик диаметром 5 мм.

Полученные экспериментальные значения предела контактной выносливости были аппроксимированы, на основании чего были определены значения коэффициентов *a* и *b*. Тогда формула (4) принимает вид:

$$\sigma_{HR} = 0.358 (iR_{\rm np})^{-0.75} \tag{5}$$

Погрешность определения значений предела контактной выносливости по формуле (5) составляет не более 10%, что приемлемо для использования на практике.

Таким образом, в работе приведены неразрушающие методики определения твердости материала в условиях близкой твердости материалов индентора и контролируемой детали, а также предела контактной выносливости материала. В основе разработанных методик лежат закономерности упругопластического контакта индентора и пластической твердости материала при различных соотноешниях твердостей материалов детали и индентора. Сравнение значений, полученных с использованием разработанных методик, со справочными данными и стандартными методами испытаний показало удовлетворительную погрешность. Использование комплекса разработанных методик на практике позволит значительно сократить финансовые и временные затраты на проведение контроля физико-механических и прочностных свойств материалов, а также необходимости проводить стопроцентный контроль позволит при леталей неразрушающими методами. Авторы статьи имеют 13 патентов на способы определения физико-механических и прочностных свойств материалов, большая часть которых описана в работах [10, 11].

Таблица 2

Номер	Марка	Термообработка	Твердость,	Предел
образца	стали		МПа	выносливости,
				согласно [1],
				МПа
1	45	Нормализация	HB	510
2	40XH	Нормализация	2200-2500	670
3	35XM	Улучшение		770
4	40XH	Объёмная	HRC45-55	1140
5	35XM	закалка		960
6	У7	Закалка	HRC45-50	1050
7	40X	ТВЧ		960
8	20XH2M	Цементация и	HRC56-60	1380
9	12XH3A	закалка		1288
10	25ХГМ	Нитроцементация и	HRC58	1334
		закалка		

Стали, использованные в экспериментальной проверке

#### Литература

1. ГОСТ 56542-2019. Контроль неразрушающий. Классификаия видов и методов. – Введ. 11.01.2020. – М.:Стандартинформ, 2019 г.

2. Захаров, М. Н.. Оценка контактной выносливости деталей машин на основе механических характеристик усталостной прочности/М.Н. Захаров, А.В. Медовщиков // Вестник машиностроения. – 2023. – № 6. – С. 461–466.

3. Клюев, В. В. О развитии неразрушающего контроля и технической диагностики в России / В. В. Клюев, Б. В. Артемьев // Контроль. Диагностика. – 2014. – №3. – С.45 – 60.

4. Ghosh, A. Investigating cube-corner indentation hardness and strength relationship under quasi-static and dynamic testing regimes (Исследование связи твердости при индентировании углом куба и прочности в квазистическом и динамическом режимах испытаний) / A. Ghosh [и др.] // Materials Science and Engineering A. – 2016. –  $\mathbb{N}$  677. – P. 534-539.

5. ГОСТ 18835-73. Металлы. Метод измерения пластической твердости.- Введ. 01.01.1974; ограничение срока действия снято Межгосударственным Советом стандартизации, метрологии и сертификации, протокол №3-93, ИУС №5/6, 1993 г.

6. Контроль материалов с высокой пластической твердостью / М.М. Матлин, А.И. Мозгунова, С.Л. Лебский, Е.Н. Казанкина, В.А. Казанкин // Известия ВолгГТУ. Серия «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении». Вып. 6 : межвуз. сб. науч. ст. / ВолгГТУ. - Волгоград, 2012. - № 9 (96). - С. 123-125.

7. Казанкин, В.А. Разработка методики расчета прочности неподвижных соединений с учетом контактной жесткости сопрягаемых деталей близкой твердости: автореф. дис. ... канд. техн. наук: 05.02.02 / В.А. Казанкин; Волгогр. гос. техн. ун-т. - Волгоград, 2016. - 145 с.

8. Дрозд, М. С. Инженерные расчеты упругопластической контактной деформации / М. С. Дрозд, М. М. Матлин, Ю. И. Сидякин. – М.: Машиностроение, 1986. – 224 с.

9. ГОСТ 25.501-78 "Расчеты и испытания на прочность в машиностроении. Методы испытания на контактную усталость"; (ИУС 3-1988); дата актуализации 01.01.2021.

10. Матлин, М.М. Методы неразрушающего контроля прочностных свойств деталей машин/М.М. Матлин, А.И. Мозгунова, Е.Н. Казанкина, В.А. Казанкин – М.: Инновационное машиностроение, 2019. – 247 с.

11. Матлин, М. М. Инженерные решения контактных задач в машиностроении / М. М Матлин, В. А. Казанкин, Е. Н. Казанкина. - М.: Инновационное машиностроение, 2020. - 246 с.Матлин, М. М. Инженерные решения контактных задач в машиностроении / М. М Матлин, В. А. Казанкин, Е. Н. Казанкина. - М.: Инновационное машиностроение, 2020. - 246 с.

# ОСОБЕННОСТИ НЕЛИНЕЙНЫХ ЦИКЛИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ РАЗРУШЕНИЯ ПРИ ФОРМОИЗМЕНЕНИИ МОРФОЛОГИИ ПОВЕРХНОСТЕЙ ПОЛУЭЛЛИПТИЧЕСКИХ ДЕФЕКТОВ

Макаренко И.В.<sup>1</sup>, к.т.н., с. н. с., Макаренко Л.В.<sup>1</sup>, к.т.н., н. с. <sup>1</sup>Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения им. А.А. Благонравова Российской академии наук (ИМАШ РАН), Россия,101000, Москва, Малый Харитоньевский пер., д.4; e-mail: I.V.Makarenko@yandex.ru

# FEATURES OF NONLINEAR CYCLIC FRACTURE PROCESSES DURING THE MORPHOLOGY OF THE SURFACES OF SEMIELLIPTICAL DEFECTS Makarenko I.V.<sup>1</sup>, C.T.R., Senior Researcher, Makarenko L.V.<sup>1</sup>, C.T.R., Researcher. <sup>1</sup>Mechanical Engineering Research Institute of the Russian Academy of Sciences (IMASH RAN) Russia, 101000, Moscow, Small Kharitonyevsky Lane, 4.

e-mail: I.V.Makarenko@yandex.ru

**Abstract.** It is shown that using the criteria of linear and nonlinear fracture mechanics, it is possible to carry out a correlation assessment of the kinetics of the morphology of defect fracture surfaces based on the characteristics of their micro- and macrorelief, and the anisotropy of properties by volume of the material.

**Key words:** differently oriented semi-elliptical cracks, low-cycle loading, elastoplastic specific fracture work, fractographic grooves, strain intensity factor and stress intensity factor, plastic strain.

Аннотация. Показано, что с использованием критериев линейной и нелинейной механики разрушения, возможно проводить корреляционную оценку кинетики морфологии поверхностей разрушения дефектов на основе характеристик их микро-, и макрорельефа, и анизотропии свойств по объему материала.

Ключевые слова: разно ориентированные полуэллиптические трещины, малоцикловое нагружение, упругопластическая удельная работа разрушения, фрактографические бороздки, коэффициент интенсивности деформаций и коэффициент интенсивности напряжений, пластические деформации.

Для ряда сталей аустенитного класса, на основе физико-математического микроструктурного и макроструктурного анализа морфологии поверхностей разно ориентированных полуэллиптических трещин получены функциональные зависимости характеристик трещинообразования от характеристик разрушения элементов конструкций.

Представленные результаты с использованием критериев линейной и нелинейной механики разрушения позволяют проводить корреляционную оценку кинетики формоизменения поверхностей разрушения с позиции характеристик их микро-, мезо- и макрорельефа и анизотропии свойств по объему материала и уточненного обоснования прочности, ресурса и живучести элементов высоконагруженных конструкций ответственного оборудования.

Актуальной задачей для современного ответственного оборудования и конструкций рассматриваемой в пределах механики деформирования и разрушения является многопараметрическая система оценки прочности, ресурса, живучести и безопасности.

На основании численных расчетов и расчетно-экспериментальных данных напряженно-деформированного состояния по контуру дефектов исследованы закономерности процесса и параметров роста поверхностей разрушения разно ориентированных полуэллиптических трещин при циклическом и малоцикловом нагружениях. В рамках первой модели разрушения дана сравнительная характеристика их формоизменения как для упругих, так и для развитых упругопластических деформаций в вершинах трещин с учетом физико-механических свойств материала.

Для исследуемого класса сталей при плоской деформации, с учетом работ [1-10], получены функциональные зависимости.

$$\left\{\tilde{A}_{p\varphi},b^*/a^*,\tilde{K}_{I\varphi},\tilde{K}_{I\varphi e}\right\}=f\left(B_i,\sigma_{bi}/\sigma_{Ti},b/t,w,\lambda_{b^*}\,,\,\lambda_{a^*}\right).$$

Где:  $\tilde{A}_{p\phi}$  - изменения относительных величин удельной пластической работы деформирования при формоизменении по контуру поверхностей исследуемых трещин нормального отрыва,  $b^*$ ,  $a^*$  - малая и большая полуоси эллипса, *t*- толщина образца;  $\sigma_{bi}$ ,  $\sigma_{Ti}$  - соответственно локальные пределы прочности и текучести материала в *i* – зоне, *w* – параметр объемности напряженно деформированного состояния, *w*=1- для плоского деформированного состояния, параметры  $B_i$  – константы для рассматриваемого сталей,  $\lambda_{b^*}$ ,  $\lambda_{a^*}$  - соответственно ширина фрактографических бороздок в направлении полуосей эллипса,  $\tilde{K}_{I\phi} = K_{I\phi=\pi/2}/K_{I\phi=0}$ ,  $\tilde{K}_{I\phi=\pi/2}/K_{I\phi=0}$ ,  $K_{Ie\phi=\pi/2}$ ,  $K_{Ie\phi=0}$ ,  $K_{I\phi=\pi/2}$ ,  $K_{I\phi=0}$  - соответственно коэффициенты интенсивности деформаций и напряжений в самой глубокой и поверхностной точках трещины.

В результате, выполненного моделирования формоизменения поверхностей исследуемых трещин на основе экспериментальных результатов и численных исследований, предложена методология определения параметров нелинейной механики разрушения по характеристикам микро- и макрорельефа их поверхностей разрушения.

#### Литература

1. Н.А. Махутов. Конструкционная прочность, ресурс и техногенная безопасность. В двух частях. - Новосибирск, «Наука», 2005, - 1110с.

2. Н.А. Махутов., И.В. Макаренко, Л.В. Макаренко. Моделирование формоизменения малоцикловых наклонных полуэллиптических трещин. Проблемы машиностроения и автоматизации. ИМАШ РАН. 2023. №4. С. 4-11.

3. N.A. Makhutov, I.V. Makarenko and L.V. Makarenko. Particularities a micro-mechanism of cycle elastic-plastic fracture and damage. Works of the International Conference. "In-service damage of materials, its diagnostics and prediction". Ternopil Ivan Pul'uj State Technical University, Ukraine. September 21 - 24, -2009 - 96 - 102 p.

4. N.A. Makhutov, I.V. Makarenko and L.V. Makarenko. Paths of the semi-elliptical inclined surface cracks under complex low-cycle loading. // 2452-3216 © 2021, Procedia Structural Integrity, - 2022, - Vol. 39, No., pp. 266–272.

5. Зуев Л.Б., Баранникова С.А., Лунев А.Г. От макро к микро. Масштабы пластической деформации. Новосибирск: Наука, 2018. 130 с.

6. Шанявский А.А. Масштабные уровни процессов усталости металлов //

7. *Li J., Zhang X.B., Recho N.J.* M<sup>P</sup> based criteria for bifurcation assessment of a crack in elasticplastic materials under mixed mode I–II loading // Engin. Fracture Mech. 2004. Vol. 71. P. 329.

8. *Meng Q.*, *Wnag Z.* Creep damage models and their applications for crack growth analysis in pipes: A review // Engineering Fracture Mechanics. 2019. Vol. 205. P. 547.

9. Zinovieva O., Romanova V., Balokhonov R. Effects of scanning pattern on the grain structure and elastic properties of additively manufactured 316L austenitic stainless steel // Materials Science and Engineering: A. 2022. Vol.832. P.142447-1.

10. Zhang D., Qiu D., Gibson M.A. et al. Additive manufacturing of ultrafine-grained highstrength titanium alloys // Nature. 2019. Vol. 576. P. 91.

# КРИТИЧЕСКИЕ НАПРЯЖЕНИЯ ПРИМЕНЕНИЯ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ВТ5 И ВТ6 ПРИ 650°С

Назаров В.В. – кандидат технических наук, научный сотрудник <sup>1</sup>Научно-исследовательский институт механики МГУ имени М.В. Ломоносова inmec130@mail.ru

## CRITICAL STRESSES FOR THE USE OF TITANIUM ALLOYS VT5 AND VT6 AT 650<sup>o</sup>C Nazarov Vladlen Vitalevich - candidate of technical sciences, researcher <sup>1</sup>Institute of Mechanics Lomonosov Moscow State University inmec130@mail.ru

**Abstract.** Until recently, it was believed that the temperature of application of titanium alloys in practice should not reach higher than 350–400°C. Despite this limitation, titanium alloys are currently already used at 600°C. This is due to the fact that the applicability of the material in practice depends not only on high temperature, but also on the magnitude of stress. For this purpose, experimental data were obtained on the creep and creep-rupture strength of two titanium alloys with different structural states at a temperature 50°C higher than 600°C. From the approximation of these experimental data, the critical stresses of the application of titanium alloys in practice at 650°C are calculated. At the same time, a comparison of the total errors of two approximations differing in the number of material parameters was carried out, where it was shown that in the experimental data under consideration, the addition of two more material parameters does not significantly reduce the total error of the difference between theoretical and experimental values of either the constant creep rate or the rupture time.

**Key words:** creep, critical stress, starting creep stress, titanium alloys, approximation of experimental data.

Аннотация. До недавнего времени считали, что температура применения титановых сплавов на практике не должна достигать выше, чем 350–400°С. Несмотря на это ограничение, в настоящее время титановые сплавы уже применяют при 600°С. Это связано с тем, что применяемость материала на практике зависит не только от высокой температуры, но и от величины напряжения при одноосном растяжении. С этой целью получены экспериментальные данные на ползучесть и длительную прочность двух титановых сплавов с разными структурными состояниями при температуре на 50°С выше, чем 600°С. Из аппроксимации этих экспериментальных данных вычислены критические напряжения применения титановых сплавов на практике при 650°С. Вместе с этим, проведено сравнение суммарных погрешностей двух аппроксимаций, различающихся количеством материальных параметров, где показано, что в рассматриваемых экспериментальных данных добавление еще двух материальных параметров не приводит к существенному уменьшению суммарной погрешности разности теоретических и экспериментальных значений либо постоянной скорости ползучести, либо времени в момент разрушения.

Ключевые слова: ползучесть, критическое напряжение, стартовое напряжение ползучести, титановые сплавы, аппроксимация экспериментальных данных.

Установлены критические напряжения на ползучесть для титановых сплавов BT5 и BT6 при температуре 650°С. На практике титановые сплавы используют до 600°С в охлаждаемых лопатках вентилятора газотурбинных авиационных двигателях. С повышением рабочей температуры следует ожидать более высокий КПД авиационного двигателя. С этой целью предстояло узнать, каким окажется ограничение на ползучесть по напряжению при повышении температуры еще на 50°С до 650°С. Похожее исследование

проведено в [1], где критическое напряжение вычислено немного другим способом для титанового сплава Ti-600 при 650°C. Вместе с этим, решен еще и другой вопрос, заключающийся в выборе аппроксимации экспериментальных данных, полученных в условиях установившейся ползучести и длительной прочности, а именно, достаточно ли двух материальных параметров или нужно рассматривать аппроксимацию с четырьмя материальными параметрами.

В работе рассмотрены кривые ползучести титановых сплавов BT5 и BT6 при 650°С, где сплав BT5 в своей структуре представлен только прочной  $\alpha$  – фазой (Рис. 1), а сплав BT6 – кроме основной  $\alpha$  – фазы имеет в своей структуре пластичную  $\beta$  – фазу.



Рис. 1. Зерна *а* – фазы в титановом сплаве BT5

Для двухфазного титанового сплава повышение температуры выше  $350^{\circ}$ С приводит к увеличению содержания  $\beta$  – фазы, что приводит к предельным конечным деформациям, что находит свое подтверждение из эксперимента.

Механические испытания проводили в лаборатории "Проектирования и прикладных методов расчета композитных конструкций" Научно-исследовательского института механики МГУ имени М.В. Ломоносова на установке ИМех–5, снабженной печью, системой нагружения и системой измерения линейных перемещений во времени. Зависимости удлинения от времени при разных номинальных напряжениях получены на цилиндрических образцах диаметра 5 и рабочей длиной 25 мм (Рис. 2).



а – не испытанный, б – в деформированном состоянии, в – доведенный до разрушения

При 650°С титановые сплавы показали развитые вязкие свойства в виде сверх конечных предельных деформациях, где с учетом области локализованных деформаций для сплава ВТ5 предельное относительное удлинение, в среднем, оказалось равным 53 %, а для сплава ВТ6 – 239 % [2]. Следует добавить, что экспериментальные исследования титановых сплавов на ползучесть начали проводить только в текущем столетии, а до этого в прошлом веке механические испытания при высокой температуре проводились исключительно для стали, алюминиевых сплавов, меди и никелевых сплавов, в том числе, монокристаллических.

Чтобы установить граничное напряжение на ползучесть, рассмотрена аппроксимация с четырьмя материальными параметрами [3], два из которых принимают четкий физический смысл стартового напряжения ползучести (термин введен автором работы и означает максимальное напряжение, при котором скорость деформаций ползучести равна нулю) и предела кратковременной прочности (минимальное напряжение, при котором происходит мгновенное разрушение):

$$\begin{aligned} k_1 \upsilon_0 = \left(\frac{\sigma_0 - \sigma_s}{\sigma_b - \sigma_0}\right)^{n_1}, \quad \sigma_s \leq \sigma_0 \leq \sigma_b, \quad k_1 > 0, \quad n_1 > 0\\ \frac{t_r}{k_2} = \left(\frac{\sigma_0 - \sigma_s}{\sigma_b - \sigma_0}\right)^{-n_2}, \quad \sigma_s \leq \sigma_0 \leq \sigma_b, \quad k_2 > 0, \quad n_2 > 0 \end{aligned}$$

где  $\sigma_0$  – номинальное напряжение,  $\sigma_s$  – критическое напряжение (стартовое напряжение ползучести),  $\sigma_b$  – предел кратковременной прочности,  $v_0$  – скорость удлинения в условиях установившейся ползучести,  $t_r$  – время в момент разрушения. Для каждой из зависимостей  $v_0(\sigma_0)$  и  $t_r(\sigma_0)$ , материальные параметры вычислены из минимизации суммарных погрешностей:

$$\Delta_1 = \sum_{1}^{N} \left| \lg \frac{\nu_0}{\nu_0^e} \right|$$
$$\Delta_2 = \sum_{1}^{N} \left| \lg \frac{t_r}{t_r^e} \right|$$

где N – число экспериментов,  $v_0^e$  – скорость удлинения в условиях установившейся ползучести из эксперимента,  $t_r^e$  – время в момент разрушения из эксперимента, десятичный логарифм отношения величин – разница между этими величинами в логарифмических координатах, которая позволяет получить безразмерное значение погрешности. Достоверность выбранной методики подтверждена близостью вычисленных значений  $\sigma_s$  и  $\sigma_b$ , полученных из экспериментальных зависимостей  $v_0^e(\sigma_0)$  и  $t_r^e(\sigma_0)$ . Критические напряжения получились следующими:  $\sigma_s = 62$  МПа для сплава BT5 и  $\sigma_s = 19$  МПа для сплава BT6.

При анализе экспериментальных зависимостей  $\upsilon_0^{\rm e}(\sigma_0)$  и  $t_{\rm r}^{\rm e}(\sigma_0)$  ученые – экспериментаторы используют, как правило, аппроксимацию с двумя материальными параметрами [4–5]:

$$\begin{split} k_{3}\upsilon_{0} = & \left(\frac{\sigma_{0}}{\sigma_{d}}\right)^{n_{3}}, \quad k_{3} > 0, \quad n_{3} > 0 \\ & \frac{t_{r}}{k_{4}} = & \left(\frac{\sigma_{0}}{\sigma_{d}}\right)^{-n_{4}}, \quad k_{4} > 0, \quad n_{4} > 0 \end{split}$$

где  $\sigma_{\rm d}$  – произвольное напряжение, значение которого влияет только на материальные параметры (рекомендуется использовать  $\sigma_{\rm d}$  =1 МПа).

Диаграммы с экспериментальными данными и их аппроксимациями показали, что обе аппроксимации удовлетворительно аппроксимируют экспериментальные данные (Рис. 3–4).







Рис. 4. Титановый сплав ВТ6:  $a - \sigma_0(t_r)$  и  $\sigma_0(t_r^e)$ ,  $\delta - \sigma_0(v_0)$  и  $\sigma_0(v_0^e)$ 

Таким образом, подтверждена достоверность методики вычисления критических напряжений на ползучесть, при этом экспериментальные данные на установившуюся ползучесть и длительную прочность приводят почти к одинаковым значениям стартового напряжения ползучести и предела кратковременной прочности. Также установлено, что двухпараметрическая и четырехпараметрическая аппроксимации приблизительно одинаково хорошо аппроксимируют экспериментальные данные на установившуюся ползучесть и длительную прочность даже для материала с развитыми вязкими свойствами.

#### Литература

1. Zeng L.Y., Zhao Y.Q., Mao X.N., Hong Q., Qi Y.L. // Materials Science Forum. 2018. Vol. 941. P. 995–1003.

2. Назаров В.В. // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2015. Т. 81, № 6. С. 57-60.

3. Шестериков С.А., Юмашева М.А. // Механика твердого тела. 1984. № 1. С. 86–92.

4. Norton F.H. The Creep of Steel at High Temperatures // Mc. Graw-Hill Book Company: New York. 1929.

5. Bailey R.W. // Transactions Tokyo Sectional Meeting of the World Power Conference: Tokyo. 1929. Vol. 3. P. 1089.

## РАЗВИТИЕ МЕТОДА ОПРЕДЕЛЕНИЯ МОДУЛЯ СДВИГА ПРИ КРУЧЕНИИ ПЛАСТИН ИЗ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ

Поляков А.Э. – м.н.с., Татусь Н.А. – к.т.н., с.н.с.

Институт машиноведения имени А.А. Благонравова РАН apadd@mail.ru

## DEVELOPMENT OF A METHOD FOR DETERMINING THE SHEAR MODULUS AT TORSION OF POLYMER COMPOSITE PLATES Polyakov A.E., Tatus N.A.

Blagonravov Mechanical Engineering Research Institute of the Russian Academy of Sciences apadd@mail.ru

**Abstract.** One of the most important technical characteristics of orthotropic polymer composites is the shear modulus in the plane of the specimen layer. The determination of this constant is carried out through a standardized method of square plate torsion. The peculiarity of this method is the use of a tensile testing machine. In such experiments, the correctness of the application of forces describing pure torsion is violated. This may affect the final result.

This paper proposes a modified method for determining the in-plane shear modulus of an orthotropic specimen layer using a torsion setup.

Key words: shear modulus, polymer composites, torsion.

Аннотация. Одной из наиболее важных технических характеристик ортотропных полимерных композитов является модуль сдвига в плоскости слоя образца. Определение этой константы осуществляется через стандартизованный метод кручения квадратных пластин, особенность которого состоит в снижении точности в процессе эксперимента, поскольку при увеличении прогиба меняется плечо приложения силы. Это может повлиять на конечный результат.

В настоящей статье предложен уточненный способ определения модуля сдвига в плоскости слоя ортотропного образца при помощи установки на кручение.

Ключевые слова: модуль сдвига, полимерные композиты, кручение.

#### Введение

В классических задачах сопротивления материалов модуль упругости второго рода (он же модуль сдвига) G для изотропных образцов определяется в испытаниях на кручение стержня. Также возможно определение G из испытаний на растяжение, с помощью коэффициента Пуассона и модуля Юнга.

Тела, обладающие ортогональными плоскостями упругой симметрии (в том числе и полимерные КМ) требуют более изощренного подхода к определению механических характеристик. Так, один из технических модулей сдвига ортотропного материала определяется при кручении квадратной пластины.

Первое упоминание о четырехточечном кручении квадратных пластин было у немецкого механика А. Надаи [1]. Он получил решение для определения модуля сдвига, принимая допущение о равномерном распределении крутящих моментов по срединной плоскости пластины. Позже подобную задачу рассмотрел Ю.М. Тарнопольский [2]. Помимо модуля сдвига, описанные им аналитические зависимости позволяют находить целый набор упругих постоянных.

Особенность эксперимента заключается в расположении нагружающих инденторов в вершинах квадратной пластины (ГОСТ 33843-2016) [3]. С такой оснасткой (рис. 1) при изгибе пластины увеличивается длина участка пластины между смежными опорами, это нужно учитывать при расчёте величины модуля сдвига. Допускаются только малые прогибы  $w \approx h$ , которые образуются в результате приложения достаточно малой нагрузки.

Таким образом, повышается требовательность к испытательному оборудованию.



Рис. 1. Принцип испытания

В работе описан модернизированный способ проведения испытаний на кручение ортотропных композитных полосок (пластин, размеры сторон которых могут различаться на порядок).

#### Метод четырехточечного кручения пластин.

Обычно связь деформаций и напряжений двумерной анизотропной системы записывается через упругие податливости  $a_{ik}$ 

$$\varepsilon_{x} = a_{11}\sigma_{x} + a_{12}\sigma_{y} + a_{16}\tau_{xy},$$

$$\varepsilon_{y} = a_{21}\sigma_{x} + a_{22}\sigma_{y} + a_{26}\tau_{xy},$$

$$\gamma_{xy} = a_{61}\sigma_{x} + a_{62}\sigma_{y} + a_{66}\tau_{yy},$$
(1)

где



Рис. 2 Схема приложения усилий при кручении полосы

Рассматривается случай чистого кручения полосы под действием приложенных нагрузок P (рис. 2). Также учитывается то, что материал ортотропен:  $a_{61}=0$ ;  $a_{62}=0$ . Поэтому система (1) сводится к одному уравнению

$$\gamma_{xy} = a_{66} \tau_{xy} = \frac{\tau_{xy}}{G_{xy}} \tag{3}$$

Используется кинематическая гипотеза (аналогичная гипотезе плоских сечений при изгибе балок) и гипотеза о не деформировании срединной поверхности, тогда составляющие перемещений могут быть выражены через прогиб *w* 

$$u = -z \frac{\partial w}{\partial x},$$

$$v = -z \frac{\partial w}{\partial y}.$$
(4)

Учитывая формулы (4), одно из соотношений Коши примет вид:

$$\gamma_{xy} = \frac{\partial u}{\partial x} + \frac{\partial v}{\partial y} = -2z \frac{\partial^2 w}{\partial x \partial y} = \frac{\tau_{xy}}{G_{yy}}$$
(5)

Пластина симметрична относительно координатных плоскостей *xy*, *yz* и *zx*. Если принять касательные напряжения для внешних слоёв  $\tau_{xy} = \tau_0$  при  $z=\pm h/2$ , то функция прогиба будет равна

$$w = \frac{\tau_0 x y}{h G_{yy}} \tag{6}$$

где *х*,*у* – координаты усилий *Р*.

 50
 50

 Загружение 1
 Мозаика напряжений по Мху

 Единицы измерения - (H\*м)/м

 50
 50

 50
 50

 50
 50

 50
 50

 50
 50

 50
 50

 50
 50

 50
 50

 50
 50

 50
 50

 50
 50

 50
 50

 50
 50

 50
 50

 50
 50

 50
 50

 50
 50

 50
 50

 50
 50

 50
 50

 50
 50

 50
 50

 50
 50

 50
 50

 50
 50

 50
 50

 50
 50

 50
 50

 50
 50

 50
 50

 50
 50

 50
 50

 50
 50

 50
 50

 50
 50

 50
 50

 50
 50

 50
 50

 50
 50

 50

Рис. 3 Распределение крутящих моментов при P = 100 H

При заданных граничных условиях напряженно-деформированное состояние пластины однородно. Крутящие моменты  $m_{xy}$  действуют на единичную длину рычага и равны P/2 при любом отношении L/b. На рисунке 3 это показано на численном примере.

Формула касательных напряжений на внешних слоях будет выражаться следующим образом:

$$\tau_0 = \frac{6m_{xy}}{h^2} = \frac{3P}{h^2}.$$
(7)

Технический модуль сдвига в плоскости слоев выражается из (6) с помощью (7) и после подставки размеров пластины

$$G_{xy} = \frac{3PLb}{2h^3w},\tag{8}$$

Осуществить приложение нагрузки согласно рис. 1, можно, например, способом, показанным на рис. 3(а).



(б)

Рис 3. a) Вид экспериментальной установки на кручение пластин б) Связь крутящего момента с реакцией опоры

В уравнении (8) перемещение *w* торца пластины можно связать с углом закручивания θ диска, тогда

$$G_{xy} = \frac{3PL}{2\sin\left(\frac{\theta}{2}\right)h^3}.$$
 (9)

Крутящий момент  $M_{\kappa p}$  действующий на диск выражается через силу реакции опоры *P* следующим образом:

$$M_{\kappa p} = \frac{P\sqrt{h^2 + b^2}}{2\cos\left(\arctan\left(\frac{h}{b}\right) - \frac{\theta}{2}\right)}$$

Установка на кручение (рис. 3) исключает эффект сползания с опор образца при испытании, что должно благотворно повлиять на точность получаемых результатов.

#### Литература

- 1. Nadai, A. Elastische Platten // Springer Verlag, 1925
- 2. Тарнопольский Ю. М., Кинцис Т. Я. Методы статических испытаний армированных пластиков. 3-е изд., перераб. и доп. М.: Химия, 1981. 272 с.
- 3. ГОСТ 33843-2016 (ISO 15310:1999). «Композиты полимерные. Метод определения модуля сдвига в плоскости методом кручения». Дата введения 2017-07-01.
- 4. Тимошенко С.П. Курс теории упругости. М.: «НАУКОВА ДУМКА», 1972. 501 с.
- 5. Timoshenko, S. The theory of plates and shells McGraw-Hill Book Company, Inc., 1940
- 6. Полилов А.Н., Татусь Н.А. Биомеханика прочности волокнистых композитов. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2018. 328 с. ISBN 978-5-9221-1760-9.
- 7. Лехницкий С.Г. Теория упругости анизотропного тела. М.–Л.: Гостехиздат, 1950

УДК 539.376

# ВЛИЯНИЕ АКТИВНОЙ СРЕДЫ НА ДЛИТЕЛЬНОЕ РАЗРУШЕНИЕ СОСТАВНОГО РАСТЯГИВАЕМОГО СТЕРЖНЯ В УСЛОВИЯХ ПОЛЗУЧЕСТИ. УЧЕТ КЛАССИЧЕСКОГО И НЕКЛАССИЧЕСКОГО ДИФФУЗИОННЫХ ПРОЦЕССОВ<sup>2</sup>

Фомин Л.В.<sup>1</sup> – к.ф.-м.н., ведущий научный сотрудник, Далинкевич А.А.<sup>1,2</sup> – д.х.н., ведущий научный сотрудник, Басалов Ю.Г.<sup>1</sup> – ведущий инженер <sup>1</sup>Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова, Научноисследовательский институт механики, Россия, Москва <sup>2</sup>Институт физической химии и электрохимии имени А.Н. Фрумкина РАН, Россия, Москва e-mail: fleonid1975@mail.ru

# THE EFFECT OF THE ACTIVE MEDIUM ON THE LONG-TERM DESTRUCTION OF A COMPOSITE STRETCHABLE ROD UNDER CREEP CONDITIONS. ACCOUNTING FOR CLASSICAL AND NON-CLASSICAL DIFFUSION PROCESSES

Fomin L.V.<sup>1</sup> - Candidate of Physical and Mathematical Sciences, Dalinkevich A.A.<sup>1,2</sup> - Doctor of Chemical Sciences, Leading Researcher, Basalov Yu.G.<sup>1</sup> - Leading Engineer
 <sup>1</sup>Lomonosov Moscow State University, Research Institute of Mechanics, Russia, Moscow
 <sup>2</sup>A.N. Frumkin Institute of Physical Chemistry and Electrochemistry, Russian Academy of Sciences, Russia, Moscow
 e-mail: fleonid1975@mail.ru

**Abstract.** The study is based on the kinetic theory of creep and long-term strength by Yu. N. Rabotnov. The stress-strain state and time to fracture under creep conditions of a composite tensile rod of rectangular cross-section in an active medium are determined. A power model of creep and long-term fracture is used. The influence of the active medium is considered in two versions: classical and non-classical diffusion processes. In the latter case, the active substance that has penetrated into the material is in two states: free and bound. The influence of the active medium, a function of the integrally average concentration, into the kinetic equations. Stress distributions and damage accumulation processes over time in different parts of the composite rod are analyzed. Additionally, the use of a singular fractional-power model is considered, which includes the limit of short-term strength of the material at the test temperature.

**Key words:** kinetic theory of Yu.N. Rabotnov, composite rod, creep, long-term destruction, power model, fractional-power model, active medium, non-classical diffusion, damage, time to fracture.

Аннотация. Исследование основывается на кинетической теории ползучести и длительной прочности Ю.Н. Работнова. Определяются напряженно-деформированное состояние и время до разрушения в условиях ползучести составного растягиваемого стержня прямоугольного поперечного сечения, находящегося в активной среде. Используется степенная модель ползучести и длительного разрушения. Влияние активной среды рассматривается в двух вариантах: классический и неклассический диффузионные процессы. В последнем случае проникшее в материал активное вещество находится в двух состояниях: свободном и связанном. Учет влияния активной среды производится путем введения в кинетические уравнения функции влияния активной среды — функции от интегрально средней концентрации. Анализируются распределения напряжений и процессы накопления повреждений во времени в различных частях составного стержня.

<sup>&</sup>lt;sup>2</sup> Работа имеет госбюджетное финансирование, номер ЦИТИС № АААА-А19-119012990120-9

Дополнительно рассматривается применение сингулярной дробно-степенной модели, в которую входит предел кратковременной прочности материала при температуре испытания.

**Ключевые слова:** кинетическая теория Ю.Н. Работнова, составной стержень, ползучесть, длительное разрушение, степенная модель, дробно-степенная модель, активная среда, неклассическая диффузия, поврежденность, время до разрушения.

**Введение.** Актуальность исследований высокотемпературной прочности материалов и конструкций [1], в том числе, находящихся в условии воздействия активных сред [2, 3], не подлежит сомнению. Современные материалы и элементы конструкций должны обеспечивать надежность и работоспособность изделий, выполненных из них, в течение всего срока службы в рабочих условиях с учетом их взаимодействия с внешними и/или рабочими средами. Наиболее часто для дополнительной защиты элементов конструкций от деструктивного воздействия внешней активной среды применяются типовые элементы составного типа. Внешний слой такой составной конструкции, как правило, контактирует с агрессивным веществом и защищает основные элементы конструкции от его разрушительного воздействия.

**Постановка задачи**. Определяются напряженно-деформированное состояние и время до разрушения в условиях ползучести составного растягиваемого стержня прямоугольного поперечного сечения, находящегося в активной среде. Стержень состоит из трех симметрично расположенных по ширине частей, соединенных идеальной адгезией без проскальзывания, длина стержня L существенно превышает его ширину H и толщину b. Влияние активной среды рассматривается в двух вариантах: классический и неклассический диффузионные процессы [4]. В случае неклассического диффузионного процесса проникшее в материал активное вещество находится в двух состояниях: свободном и связанном. Процесс такой диффузии описывается модифицированным уравнением диффузии, учитывающим двухфазное состояние активного вещества в материале:

$$D\frac{\partial^2 c}{\partial z^2} = \frac{\partial c}{\partial t} + \frac{\partial S}{\partial t}, \quad \frac{\partial S}{\partial t} = \beta c - \alpha S, \quad c(z, 0) = S(z, 0) = 0$$

где *с* - концентрация свободной (мобильной) формы активной среды в единице объема (или на единицу массы) образца; *S* - концентрация связанной формы активной среды в единице объема (или на единицу массы) образца; D = const - коэффициент диффузии;  $\alpha$ ,  $\beta$  - параметры диффузионной модели, *z* - координата; *t* - время.

На рис. 1 показана схема воздействия активной среды на составной стержень. Изображено поперечное сечение составного стержня.


Рис. 1. Схема воздействия активной среды на составной стержень (поперечное сечение).

В рассматриваемом виде воздействия активной среды предполагается, что диффузия мобильных молекул соответствует простой теории диффузии, дополненной источниками и стоками, как в теории цепных нейтронных реакций [5].

По мнению авторов статьи рассматриваемая диффузионная модель может также моделировать некоторые физико-химические механизмы диффузии в оксидах металлов с учетом особенностей их структуры и свойств [6, 7].

Степенная модель ползучести и длительного разрушения. Исследование основано на кинетической теории ползучести и длительной прочности Ю.Н. Работнова [1] с двумя структурными параметрами: поврежденность и концентрация элементов активной среды в материале В качестве модели ползучести и длительного разрушения используются соотношения степенного вида: скорости деформации ползучести и накопления поврежденности являются степенными функциями от напряжения. Получена система уравнений, моделирующая ползучесть составного стержня, в котором его части жестко без проскальзывания связаны между собой, а также включающая в себя кинетические уравнения накопления поврежденности в частях стержня. Учет влияния активной среды производится путем введения в указанные кинетические уравнения функции влияния активной среды – функции от интегрально средней концентрации. Система решается численно шагами по времени. В зависимости от материальных параметров и параметров диффузионного процесса анализируются распределения напряжений и процессы накопления повреждений во времени в различных частях составного стержня. Проведены расчеты в двух указанных вариантах воздействия Получены и построены графики активной среды. зависимостей накопления поврежденности и распределения напряжений в частях стержня от времени. В результате определено, что разрушение составного стержня в классическом случае происходит раньше, чем в случае рассматриваемого неклассического диффузионного процесса

Дробно-степенная модель ползучести и длительного разрушения. В исследовании наряду с применением степенной модели ползучести и длительного разрушения в работе рассматривается применение сингулярной дробно-степенной модели, в которую входит естественная механическая характеристика – предел кратковременной прочности материала при температуре испытания.

На основе определяющих и кинетических соотношений, уравнений равновесия и уравнений совместности деформаций получена система уравнений:

$$\begin{cases} \frac{d\omega_{1}}{d\overline{t}} = C_{1} \left( \frac{\overline{\sigma}_{1}}{(1 - \overline{\sigma}_{1})(1 - \omega_{1})} \right)^{m} f\left(\overline{c}_{m}\left(K\overline{t}\right)\right), \qquad \omega_{1}\left(0\right) = 0\\ \frac{d\omega_{2}}{d\overline{t}} = C_{2} \left( \frac{[\Sigma_{0} - \xi\overline{\sigma}_{1}]}{(\zeta\left(1 - \xi\right) - [\Sigma_{0} - \xi\overline{\sigma}_{1}])(1 - \omega_{2})} \right)^{\nu} f\left(\overline{c}_{m}\left(K\overline{t}\right)\right), \qquad \omega_{2}\left(0\right) = 0\\ \int_{0}^{\overline{t}} \left( \frac{\overline{\sigma}_{1}}{(1 - \overline{\sigma}_{1})(1 - \omega_{1})} \right)^{n} d\overline{t} = k \int_{0}^{\overline{t}} \left( \frac{[\Sigma_{0} - \xi\overline{\sigma}_{1}]}{(\zeta\left(1 - \xi\right) - [\Sigma_{0} - \xi\overline{\sigma}_{1}])(1 - \omega_{2})} \right)^{r} d\overline{t} \end{cases}$$

где  $C_1 = \frac{A_1}{B_1}, \quad C_2 = \frac{A_2}{B_1}, \quad K = \frac{D}{b^2 B_1}, \quad k = \frac{B_2}{B_1}, \quad \xi = \frac{2h_1}{H}, \quad \Sigma_0 = \frac{P}{bH\sigma_{b1}}, \quad \zeta = \frac{\sigma_{b2}}{\sigma_{b1}}$ 

безразмерные параметры;  $A_1, B_1, A_2, B_2, n, r, m, v$  - материальные параметры, входящие в кинетические и определяющие соотношения частей составного стержня; P - осевая сила; b, H - толщина и ширина составного стержня, соответственно;  $2h_1$  - ширина центральной части стержня;  $\sigma_{b1}$  - предел кратковременной прочности при температуре испытания материала центральной части;  $\sigma_{b2}$  - предел кратковременной прочности при температуре испытания материала крайних частей;  $\overline{t} = B_1 t$  - безразмерное время.

В полученной системе из трех уравнений тремя неизвестными являются поврежденность  $\omega_1 = \omega_1(\bar{t})$ - в центральной части стержня, поврежденность  $\omega_2 = \omega_2(\bar{t})$ - в двух крайних частях составного стержня, напряжение  $\bar{\sigma}_1 = \bar{\sigma}_1(\bar{t})$ . Напряжение  $\bar{\sigma}_2 = \bar{\sigma}_2(\bar{t})$  определяется в соответствии с соотношением:

$$\overline{\sigma}_{2} = \frac{\left[\Sigma_{0} - \xi \overline{\sigma}_{1}\right]}{\zeta \left(1 - \xi\right)}$$

Указанные характеристики напряженного и поврежденного состояний являются зависимыми от времени. В настоящее время проводятся численные расчеты.

#### Литература

1. Ю.Н. Работнов. Ползучесть элементов конструкций. М.: Наука, 1966. 752 с.

2. А.М Локощенко. Ползучесть и длительная прочность металлов. М.: Физматлит. 2016. 504 с.

3. Alexander Lokoshchenko and Leonid Fomin. Kinetic Theory of Creep and Long-Term Strength of Metals, in Kinetic Theory, George Z. Kyzas and Athanasios C. Mitropoulos IntechOpen, (December 20th 2017). DOI: 10.5772/intechopen.70768.

4. J. Crank. The Mathematics of Diffusion. 2nd edition. 1975. 414 p.

5. Weinberg A.M., Wigner E.P. The Physical Theory of Neutron Chain Reactors, Chapter VIII, The University of Chicago Press. 1958.

6. Чувильдеев В.Н., Смирнова Е.С. Феноменологическая теория объемной диффузии // Физика твердого тела. 2016. Т. 58. Вып. 7. С. 1436 – 1447.

7. П. Кофстад. Отклонение от стехиометрии, диффузия и электропроводность в пористых окислах металлов / Перевод с англ. под ред. Н.Н. Семенова. М.: Мир. 1975. 398 с.

6. Структура, прочностные и технологические свойства материалов со специфическими свойствами (наноматериалы и нанопокрытия, материалы с памятью формы, биметаллические материалы и т.п.).

# ФОРМИРОВАНИЕ МНОГОКОМПОНЕНТНОГО ГРАДИЕНТНОГО ПОКРЫТИЯ ТИПА «ЛАТУНИ» ТРИБОТЕХНИЧЕСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ МЕТОДОМ ХОЛОДНОГО ГАЗОДИНАМИЧЕСКОГО НАПЫЛЕНИЯ

Архипов В.Е. – к.т.н., вед. н.с., Москвитин Г.В. – д.т.н., зав. лаб., Пугачев М.С. – н.с. Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения им. А.А. Благонравова Российской академии наук e-mail: <u>GVMoskvitin@yandex.ru</u>

# FORMATION OF A MULTICOMPONENT GRADIENT COATING OF THE "BRASS" TYPE FOR TRIBOTECHNICAL PURPOSES BY COLD GAS DYNAMIC SPRAYING

Arkhipov V.E. – candidate of technical sciences, leading researcher, Moskvitin G.V. – doctor of technical sciences, head of the laboratory, Pugachev M.S. – researcher Mechanical Engineering Research Institute of the Russian Academy of Sciences

Abstract. The results of the study of the influence of the technological parameters of cold gas dynamic spraying on the structure, phase and chemical composition of a copper-zinc coating of the "brass" type are presented. Based on the results of X-ray fluorescence analysis, it was shown that the deposition temperature affects the chemical composition and in the range of 270-540°C, the component content corresponds to the chemical composition of brass such as L80, L68, L59, as well as brass based on  $\beta'$  - and  $\beta' + \gamma$  phases. The mass fraction of the  $\varepsilon$  – phase (CuZn<sub>3</sub>) increases with increasing temperature from 5.2% to 16.8%, as well as the  $\gamma$ -phase (Cu<sub>5</sub>Zn<sub>8</sub>) from 8.4% to 18.7%. At a temperature of 360°C and an overlap coefficient of 64%, the  $\beta'$  phase (CuZn) is formed with a mass fraction of 5.7%. The value of copper microdeformations decreases significantly from 0.225% to 0.130% with an increase in temperature and a displacement of the nozzle by 3 mm. In the  $\varepsilon$  – phase, the magnitude of microdeformations increases with an increase in temperature from 0.09% to 0.301%, and the  $\gamma$  – and  $\beta$  -phases have a magnitude of about 190%. The size of the area of coherent scattering is only at the minimum spray temperature and Kper.=55% less than 200 microns and are for: copper, zinc and ɛ-phase: 178.5 nm, 117.1 nm and 119.1 nm, respectively. Recommendations on optimal spraying parameters are given.

**Key words:** gasdynamic sputtering, copper-zinc coating, phase composition, diffusion, structure, microdeformations, lattice, transformations.

Аннотация. Приведены результаты исследования влияния технологических параметров холодного газодинамического напыления на структуру, фазовый и химический состав медно-цинкового «латуни». покрытия типа Ha основе результатов рентгенофлюоресцентного анализа показано, что температура напыления влияет на химический состав и в диапазоне 270-540° содержание компонентов соответствует химическому составу латуни типа Л80, Л68, Л59, а также латуням на основе  $\beta'$  - и  $\beta' + \gamma$  – фаз. Массовая доля є – фазы (CuZn<sub>3</sub>) увеличивается с ростом температуры с 5,2% до 16,8%, как и у – фазы (Cu<sub>5</sub>Zn<sub>8</sub>) - с 8,4% до 18,7%. При температуре 360° и коэффициенте перекрытия 64% формируется β' - фаза (CuZn) с массовой долей 5,7%. Величина микродеформаций меди снижается значительней с 0,225% до 0,130% при повышении температуры и смещении сопла на 3 мм. У є – фазы величина микродеформаций увеличивается с ростом температуры с 0,09% до 0,301%, а  $\gamma$  – и  $\beta'$  - фазы они имеют величину порядка 190%. Размер областей когерентного рассеивания только при минимальной температуре напыления и К пер.=55% меньше 200 мкм и составляют для: меди, цинка и є- фазы: 178,5 нм, 117,1 нм и 119,1 нм соответственно. Даны рекомендации

по оптимальным параметрам напыления.

**Ключевые слова:** газодинамическое напыление, медно-цинковое покрытие, фазовый состав, диффузия, структура, микродеформации, решётка, превращения.

## введение

Для изготовления подшипников трения скольжения используются металлические и неметаллические материалы, металлы и сплавы и, в частности медь, латуни и бронзы [1]. В методе «холодного» газодинамического напыления для нанесения разнообразных функциональных покрытий используется механическая смесь частиц металлов и химических соединений, в частности, оксида алюминия [2]. Адгезия существенно зависит от температуры и достигает ≈50 МПа, а когезионная прочности металла покрытия находится в пределах 80-130 МПа, что позволяет рассчитывать на хорошее сопротивление разрушению при касательных или нормальных нагрузках на материал подшипника. В зарубежных научных центрах уделяют значительное внимание исследованиям технологии газодинамического напыления покрытий триботехнического назначения на основе частиц латуни, меди и цинка с химическими соединениями в исходном состоянии, а также с предварительной и последующей термической обработкой [3,4].

Результаты исследования покрытий, нанесённых с использованием механической смеси частиц меди, цинка и оксида алюминия (корунда), показывают наличие модификации частиц цинка с изменением концентрации меди по объёму от 100 ат% до 8 ат%, с формированием фаз, присущих латуням, а именно, твёрдого раствора электронного типа на базе Cu<sub>5</sub>Zn<sub>8</sub> ( $\gamma$  – фаза), CuZn<sub>3</sub> (ε-фаза), а также твердого раствора Cu в Zn (η-фаза), что даёт основание называть медно-цинковое покрытие, как покрытие типа «латуни» [5]. Термическая обработка в печи покрытия типа «латуни» модифицирует его до состояния, которое по химическому и фазовому составу соответствует латуни марки Л63 [6]. Наличие модифицированных частиц цинка с разным фазовым составом и твёрдостью до 170 HV, а также чистого цинка и меди с твёрдостью до 50 HV и до 110 HV соответственно, характеризует структуру медно-цинкового покрытия типа «латуни» как градиентную и многокомпонентную [5].

Испытания медно-цинкового покрытия типа «латуни», нанесённого при температуре 450° в исходном состоянии и после термической обработки в течение 10 мин при смазке индустриальным маслом И-20А в паре с контртелом из стали ШХ15 термически обработанной до твердости 58-62 НRС выявили низкую интенсивность изнашивания, вплоть до эффекта безысносности при повышении нагрузки до 10 МПа [7]. Качество сопряжённых поверхностей в исходном состоянии и после термической обработки в процессе испытания сохранилось без изменения.

Результаты сравнительных испытаний покрытий на основе смеси частиц меди и корунда, а также меди, цинка и корунда (типа «латуни»), нанесённых на подложку из стали 40Х при температуре 450° в условиях сухого трения при комнатной температуре показали, что износ медно-цинкового покрытия типа «латуни» в 4 раза меньше, чем у покрытия меди [8]. При этом, выявить интенсивность изнашивания контртела в паре с медно-цинковым покрытием типа «латуни» методом взвешивания не удалось.

Полученные результаты испытания, безусловно, свидетельствует о перспективности использования медно-цинковых покрытий типа «латуни» в исходном состоянии и после термической обработки в парах трения скольжения. Такой характер формирования структуры и состава покрытия типа «латуни» даёт основание отнести их к НОВЫМ МАТЕРИАЛАМ триботехнического назначения.

Целью данной работы является исследование влияния температуры потока газа и изменения характера воздействия потока частиц на поверхность при разном смещении сопла распылителя на процессы диффузии и структурно-фазовые превращения.

## МАТЕРИАЛЫ, МЕТОДИКИ, ОБОРУДОВАНИЕ

Покрытие на подложку из стали 40Х напыляется на газодинамической установке «ДИМЕТ – 404» при использовании потока воздуха с температурой нагрева в диапазоне 270-540°С. При нанесении покрытия применяется механическая смесь частиц меди и цинка и оксида алюминия (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) в состоянии поставки марки C-01-11 с соотношением компонентов по массе Cu:Zn:Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> = 35%:35%:30%, изготовленная в Обнинском центре порошкового напыления [3].



Рис. 1. Графическое изображение обработки поверхности потоком воздуха и частиц на поверхность при смещении сопла на L=2 мм: 1 – проекция сопла, 2 – образец, 3 – области поверхности образца, подвергаемые воздействию частиц 1 раз, 4 – 2 раза, 5 – три раза

Напыление покрытия осуществляется за счёт смещения сопла распылителя на L=2 мм, при котором последующий наносимый слой перекрывает предыдущий на 64% (К пер.  $\approx$ 64%) и на L=3 мм (К пер.  $\approx$ 55%) (рис.1). Графическое отображение процесса показывает, что при К пер.64% примерно  $\approx$ 50% площади поверхности подвергается воздействию потока нагретого воздуха и частиц в третий раз (рис.1). В данном эксперименте количество покрытий, наносимых друг на друга, с целью получения достаточной толщины для проведения исследований и испытаний составляет 5 (циклов напыления).

Фазовый состав покрытий системы Cu-Zn, величина микродеформаций, размер областей когерентного рассеяния (OKP) исследуются на многофункциональном рентгеновском дифрактометре Rigaku Ultima IV с использованием Cu<sub>Kα</sub>-излучения и параллельного пучка. Для формирования параллельного пучка используется рентгеновская оптика в виде многослойного параболического зеркала. Дифрактограммы снимаются в симметричном режиме, диапазон сканирования 20 от 20 до 120, шаг 0.05°, скорость детектора 3°/min. Рентгенофлуоресцентный анализ осуществляется на спектрометре RigakuPrimusII с использованием в качестве источника рентгеновского излучения рентгеновской трубки с Rh-анодом, в вакууме и диапазоне элементов от Ca до U [5].

#### РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Исследование состава медно-цинковых покрытий показывает, что при температуре напыления 270° и 360° смещение сопла на 2 мм или 3 мм не оказывает влияния на содержание компонентов, которое составляет для меди  $\approx$ 82 ат% и  $\approx$ 69 ат%, что соответствует области существования однофазных ( $\alpha$  – фаза) латуней типа полутомпак Л80 (медь 79-81 ат%) и типа Л70 (медь 69-72 ат%) или Л68 (медь 67-70 ат%) (рис.2) [1]. Многочисленными исследованиями и испытаниями показано, что наибольшей

пластичностью обладают латуни, содержащие 30–32 % цинка, а наибольшей прочностью – содержащие 42–45 % цинка [1].

При повышении температуры до 450° содержание меди в покрытии при смещении сопла на 2 мм и 3 мм становится равным 53,8% и 57,37%. Химическому составу с содержанием меди 57,37 ат% и цинка 42,27 ат% соответствует двойная латунь на основе  $\alpha+\beta'$  - фаз типа Л59 (медь 57,0-60,0 ат%). Покрытие, полученное при смещении сопла на 2 мм содержит цинк 45,4 ат.% и уже может обладать повышенной хрупкостью, что предполагает проведение дополнительных исследований механических свойств. Следует отметить, что высокие триботехнические свойства, вплоть до эффекта безызносности, были выявлены при испытании медно-цинкового покрытия типа «латуни», нанесённого при температуре 450° и 5-ти циклов напыления [6,7]. Таким образом, покрытия нанесённые при смещении сопла на 2 мм и 3 мм и после термической обработки могут иметь значительную пластичность, а при 450°С высокую прочность.



Рис. 2. Зависимость химического состава от температуры напыления при смещении сопла на 2 мм (1 – Медь, 2 – Цинк) и 3 мм (3 – Медь, 4 – Цинк)

Покрытия, нанесённые при температуре потока газа 540° и смещении сопла на 2 мм и 3 мм с содержанием цинка  $\approx$ 50 ат% и выше, после термической обработки будут состоять из  $\beta'$  - фазы и  $\beta'$ + $\gamma$  фаз и их механические свойства (прочность, пластичность) могут быть очень низкими.

Полученные результаты влияния технологических параметров напыления на химический и фазовый состав позволяют сформировать новое научное и технологическое направление по созданию материалов и покрытий для поверхностей трения скольжения машин и агрегатов, работающих в разных условиях эксплуатации с высокими характеристиками сопротивления износу.

Рентгеноструктурный фазовый анализ показывает, что при напылении при температуре 270° фазовый состав покрытия, нанесённого с перекрытием 64% и 55%, практически не отличается (табл.1). Массовая доля меди составляет 82,1%, а твёрдого

раствора электронного типа на базе CuZn<sub>3</sub> ( $\epsilon - \phi$ aза) – 5,2% и только содержание цинка при смещении сопла на 2 мм незначительно меньше – 4,4% и 5,5%. При большем времени воздействия потока частиц на поверхность (Кпер-64%) деформация должна быть существенней и, соответственно, её влияние на процесс диффузии за счёт релаксации напряжений и формирование продуктов превращения значительней [5,9]. В таком случае, одинаковое количество  $\epsilon$  – фазы можно интерпретировать как достижение при данных условиях взаимодействия частиц, а именно: температура, энергия потока частиц, механические свойства металлов максимальной деформации при смещении сопла на 3 мм. То есть, при низкой температуре напыления дополнительная обработка поверхности потоком частиц не влияет на структурно-фазовые превращения.

В покрытии, нанесённом при смещении сопла на 2 мм, размеры ОКР для всех фаз превышают 200 нм, а в покрытии, нанесённом при смещении сопла на 3 мм только при низкой температуре напыления они меньше: 178,5 нм у меди, 117,1 у цинка и 119,1 у є – фазы. Но, в таком случае, следует признать, что межграничная диффузия при такой разницы в размерах ОКР и незначительном времени процесса напыления, не оказывает существенного влияния на процесс структурно-фазовых превращений.

При повышении температуры напыления до 360° в покрытии, нанесённом при смещении сопла на 2 мм большее содержание меди 66,7% против 56,7% и меньшее содержание цинка – 4,1% против 26,0%, что обусловлено формированием є – фазы в количестве 13,2% против 9,0% и новой фазы - твёрдого раствора электронного типа на базе CuZn (β' -фазы) с массовой долей 5,7% (табл.1). Так как релаксация напряжений оказывает существенное влияние на диффузию меди в цинк, то столь существенная разница в качественном отличии и массовой доле продуктов превращения обусловлена резким снижением величины микродеформаций у меди с 0,209% до 0,074% при использовании коэффициента перекрытия 64% [9]. Величина микродеформаций снижается с 0,225% до 0,190% в покрытии при 360°С, нанесённом при смещении на 3 мм и до 0,130% при максимальной температуре напыления до 0,130%. Повышение массовой лоли ε – фазы обусловлено повышением температуры, что соответствует закономерностям, выявленным при исследовании процессов диффузии в металлах (табл.1) [10].

Температура,	Массовая доля металлов и фаз, %						
°/смещение	Cu	Zn	3	γ	β′		
сопла, мм							
270/2	82,1	4,4	5,2	-	-		
270/3	82,1	5,5	5,2	-	-		
360/2	66,7	6,1	13,2	-	5,7		
360/3	56,7	26,0	9,0	-	-		
450/2	54,1	13,1	16,8	8,4	-		
450/3	48,1	30,8	12,9	-	-		
540/2	41,6	16,4	14,5	18,7	-		
540/3	30,9	24,7	13,7	22,6	-		

Таблица 1. Результаты рентгеноструктурного фазового анализа

Твёрдый раствор электронного типа на базе  $Cu_5Zn_8$  имеет ГЦК решётку с периодом 0,8888 нм и его образование в покрытии с параметрами, значительно отличающимися (0,8898 нм), свидетельствуют об отсутствии порядка в структуре фазы [1,11,12]. Его формирование при использовании максимальной температуры напыления 540° обусловлено наличием вакансий в цинке, что связано со значительным изменением механических свойств металлов и повышением скорости деформации с формированием стойких к воздействию температуры точечных и протяжённых дефектов (табл.2) [13].

Такиалатира	Период решётки, нм								
remieparypa	Структурные составляющие								
напыления, с	Cu	Zn	3	γ	β′				
270	0,3620	0,2666/0,4952	0,2766/0,4301	-					
270	0,36219	0,2667/0,4954	0,2767/0,4302	-					
2(0	0,3617	0,2665/0,4948	0,2754/0,4292	-	0, 2956				
300	0,3618	0,2667/0,4950	0,2766/0,4304	-	-				
450	0,3618	0,2666/0,4946	0,2755/0,4296	0,8898					
450	0,3617	0,2666/0,4948	0,2754/0,4292	-					
540	0,3617	0,2666/0,4940	0,2753/0,4297	0,8891	-				
	0,3617	0,2666/0,4944	0,2754/0,4296	0,8896					
Смещение сопла: верхняя строка – 2 мм, нижняя строка – 3 мм.									

Таблица 2. Результаты расчёта параметров решётки основных фаз

Величина микродеформаций  $\varepsilon$ - фазы повышается с 0,09% до 0,301% с увеличением температуры, а  $\gamma$  – фазы она мало зависит от температуры и составляет  $\approx$ 0,2%, что обусловлено взаимной диффузией и превращениями в твёрдой фазе [14].

# выводы

1. Холодное газодинамическое напыление смеси порошков Cu:Zn:Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> в пропорции по массе 35%:35%:30% при смещении сопла на 2 мм и 3 мм позволяет получить медноцинковое покрытие, в котором содержание меди и цинка зависит от температуры и соответствует однофазным и двухфазным латуням типа Л80, Л70, Л59, а также латуням на основе  $\beta'$  - фазы и  $\beta'$ + $\gamma$  фаз.

2. Нанесение покрытия сопровождается формирование твёрдого раствора электронного типа на базе CuZn<sub>3</sub> ( $\varepsilon$ - фазы), CuZn ( $\beta'$ -фазы), Cu<sub>5</sub>Zn<sub>8</sub> ( $\gamma$  – фаза), массовая доля которых увеличивается с повышением температуры до 16,8% (Кпер-64%), 8,4% (Кпер-64%) и 22,65% (Кпер-55%) соответственно, что обусловлено влиянием микродеформаций меди и параметрами решётки цинка.

3. Размеры ОКР при смещения сопла на 3 мм и минимальной температуре напыления у меди, цинка и ε- фазы составляют 178,5 нм, 117,1 нм и 119,1 нм соответственно, а при остальных режимах превышают 200 мкм, что связано с нагревом металлов покрытия при увеличении продолжительности напыления (5 циклов).

4. Величина микродеформаций меди при повышении температуры снижается с 0,225% до 0,130%, а формирование продуктов превращения сопровождается значительными микродеформациями до 0,301%, что обусловлено превращениями в твёрдой фазе.

5. Рассматривая результаты химического анализа и учитывая работоспособность сопла распылителя, производительность процесса и разогрев подложки, целесообразно использовать режимы напыления 270° и 450° при смещении сопла на 3 мм и 360° при смещении сопла на 2 мм.

## Литература

1. Ефремов, Б. Н. Латуни. От фазового строения к структуре и свойствам. М: ИНФРА-М, 2020. 314 с.

2. Димет. Применение технологии и оборудования. [Электронный ресурс]. – Режим доступа: http://www.dimet-r.narod.ru/ - (Дата обращения 14.10.2023).

3. Pengyuan DiaoFang WangZexin Yu. Microstructure, mechanical properties, and cavitation erosion performances of cold sprayed CuZn35 coatings, Surface and Coatings Technology, 17 November 2022. https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2022.129074.

4. Fu Jun WeiBang Yen ChouShu Yi Tsai. Thermomechanical properties of cold-sprayed copper coatings from differently fabricated powders, Surface and Coatings Technology, 29

January 2022. https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2022.128128.

5. Архипов В.Е., Муравьёва Т.И., Пугачев М.С., Шкалей И.В. Влияние технологических параметров газодинамического напыления на структурно - фазовые превращения в покрытии типа «латуни» // Упрочняющие технология и покрытия. 2020. №12. С. 554-560.

6. Архипов В.Е., Муравьёва Т.И., Москвитин Г.В., Пугачев М.С., Щербакова О.О. Влияние термической обработки на фазовый состав медно-цинкового покрытия на сталях // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2023. - №7. С. 3-7.

7. В.Е. Архипов, Л.И. Куксенова, М.С. Пугачев, Д.А. Козлов, Г.В. Москвитин. Влияние модифицированных медью поверхностных слоёв на работоспособность пар трения скольжения сталь – сталь // Трение и износ – 2023, т44, №4, с.322-335.

8. Б.Я. Сачек, А.М. Мезрин, В.Е. Архипов, А.Ф. Лондарский. «Модифицирование поверхностей трибосопряжений напылением металлических покрытий как средство повышения их фреттингостойкости» // Трение и износ – 2018, т39, №4, с. 24-29.

9. В. С. Еремееев. Диффузия и напряжения. М.: Энергоатомиздат, 1984. – 182 с.

10. Бокштейн Б.С. Диффузия в металлах. Изд 2-е. М.: URSS, 2019. 248 с.

11. Миркин Л.И. Рентгеноструктурный анализ. Индицирование рентгенограмм. Справочное руководство. – М., Наука, 1981, 496 с

12. Колачев Б.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов / Колачев Б.А., Елагин В.И., Ливанов В.И. – М.: МИСИС, 2005. -432 с.

13. Бернштейн М.Л., Займовский В.А., Капуткина Л.М. Термомеханическая обработка стали. М.: Металлургия, 1983, 440 с.

14. Гуров К. П. Взаимная диффузия в многофазных металлических системах / К. П. Гуров, В. А. Карташкин, Ю. А. Угасте. М.: Наука, 1981. 350 с.

# РАЗРАБОТКА СВЕРХПРОЧНЫХ МНОГОСЛОЙНЫХ ПЛАСТИН ИЗ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ<sup>1</sup>

**Л.А. Бохоева**<sup>1,2</sup>- д.т.н., проф., **В.Е. Рогов**<sup>3</sup> -д.т.н, ст. науч. сотрудник, **Мэй Шуньчи**<sup>4</sup> - д.т.н., проф.

<sup>1</sup>Восточносибирский государственный университет технологий и управления <sup>2</sup>Иркутский национальный исследовательский технический университет <sup>3</sup>Байкальский институт природопользования Сибирское отделение РАН <sup>4</sup>Уханьский текстильный университет, КНР

DEVELOPMENT OF HEAVY-DUTY MULTILAYER PLATES MADE OF COMPOSITE MATERIALS

L.A. Bokhoeva<sup>1</sup>- Doctor of Technical Sciences, professor, V.E. Rogov<sup>2</sup> -Doctor of Technical Sciences, Senior Researcher, Mei Shunqi<sup>3</sup> - Doctor of Technical Sciences, Professor <sup>1</sup>East Siberian State University of Technology and Management

<sup>2</sup>Irkutsk National Research Technical University

<sup>3</sup>Baikal Institute of Nature Management of the Siberian Branch of the Russian Academy of

Sciences

# <sup>4</sup> Wuhan Textile University, China

**Abstract.** The paper develops a computational and experimental technique for manufacturing plates from multilayer composite materials to withstand high-speed impact of various intensities. Sample material: aramid fabrics with bioadditives, ultrahigh molecular weight polyethylene. **Key words:** multilayer composite material, bioadditives, samples, testing, shock loads.

Аннотация. В работе разработана расчетно-экспериментальная методика изготовления пластин из многослойных композиционных материалов для удержания высокоскоростного удара различной интенсивности. Материал образцов: арамидные ткани с биодобавками, сверхвысокомолекулярный полиэтилен.

Ключевые слова: многослойный композиционный материал, биодобавки, образцы, испытание, ударные нагрузки.

В настоящее время вопросам получения материалов с улучшенными свойствами, исследованиям процессов их деформирования и разрушения при различных видах нагружения уделяется повышенное внимание. Одним из видов перспективных конструкционных материалов считаются многослойные композиционные материалы (МКМ). Из-за особенностей своей структуры МКМ обладают высокими удельными прочностными характеристиками и являются баллистически стойкими. МКМ имеют многослойную композицию из взаимно чередующихся слоев. Процессы динамического нагружения МКМ до сих пор мало исследованы, поэтому крайне важен поиск путей разработки и изготовления лёгких и сверхпрочных пластин со свойствами и параметрами, улучшенными по сравнению с имеющимися аналогами. Оптимальные эксплуатационные характеристики таких пластин можно получить при условии использования потенциала из существующих типов композитов, а также поиска сочетания свойств, которые соответствуют предельным возможностям по минимальному весу и прочности, того или иного композитного материала или выполненных из этого материала структур.

В качестве перспективного легкого прочного материала для сверхпрочных пластин рассмотрены два вида материала: сверхвысокомолекулярный полиэтилен (СВМПЭ) и полипарафенилентерефталамид - высокопрочное арамидное волокно.

Было проведено комплексное исследование входных данных образцов из этих

<sup>&</sup>lt;sup>1</sup> Исследование выполнено при финансовой поддержке гранта в форме субсидий РБ, Государственного задания Байкальского института природопользования СО РАН № 0273-2021-0007

материалов: механические характеристики, свойства и структура отдельных слоев и пакета в целом. Изготавливали образцы в виде пластин различной толщины и разной укладки волокон в слое. Испытание на растяжение образцов проводили по ГОСТ 11262 на разрывной машине INSTRON 3368 (рис. 1). Результаты испытаний показали, что прочность образцов зависит от укладки волокон в слое.



Рис. 1 Входной контроль образцов из СВМПЭ и арамидных тканей

Диссипация кинетической энергии при высокоскоростном ударе более вероятна в многослойных композиционных структурах за счёт увеличения зоны межслойного дефекта [1]. Исследования дефектов показали, что площадь межслойного разрушения имеет место в модифицированных слоистых композиционных материалах с биодобавками, которые отличаются от конструкционных композитов эластичной матрицей и меньшей адгезией между волокном и матрицей. Такие материалы имеют высокую вязкость разрушения, так как они обладают высокой пластичностью и способностью к деформации без разрушения [2,3].

Сверхпрочные многослойные пластины из композиционных материалов состоят: первые элементы из разного количества слоёв арамидной ткани и эпоксидной матрицы с биодобавками, которые пробиваются по механизму «раздавливания» в слоях с высокой вязкостью разрушения. В качестве биодобавок использован биоактивный материал – коллаген (сухой и в виде геля), полученный в ВСГУТУ из отходов шкур животных. Вторые элементы пластин состоят из СВМПЭ волокон. Тыльные элементы имеют высокий уровень поглощения остаточной энергии высокоскоростного удара и изготовлены с учетом оптимального армирования многослойных элементов из арамидной ткани. Процесс изготовления пластин представлен на рисунке 2.

Разработана новая расчетно-экспериментальная методика для снижения скорости ударника за счет оптимального армирования многослойных композиционных материалов и увеличения площади дефектов [4]. Каждый слой снижает удар, при этом увеличивается зона межслойного дефекта. Разработан новый пакет многослойной пластины, состоящей из разных слоев высокомолекулярного полиэтилена, арамидных тканей с биодобавками и без биодобавок различной концентрации и оптимальной укладкой волокон, с учетом:

• содержание матрицы в пакете снижено до 22%, что обеспечивает высокую стойкость волокон к поперечному удару;

- за счет биодобавок получена эластичная матрица, что делает многослойный композит менее жестким;
- пластины изготовлены с меньшей адгезией между слоями;
- от угла укладки волокон в слое зависит снижение скорости ударника и составляет 8,9%-12,3%.



Рис. 2. Изготовление пластин

## Литература

1. Бохоева Л.А. Исследование устойчивости пластин с дефектами в нелинейной постановке// Известия высших учебных заведений. Машиностроение. 2008. № 2. С. 22-27/

2. Бохоева Л.А., Рогов В.Е., Бочектуева Е.Б., Балданов А.Б., Шатов М.С., Батуев Ц.А. Применение наноразмерных компонентов в многослойных композиционных материалах// Нанотехнологии в строительстве. 2024. Том.16. №2. С. 180-188.

3. Бохоева Л.А., Балданов А.Б., Рогов В.Е., Чермошенцева А.С., Амин Т. Влияние добавления нанопорошков на прочность многослойных композитных материалов// Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2021. Т. 87. № 8. С. 42-50.

4. Бохоева Л.А., Рогов В.Е., Балданов А.Б., Особенности межслойного разрушения композиционных материалов при ударном нагружении с переменным углом укладки слоев// Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures. 2024. №2. С.50-60.

# СИНТЕЗ НАНОСТРУКТУРНОГО АЛЮМИНИЕВОГО ПОРОШКА ПУТЕМ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО РАЗМОЛА СТРУЖКИ<sup>2</sup>

Елкин А.И. – к.т.н., в.н.с., Рябкова В.В. – м.н.с., Аборкин А.В. – к.т.н., в.н.с. Владимирский государственный университет e-mail: elkin@vlsu.ru

SYNTHESIS OF NANOSTRUCTURED ALUMINUM POWDER BY HIGH-ENERGY MILLING OF CHIPS

Elkin A.I - Cand. Sci. (Tech.), leading researcher, **Ryabkova V.V.** - junior researcher, **Aborkin A.V.** - Cand. Sci. (Tech.), leading researcher Vladimir State University e-mail: elkin@vlsu.ru

**Abstract.** A nanostructured powder was obtained by high-energy ball milling of aluminum alloy AMg6 chips. The influence of the technological conditions of mechanical processing on the possibility of obtaining powder and its characteristics is shown. The powder was characterized by scanning electron microscopy, kinetic indentation, X-ray phase analysis and granulometric analysis.

Key words: chips, powder, high energy ball milling.

Аннотация. Методом высокоэнергетического шарового размола стружки алюминиевого сплава АМг6 получен наноструктурный порошок. Показано влияние технологических условий механической обработки на возможность получения порошка и его характеристики. Характеризацию порошка проводили методами сканирующей электронной микроскопии, кинетического индентирования, рентгенофазового анализа и гранулометрического анализа.

Ключевые слова: стружка, порошок, высокоэнергетический размол.

С развитием науки и техники требования, предъявляемые к современным конструкционным материалам, используемым в автомобильной, авиа- и космической промышленности, все более ужесточаются. При этом, улучшение эксплуатационных характеристик приводит к расширению областей применения нанокристаллических материалов и/или созданию для них конкурентных преимуществ по сравнению с классическими сплавами. Техники порошковой металлургии являются базовыми для значительного числа технологических цепочек синтеза покрытий и объемных изделий из нанокристаллических материалов [1]. Существенную долю среди которых занимают нанокристаллические материалы на основе алюминия.

Олним ИЗ экономически целесообразных, энергоресурсоэффективных И экологически безопасных технологических решений по получению нанокристаллических порошков является твердофазная переработки стружечных отходов деформационно упрочняемых алюминиевых сплавов путем высокоэнергетического шарового размола в планетарных мельницах для получения нанокристаллических порошковых материалов на основе алюминия с заданным гранулометрическим и структурно-фазовым составом [2, 3]. Важное преимущество такого подхода состоит в совмещении в рамках единого технологического цикла процессов наноструктурирования за счет интенсивной пластической деформации диспергирования, позволяющих получать И нанокриталлические порошки (размер кристаллитов менее 100 нм) с размером частиц менее 100 мкм.

Цель данной работы состоит в изучении влияния скорости обработки на

<sup>&</sup>lt;sup>2</sup> Работа поддержана РНФ, проект № 23-29-00889

гранулометрический, структурно-фазовый состав и микротвердость порошков на основе сплава АМг6, полученных высокоэнергетическим размолом стружки.

Стружка была получена путем фрезерования листового проката сплава АМг6 на фрезерном станке HAAS. Механический синтез порошка проводили путем размола стружки в шаровой планетарной мельнице Fritsch Pulverisette 6 с применением поверхностно-активных веществ (стеариновая кислота 0,5 вес.%). Для размола использовали стальную рабочую камеру и стальные шары диаметром 8 мм. Было проведено две серии опытов с разным соотношением массы стружки к массе размольных тел (k) 1:15 и 1:30. Дополнительно в каждой серии изменяли частоту вращения водила мельницы от 400 до 600 мин<sup>-1</sup>. Общее время обработки составляло 3 часа. При этом каждые 15 минут выполняли отбор проб обрабатываемого материала. Морфологию поверхности синтезированных порошков исследовали с помощью сканирующего электронного микроскопа Zeiss Ultra plus на базе Ultra 55. Гранулометрический состав полученных порошков определяли на приборе Микросайзер-201С. Исследования структурно-фазового состава порошков проводили методом рентгеновской дифрактометрии на установке D8 ADVANCE. Размер областей когерентного рассеяния (ОКР) рассчитывали по формуле Селякова-Шеррера. Усредненные по объему размеры областей когерентного рассеяния были рассчитаны исходя из предположения о сферической форме кристаллитов. Микротвердость частиц порошка измеряли методом кинетического индентирования с помощью Micro-Combi Tester CSM Instruments на поперечных шлифах. Измерения проводились индентором Виккерса при нагрузке 0.1 Н и выдержке под нагрузкой 10 с. Было проведено не менее 10 измерений.

Изучение исходной стружки с помощью сканирующей электронной микроскопии показывает, что при фрезерной обработке листового проката образуется стружка суставчатого типа. Длина фрагментов стружки составляла ~5 мм. На свободной поверхности стружки отчетливо видны полосы сдвига, образующиеся при высокой степени деформации. Отмеченные особенности могут способствовать изменению размера структурных составляющих алюминиевого сплава по сравнению с листовым прокатом. В процессе обработки происходит изменение морфологии стружечного материала, который под воздействием поверхностного микродеформирования становится более гладким и округлым. Однако при этом в целом сохраняются исходные форма и габариты стружки. Продолжение обработки ведет к более существенному изменению стружечного материала, который приобретает правильные формы внешне напоминающие «поковки». Дальнейшее деформирование обеспечивает формирование вытянутых хлопьев длиной несколько миллиметров и толщиной несколько сот микрометров. Затем вытянутые хлопья фрагментируются на более мелкие. И наконец, циклические конкурирующие процессы пластического деформирования, пластической сварки и диспергирования обеспечивают формирование порошкового материала. Длительность протекания и принципиальная возможность достижения той или иной стадии трансформации стружечных материалов зависит от энергонапряженности процесса обработки. Так, например, обработка при 400 мин<sup>-1</sup> и соотношение массы стружки к массе размольных тел составило 1:15 в течение 3 часов не приводила к формированию порошкового материала, а ограничивалась лишь вытянутыми и фрагментированными хлопьями. Напротив, обработка при 600 мин<sup>-1</sup> и соотношение массы стружки к массе размольных тел составило 1:30 обеспечивала формирование порошка уже через 40 минут. Очевидно, что увеличение соотношения массы стружки к массе размольных тел ведет к росту числа соударений приходящихся на единицу массы стружечного материала, что интенсифицирует процесс обработки. Обобщая, можно констатировать, что формирование порошкового материала было достигнуто при k=1:30 скорость обработки 400-600 мин<sup>-1</sup> и при k=1:15 скорость обработки 500-600 мин<sup>-1</sup>.

На рис. 1 показаны СЭМ-изображения порошков, полученных при k=1:15 и k=1:30 с различной скоростью обработки.



*Рис. 1. СЭМ-изображения и данные о гранулометрическом составе порошков синтезированных при k=1:15 (a) и k=1:30 (б)* 

Из представленных данных видно, что повышение энергонапряженности процесса обработки способствует, как снижению среднего размера частиц, так и уменьшению полидисперсности формируемой порошковой смеси. Так, например, обработка стружки при 600 мин<sup>-1</sup> и k=30 позволила получить порошок со средним размером частиц ~95 мкм с достаточно узким фракционным составом. В тоже время, порошки полученные при 400 мин<sup>-1</sup> и k=1:30 имеют значительно более широкий фракционный состав.

На рис. 2 показаны результаты структурно-фазового состава синтезированных порошков.



Рис. 2. Результаты рентгенофазового анализа порошков синтезированных при k=1:15 (a) и k=1:30 (б)

Сравнительный анализ дифрактограмм показывает их качественно схожий характер. Для образцов характерно наличие ярко выраженных пиков брэгговской дифракции, соответствующих алюминию. Анализ дифрактограмм не показывает наличие пиков фазы нативного  $Al_2O_3$ , которая неизбежно должна образовываться как на стружечном, так и порошковом образце. По всей видимости, это вызвано малой долей  $Al_2O_3$ , которая ниже порога обнаружения рентгенофазового анализа. Размеры ОКР порошков рассчитывали по формуле Селякова-Шеррера. Усредненные по объему размеры ОКР были рассчитаны исходя из предположения, что они имеют сферическую форму. Для порошков, синтезированных при k=1:30 размер OKP составляет 80-90 нм, а для порошков, полученных при k=1:15 размер OKP несколько больше 90-120 нм. Таким образом.

порошки, синтезированные при k=1:30 можно классифицировать как наноструктурированные.

На рис. З показаны данные о микротвердости исходного листового проката, стружки и синтезированных порошков.



Рис. 3. Результаты измерения микротвердости синтезированных порошков

Можно видеть, что обработка в планетарной мельнице в ~2 раза повышает микротвердость материала. Это связано с протеканием процессов интенсивной пластической деформации в обрабатываемом материале, которые ведут к уменьшению размера зерна материала. При этом микротвердость порошков практически не зависит от скорости обработки. Чуть большее влияние на величину микротвердости оказывает соотношение массы стружки к массе размольных тел, т.е. величина энергонапряженности процесса размола.

#### Литература

1. Алымов М.И. Порошковая металлургия нанокристаллических материалов. М. Наука. 2007. 169 с.

2. Wei L.K., Abd Rahim S.Z., Al Bakri Abdullah M.M., Yin, A.T.M., Ghazali M.F., Omar M.F., Nemeş O., Sandu A.V., Vizureanu P., Abdellah A.E.-h. Producing Metal Powder from Machining Chips Using Ball Milling Process: A Review // Materials. 2023. Vol. 16. pp. 4635. 3. Аборкин А.В., Прусов Е.С., Деев В.Б., Бокарёв Д.В., Бабин Д.М., Вилков И.В.

Твердофазная переработка некомпактных отходов литых металломатричных композитов // Металлург. 2023. №11. С. 93-100.

# ФРИКЦИОННАЯ ОБРАБОТКА ПЛАЗМЕННОГО СТАЛЬНОГО FeCrMnNiCSi ПОКРЫТИЯ НА ЦИЛИНДРИЧЕСКОЙ СТАЛЬНОЙ ПОДЛОЖКЕ

Калита В.И. – д.т.н., г.н.с., Комлев Д.И. – к.т.н., в.н.с., Радюк А.А. – к.т.н., н.с., Михайлова А.Б. – к.т.н., с.н.с., Демин К.Ю. – к.т.н., с.н.с. Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН e-mail: imet-lab25@yandex.ru

# FRICTION TREATMENT OF A PLASMA STEEL FeCrMnNiCSi COATING ON A CYLINDRICAL STEEL SUBSTRATE

Kalita V.I. – Doctor of Technical Sciences, Chief Researcher, Komlev D.I. – Ph.D., senior researcher, Radyuk A.A. – Ph.D., researcher, Mikhailova A.B. – Ph.D., senior researcher, Demin K.Yu. – Ph.D., senior researcher

Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science RAS e-mail: imet-lab25@yandex.ru

**Abstract.** The process of plasma coatings friction treatment made of austenitic steel Fe-Cr-Mn-Ni-C-Si has been developed and investigated. Processing is carried out on cylindrical substrates with normal tool pressures on coatings of 30–90 MPa, coating linear velocities up to 1 m/s, tool movement speeds along the substrate 0.15-0.75 mm/s. The parameters of friction processing, the power of the process, the work performed on the track, related to its area, which determines the temperature of the coating, are calculated.

Key words: Plasma coatings, friction processing, surface profile, microstructure.

Аннотация. Разработан и исследован процесс фрикционной обработки плазменных покрытий из стали аустенитного класса FeCrMnNiCSi. Обработка реализована на подложках цилиндрической формы с нормальными давлениями инструментов на покрытия 30-90 МПа, линейными скоростями покрытия при его вращении до 1 м/с и скоростями перемещения инструментов вдоль образующей подложки 0,15- 0,75 мм/с. Рассчитаны параметры фрикционной обработки: мощность процесса, работа, выполненная на треке отнесенная к его площади, определяющая температуру покрытия. Ключевые слова: Плазменные покрытия, фрикционная обработка, профиль поверхности, микроструктура.

#### Введение

Основной нерешенной задачей для плазменных покрытий в настоящее время является необходимость повышения механических свойств покрытия до уровня исходных монолитных материалов. Линзовидные поры между напыленными частицами действуют, как трещины Гриффитса, при механическом нагружении покрытия. За последние 10 лет выполнены результативные исследования по упрочнению фрикционной обработкой (ФО) газотермических покрытий, напыленных на плоские подложки. При ФО покрытие и подложка разогреваются до температур 600-1300 °C, пластически деформируются и свариваются. Цель настоящей работы реализовать ФО на покрытии, напыленном на цилиндрическую подложку, что ранее не выполнялось.

#### Методика и материалы

Для напыления основного покрытия использовали порошок фракции 20-71 мкм стали Fe-23,7Cr-11,9Mn-3,2Ni-0,57C-0,52Si. Дополнительные слои Ni покрытия толщиной 15 мкм напыляли на подложку и на свободную поверхность основного стального покрытия. Покрытия напыляли на цилиндрическую стальную подложку диаметром 30 мм. ФО покрытия производили на токарном станке марки 1E61ПМ. Станок оснастили приспособлением для обработки покрытия двумя инструментами из стали марки P18M5 с контактной поверхностью их торцов, повторяющей форму поверхности покрытия. Исходя из предварительных экспериментов, установили пределы изменения параметров ФО, номинальные значения: нормальное давление инструментов на покрытие,  $\sigma = 30 - 88$  МПа, обороты вращения подложки с покрытием, 560 об/мин, скорость поперечного перемещения инструментов вдоль образующей подложки, 0,15 - 0,75 мм/с. Нормальные напряжения инструментов на покрытия,  $\sigma$ , определяли исходя из усилия инструментов и площади их торцов. Время ФО рассчитывали исходя из достижения ширины трека 21 мм. В этом случае в центральной части трека есть область с равным временем воздействия инструментов на покрытие. Усилие инструментов на покрытие, F, рассчитывали по величине момента сил,  $M = F \times r$ , где r - радиус подложки. Момент сил рассчитывали по разности величин электрического тока в цепи двигателя токарного станка при нагрузке инструментов на покрытие и без нагрузки. Отношение F/Pt в первом приближении дает значение коэффициента трения при ФО,  $\mu$ . Мощность ФО от обоих инструментов рассчитывали по формуле N=F×Vl, где Vl – линейная скорость покрытия при его вращении. За время эксперимента, t, на площади трека, SpΣ производиться работа: A = N × t. Отношение A/SpΣ определяет температуру поверхности покрытия, Tmax. Сдвиговые напряжения инструментов на покрытие рассчитывали:  $\tau = F/St$ , где St – площадь двух инструментов. Выполнена ФО девяти треков с постепенным повышением нормального давления инструментов на покрытие (табл. 1).

Таблица 1.

N⁰	σ	t	V <sub>tr</sub>	μ	N,	А,	$A/S_p^{\Sigma}$ ,	T <sub>max</sub>	τ
трек	МПа	c	мм/с		кВт	кДж	Дж/мм $^2$	°C	МПа
1	30	92	0,111	0,10	0,419	38,6	40,0	907	3,00
2	40	5+67	0,101	0,13	0,699	46,8	73,1	1063	5,03
3	49	5+52	0,135	0,12	0,804	41,8	63,4	1103	5,80
4	59	55,5	0,0	0,13	1,083	60,1	69,5	1162	7,87
5	59	49	0,110	0,11	0,908	44,5	87,5	1149	6,58
6	68	45	0,157	0,11	1,083	48,2	73,1	1189	7,87
7	78	35	0,214	0,11	1,188	41,6	58,9	1186	8,65
8	88	30	0,317	0,11	1,363	40,9	45,7	1033	9,96
9	88	20	0,525	0,12	1,467	29,3	29,7	808	10,74

Примечание. Линейная скорость покрытия при вращении колебалась в пределах 0,842-0,863 м/с.

#### Результаты экспериментов

С увеличением времени ФО температура повышается при постоянном значении мощности (рис. 1).



Рис. 1. Зависимости температуры и мощности от времени фрикционной обработки для 9 трека.

Для установления влияния мощность ФО на упрочнение покрытий предполагали иметь постоянную величину выполненной работы. Однако из-за отклонения реальных скоростей движения инструментов вдоль образующей цилиндрической подложки от номинальных значений для токарного станка, значение работы колебалось (рис. 2).



Рис. 2. Мощность и работа для треков при фрикционной обработке.

Повышение величины отношения А/SpΣ увеличивает максимальную температуру только до определенного предела, что объяснили увеличением потерь тепловой энергии с ростом температуры (рис. 3), что ранее наблюдали и для ФО покрытий на плоских подложках при увеличении скорости вращения инструмента.



*Рис. 3. Зависимость максимальной температуры на треках при фрикционной обработки от отношения А/SpΣ*, цифрами обозначены номера треков.

Коэффициент трения ФО в настоящих экспериментах имел не большие величины, 0,10-0,135, и мало зависел от давления инструментов и температуры покрытия (табл. 1). Основное назначение ФО устранить пористость покрытия и выполнить сварку напыленных частиц между собой и подложкой. При такой обработке происходит деформация покрытия и подложки, которая протекает более интенсивно с увеличением мощности ФО. С увеличением номера трека повышали мощность ФО за счет величины нормального давления инструментов. В этом случае повышалась степень термопластической обработки покрытия и его границы с подложкой. Общая последовательность изменения микроструктуры с увеличением мощности ФО следующая: в результате деформации повышается температура покрытия, оно окисляется, часть оксидов остается в виде сплошной пленки остается на поверхности, часть оксидов в результате пластической деформации замешиваются в покрытие и относительно равномерно распределяются в нем, формируя 1 и 2 тип структуры, отличающиеся разным содержанием оксидов от 5 до 30об.%. По мере повышения мощности ФО толщина слоев с исходной структурой уменьшается, при большей мощности она отсутствует. Пластическая деформация фиксируется в виде деформационных полос, начинающихся от границы с подложкой. В треках 2-6 полосы деформации располагаются под острым углом к границе с подложкой (рис. 4, а). В 7, 8 и 9 треках эти полосы деформации почти параллельны границе раздела, что говорит о более высоких уровнях термопластической обработки, в том числе по степени деформации (рис. 4, б).



*Рис. 4. Продольные сечения (в плоскости вращения) покрытий трека: (а)* №2 *и (б)* №9, *вращение образцов по часовой стрелке.* 

Детальные исследования микроструктуры покрытий выполнили на ОЖЭ микроскопе. Анализировали форму и размер зерна после напыления и после ФО (рис. 5). При плазменном напылении формируются зерна в форме призмы, высота которой равна толщине частиц и изменяется в пределах 3 - 7 мкм, а поперечный размер этой призмы определяется скоростью охлаждения и изменяется в пределах 1-3 мкм. При ФО напыленные частиц совместно деформируются, включая границы между ними и оксиды на них. Высокие температуры ФО для 5 и 6 покрытий, соответственно, 1149 °С и 1189 °С, в условиях напряжений и деформаций приводят к протеканию динамической рекристаллизации с формированием равноосных зерен со средним размером 1 мкм, средний объем зерен после ФО не увеличивается, что определяется высокими скоростями деформации, температурой и наличием диспергированных оксидов, которые сформировались при напылении и при ФО, и ограничивают степень рекристаллизации.



*Рис. 5. Микроструктура сечения 6 покрытия перпендикулярного к подложке: (а) - в состоянии после напыления, (б) – после ФО.* 

Микротвердость исходного порошка для напыления, замеренная при нагрузке 10 Г, 4,305 ГПа, не реализуется в покрытии в состоянии после напыления, 2,742 ГПа при нагрузке 200 Г и 3,042 ГПа при нагрузке 10 Г, из – за недостаточной когезии между напыленными частицами, что подтверждается раскрытием границ между напыленными частицами около отпечатков. Для покрытия 8 трека установили распределение микротвердости при этих двух нагрузках (рис. 6). В начале трека, где температура не превышает 600 °С (теплая деформация), аустенитная сталь покрытия наклепывается, повышается плотность дислокаций, микротвердость при нагрузке на

индентор 200 Г равна 5,545 ГПа и снижается до 4,447 ГПа в средней части трека, где температура 1033 °С. Микротвердость исходного порошка для напыления при нагрузке на индентор P=10 Г, H=4,305 ГПа, соответствует средним значениям микротвердости покрытия в данных экспериментах.



Рис. 6. Изменение микротвердости покрытия по ширине 8 трека при нагрузках на индентор 200 Г (верхняя кривая) и 20 Г (нижняя кривая).

УДК 602.17

# АНАЛИЗ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ПАРЫ ТРЕНИЯ «СТАЛЬ-МЕДНЫЙ СПЛАВ» ПРИ ИСПОЛЬЗОВАНИИ НАНОМОДИФИЦИРОВАННОЙ ДОБАВКИ К СМАЗОЧНОМУ МАТЕРИАЛУ

Поляков С.А.<sup>1,2</sup> – д.т.н., профессор, Куксенова Л.И.<sup>2</sup> – д.т.н., профессор, Кулешова Е.М.<sup>1</sup> – старший преподаватель <sup>1</sup>Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана <sup>2</sup>Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН kuleshova.em@mail.ru

## ANALYSIS OF THE REGULARITY OF FORMATION OF WEAR RESISTANCE OF THE "BRONZE-STEEL" FRICTION PAIR WHEN USING A NANOMODIFIED ADDITIVE TO THE LUBRICANT

Sergey A. Polyakov<sup>1,2</sup> - D.E.S, professor, Lidiia I. Kuksenova<sup>2</sup> - D.E.S, professor, Ekaterina M. Kuleshova<sup>1</sup>- senior lecturer

<sup>1</sup> Moscow State Technical University, named after N.E. Bauman
<sup>2</sup> Institute of Machines Science, named after A.A. Blagonravov, Russian Academy of Sciences kuleshova.em@mail.ru

**Abstract.** The work examines the patterns of formation of protective lubricant films on friction surfaces when using nanomodified lubricants. The results of calculating the wear rate of steel-brass friction pairs based on the results of tribological tests are presented.

Key words: worm gear, nanomodified lubricants, film formation.

Аннотация. В работе рассмотрены закономерности формирования защитных смазочных пленок на поверхностях трения при использовании наномодифицированных смазочных материалов. Приведены результаты расчета интенсивности изнашивания пар трения «сталь-латунь» по результатам триботехнических испытаний.

Ключевые слова: червячная передача, наномодифицированные смазочные материалы, пленкообразование.

## Введение

Одним из традиционных способов повышения износостойкости сопряжений скольжения является увеличение толщины смазочной пленки (более чем суммарная высота шероховатостей сопрягаемых деталей). В этом случае прибегают к использованию штатных противоизносных присадок. Но при отсутствии гидродинамических эффектов, бывает в ряде тяжелонагруженных сопряжений скольжения, как формируется хемосорбционная пленка, не позволяющая разделить сопрягаемые детали, т.к. ее толщина меньше суммарной высоты шероховатостей (не более 10 нм). Поэтому В тяжелонагруженных сопряжениях скольжения для увеличения толщины остаточной пленки часто применяются методы металлоплакирования с использованием соединений мягких металлов, в частности, солей жирных кислот [1], проведенные анализы свойств и структуры этой пленки показывают ее высокую износостойкость. Также могут применяться наномодифицированные смазочные материалы, в состав которых входят наноразмерные частицы (с размерами 50 – 100 нм) с периферией из солей жирных кислот. Они способствуют формированию пленок значительной толщины (от 100 нм и более) и усиливают приработочные эффекты [2].

Цель работы – выявить закономерность формирования износостойкости пары «сталь-медный сплав» при использовании наномодифицированных смазочных матариалов.

Для определения закономерности формирования износостойкости пары трения «сталь-медный сплав», необходимо рассмотреть закономерности формирования плёнок на

поверхности трения при использовании наномодифицированных смазочных материалов.

Основная часть. Как было показано в [3] процесс формирования пленки имеет кинетический характер, достижение активационный а энергии активации, стимулирующей возникновение диссипативной коллоидной структуры в пленке, должно осуществляться благодаря деформационным, механохимическим и термохимическим явлениям, возникающим в результате роста нагрузки на сопряжение. Твердые наноразмерные частицы, содержащиеся в добавке, в процессе механического взаимодействия с поверхностями трения, повышают свою химическую активность (механохимический эффект), которая увеличивается по мере роста нагрузки на сопряжение. Рост химической активности наночастиц приводит к их взаимодействию с жирными кислотами, содержащимися в добавке (то есть к образованию мицелл), и поверхностями трения. В процессе роста нагрузки и уменьшения зазора между этими поверхностями увеличивается концентрация мицелл в зазоре и интенсивность их взаимодействия с поверхностями трения. В результате данный коллоидный раствор формирует пленку, а интенсивность ее формирования будет увеличиваться по мере механоактивации наночастиц, т.е. с ростом нагрузки. Ключевую роль в формировании пленки с толщиной более 100 нм играют наиболее протяжённые элементы структуры мицеллы, ядрами которых являются наночастицы с размерами в диапазоне 50-100 нм, что было показано ранее методами электронной микроскопии. Процесс присоединения к ним периферии протекает по химическому механизму и должен определяться энергией активации. При этом механоактивация частиц снижает активационный барьер и ускоряет процесс формирования пленки. Интенсивность изнашивания будет зависеть от величины концентрации мицелл в силу того, что рост концентрации мицелл будет приводить к увеличению толщины пленки. Кроме того, поскольку вязкость масла будет зависеть от концентрации коллоидного раствора, а рост концентрации мицелл будет приводить к его увеличению, то результатом будет рост эффективной пристеночной вязкости пленки [4].

Как было установлено А. Эйнштейном, введение в дисперсионную среду с вязкостью  $\eta_0$  твердых частиц дисперсной фазы (малой концентрации, т.е. в отсутствие их взаимодействия между собой) приводит за счет сил трения при сдвиге к дополнительному вращательному движению частиц и, следовательно, к диссипации энергии, в результате чего вязкость дисперсной системы  $\eta$  возрастает пропорционально объемной доле дисперсной фазы  $\varphi$  [4]

 $\eta = \eta_0 (1 + k \varphi)$ 

где  $\eta$  – вязкость дисперсной системы,  $\eta_0$  – вязкость чистой дисперсионной среды; k – фактор формы частиц (для сферических 2,5),  $\varphi$  – объемная концентрация дисперсной фазы. Таким образом, в отсутствие взаимодействия частиц дисперсная система является ньютоновской жидкостью, но с повышенной по сравнению с дисперсионной средой вязкостью [104].

Очевидно, что рост вязкости масла приводит к росту толщины смазочной пленки. Таким образом, с ростом толщины смазочной пленки должно происходить снижение интенсивности изнашивания, аналогично снижению коэффициента трения как это происходит при гидродинамической смазке.

По результатам испытаний [5], где исследовалось индустриальное масло (И20А) и такое же масло с добавкой нанодисперсной суспензии серпентина в растворе солей жирных кислот, в таблице - (И20+CC+CЖК). Процесс получения пленки происходил в ходе использования описанных выше смазочных композиций для смазывания пар трения типа «диск — три пальца» (диск — сталь, пальцы — латунь) в ходе триботехнических испытаний по ГОСТ 23.224-86. Были получены значения интенсивности изнашивания, в таблице 1 показаны значения этих величин при нагрузке 6 МПа, также в таблице приведены значения вязкости смазочного материала и эффективной пристеночной вязкости пленки. В случае применения масла с добавкой нанодисперсной суспензии серпентина в растворе солей жирных кислот объемная концентрация частиц в

384

пристеночном слое значительно увеличивается за счет того, что большая доля частиц оседает на поверхности, т.к. соли жирных кислот являются активными адсорбентами, следовательно, вслед за этим происходит рост эффективной пристеночной вязкости. Толщина смазочной пленки, в рассматриваемом случае составляла 0,1 мкм, а диаметр нанодисперсных частиц составляет 0,05 мкм, таким образом объемная концентрация частиц в пристеночном слое составляет не менее 50%.

Таблица 1. Показатели износостойкости тяжелонагруженных сопряжений скольжения, а также значения вязкости для различных смазочных композиций

Состав смазочного материала	Нагрузка <i>Р</i> , соответствующая критическому числу Зоммерфельда <i>Zk</i> , (МПа)	Интенсивность изнашивания J	Вязкость масла □ (Па·с)	Эффективная пристеночная вязкость пленки (Па·с)
И20А	13	6,9·10 <sup>-9</sup>	0,026	0,026
И20A + CC + CЖK	20	1,29.10-11	0,026	0,06

Из таблицы 1 можно увидеть, что с увеличением эффективной пристеночной вязкости пленки происходит снижение интенсивности изнашивания на два порядка, что согласуется с вышеизложенными заключениями.

## Выводы

Механизм повышения износостойкости пары «сталь-медный сплав» заключается в снижении интенсивности изнашивания в случае применения наномодифицированных смазочных материалов, а закономерность снижения интенсивности изнашивания следует за закономерностью для коэффициента трения и обусловлена ростом концентрации мицелл в результате роста нагрузки на сопряжение и уменьшения зазора между трущимися поверхностями.

## Литература

1. Кужаров, А.С., Онищук Н.Ю. Металлоплакирущие смазочные материалы / А.С. Кужаров, Н.Ю. Онищук // В кн.: Долговечность трущихся деталей машин; под общ. ред. Д. Н. Гаркунова. – М.: Машиностроение. –1988. – Вып. 3. – С. 96-143.

2. Погодаев, Л.И. Влияние металлоплакирующих добавок к пластичным смазкам на работоспособность трибосопряжений / Л.И. Погодаев, В.Н. Кузьмин, Д.В. Третьяков // Проблемы машиностроения и надежность машин. – 2003. – №1 – С.54-66.

3. Поляков, С.А. Особенности формирования несущей способности сопряжений скольжения при использовании наномодифицированных смазочных материалов / С.А. Поляков, Л.И. Куксенова, Е.М. Кулешова // Трение и износ. – 2019. – Т. 40. – №6. – С. 712-719.

4. Щукин, Е.Д. Коллоидная химия / Е.Д. Щукин, А.В. Перцов, Е.А. Амелина. – М.: Высшая школа. – 2006. – 444 с.

5. Поляков, С.А. Повышение несущей способности конструкционных материалов для опор скольжения формированием свойств их поверхностей с помощью пленкообразующих смазочных материалов / С. А. Поляков, Е. М. Кулешова, Л.И. Куксенова [и др.] // В сборнике: Живучесть и конструкционное материаловедение (ЖивКом - 2018) Научные труды 4-ой Международной научно-технической конференции, посвященной 80-летию ИМАШ РАН. – 2018. – С. 219-221.

УДК 621.822.6.004.67: 668.3: 631.3.02

# РАСЧЕТ КОНСТРУКТИВНЫХ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ТУРБИННОЙ МЕШАЛКИ ДЛЯ ПЕРЕМЕШИВАНИЯ РАСТВОРОВ ПОЛИМЕРНЫХ НАНОКОМПОЗИТОВ

Ли Роман Иннакентьевич<sup>1</sup> – доктор технических наук, заведующий кафедрой «Транспортные средства и техносферная безопасность», Ли Юлия Романовна<sup>2</sup> – инженер, Лисовый Игорь Васильевич<sup>3</sup> – аспирант <sup>1, 2, 3</sup>Липецкий государственный технический университет romanlee@list.ru

CALCULATION OF STRUCTURAL AND PROCESS PARAMETERS OF TURBINE MIXER FOR MIXING SOLUTIONS OF POLYMER NANOCOMPOSITES

**Li Roman**<sup>1</sup> - Doctor of Technical Sciences, Head of the Department "Vehicles and Technosphere Safety," **Li Yulia**<sup>2</sup> - Engineer, **Lisovy Igor**<sup>3</sup> - graduate student <sup>1, 2, 3</sup>Lipetsk State Technical University

**Abstract.** LSTU has developed a computer program for calculating the parameters of the turbine stirrer design and its operating mode while mixing a solution of an elastomeric nanocomposite filled with aluminum nanoparticles. An experiment was carried out that confirmed the applicability of the developed calculation program to solutions of elastomeric nanocomposites filled with non-metal nanoparticles. A high convergence of the calculated values of the optimal rotation frequency of the turbine stirrer while stirring the solution of the elastomeric nanocomposite with the actual ones (discrepancy of not more than 6%) was established. **Keywords:** polymer, solution, nanoparticles, mixing, stirrer, calculation, optimal mode.

Аннотация. В ЛГТУ разработана компьютерная программа расчета параметров конструкции турбинной мешалки и режима ее работы при перемешивании раствора эластомерного нанокомпозита, наполненного алюминиевыми наночастицами. Проведен эксперимент, который подтвердил применимость разработанной программы расчета к растворам эластомерных нанокомпозитов, наполненных не металлическими наночастицами. Установлена высокая сходимость расчетных значений оптимальной частоты вращения турбинной мешалки при перемешивании с фактическими (расхождение не более 6%).

Ключевые слова: полимер, раствор, наночастицы, перемешивание, мешалка, расчет, оптимальный режим.

Введение. Значительную роль в формировании механических свойств полимерного композита играет эффективность перемешивания его раствора на этапе приготовления. Наличие (отсутствие) агрегатов, равномерность распределения частиц наполнителя в объеме полимерной матрицы коренным образом влияют на формирование механических свойств материала [1...4]. В ЛГТУ: «получена математическая модель перемешивания раствора нанокомпозита турбинной мешалкой. Разработана компьютерная программа расчета конструктивных и технологических параметров турбинной мешалки при перемешивании раствора нанокомпозита. Программа включает: базу данных о физических свойствах полимерного раствора и наночастиц, конструктивных параметрах базовой многолопастной турбинной мешалки, перечень инвариантов геометрического подобия, с учетом разового объема раствора полимерного нанокомпозита для перемешивания, рассчитывает конструктивные параметры разрабатываемого аппарата с мешалкой, определяет оптимальную частоту вращения мешалки. В конце расчета программа печатает: конструктивные и режимные параметры аппарата с мешалкой» [5].

Применительно к нанокомпозиту на основе эластомера Ф-40С, наполненного алюминиевыми наночастицами, разработана: «конструкция турбинных мешалок различных типоразмеров с наклонными лопатками полной длины. Нанокомпозит предназначен для восстановления изношенных подшипниковых отверстий в корпусных деталях автотракторной техники. В таблице 1 представлены конструктивные параметры разработанных турбинных мешалок

			Мешалка		
Параметр	Обозначение	Размерность	<b>№</b> 1	N <u>∘</u> 2	N <u>∘</u> 3
Диаметр мешалки	d	MM	34	68	90
Внутренний диаметр аппарата с мешалкой	D	ММ	37	74	98
Ширина лопатки мешалки	b	MM	7	14	18,5
Угол наклона лопатки	α	градус	43	43	43
Высота столба жидкости в аппарате с мешалкой	Н	ММ	30	60	79
Высота установки мешалки от дна сосуда аппарата	h	ММ	11,5	22,1	30

Таблица 1 – Конструктивные параметры турбинных мешалок [6]

Типоразмер мешалки выбирают в зависимости от объема ремфонда, и соответственно, разового объема перемешивания раствора нанокомпозита» [6].

Турбинные мешалки и детали аппарата, за исключением привода, рекомендуется: «изготавливать методом 3D-печати из пластика PETG на 3D-принтере марки Flying Bear Ghost 5. В таблице 2 показаны режимы 3D-печати турбинной мешалки и деталей аппарата.

№	Параметр печати	Значение
$\Pi/\Pi$		
1	Температура стола, °С	75
2	Температура сопла, °С	210
3	Скорость печати, мм/с	40
4	Высота слоя, мм	0,2
5	Шаблон заполнения	Линейный
6	Процент заполнения	0
7	Ширина линии, мм	0,6
8	Количество периметров	6

Таблица 2 – Параметры режима 3D-печати образцов

На (рис. 1) показан аппарат с турбинными мешалками трех вышеуказанных в таблице 1 типоразмеров» [7, 8].

Аппарат экспонировался в составе единой технологии в апреле 2024 года на Международной выставке НІ-ТЕСН в г. С-Петербург в номинации «Лучший инновационный продукт (разработка) в области «Новые материалы». Экспонат награжден золотой медалью и дипломом 1 степени.

Рао и Мухерьи показали, что: «существует оптимальное число оборотов мешалки, при котором достигается наиболее равномерное распределение частиц твердого тела в жидкости (максимальная степень перемешивания). При большей или меньшей частоте вращения качество перемешивания снижается» [4]. ЛГТУ предложена формула расчета оптимальной частоты вращения турбинной мешалки, обеспечивающая диспергирование и



Рис.1. «Аппарат с турбинными мешалками трех типоразмеров: 1, 2, 3 – турбинные мешалки различных типоразмеров с наклонными лопатками полной длины; 4 – задняя стойка; 5 – привод, миксер DEXP; 6 – емкость для раствора нанокомпозита; 7 – зажим; 8 – передняя стойка; 9 – фиксатор ёмкости» [8]

В формуле учтены конструктивные параметры мешалки и физические свойства наночастиц.

$$n_{0p} = \frac{234045816,386 \cdot V_{e} \cdot (\rho_{nan} - \rho_{nM}) \cdot D \cdot d_{s}^{2} \cdot g \cdot e^{\frac{9.968(H-h)}{D} - 0,998}}{\eta d^{4}k \cdot (1-k) \cdot \left(\frac{1}{1-\varepsilon}\right)^{0,67} \cdot \left(d \cdot \sin(2\alpha) + 12b \cdot \cos^{2}(\alpha)\right)}, \qquad (1)$$

где  $V_{\rm B}$  – объем взвеси, м<sup>3</sup>;  $\rho_{\rm пм}$ ,  $\rho_{\rm нап}$  – плотность раствора полимера и наполнителя, кг/м<sup>3</sup>;  $r_s$   $u d_s$  – радиус и диаметр наночастицы, м;  $\varepsilon$  – объемная доля жидкости; g – ускорение свободного падения, м/c<sup>2</sup>;  $\omega$  – угловая скорость, c<sup>-1</sup>» [6].

В ЛГТУ разработан оригинальный состав эластомерного нанокомпозита, наполненный не металлическими наночастицами, предназначенный для восстановления подшипниковых отверстий в корпусных деталях автотракторной техники (подана заявка в ФИПС на получение патента на изобретение).

Цель исследований – проверить универсальность и корректность компьютерной программы расчета расчета конструктивных параметров турбинной мешалки и формулы (1) применительно к не металлическим наноразмерным наполнителям, определить оптимальную частоту вращения мешалки при перемешивании раствора нового эластомерного нанокомпозита.

**Методика исследования**. Первоначально исследовали физические свойства нанокомпозита на основе эластомера Ф-40С: плотность  $\gamma = 820\kappa c/m^3$ , динамическая вязкость  $\eta = 0,1793\Pi a \cdot c$ .

Затем измеряли мощность N, потребляемую мешалкой на перемешивание раствора нанокомпозита, при различной частоте вращения: n = 1000; 1300 и 1500 мин<sup>-1</sup>.

Привод мешалок осуществляется миксером марки DEXP. Мощность привода составляет 900 Вт. Для изменения частоты вращения мешалки используется лабораторный автотрансформатор SUNTEK 500BA0-300B SK2.1LTR0500 и тарировочный график. Последний строили с использованием лазерного тахометра UNI-T UT373. Измерение потребной мощности мешалки проводили с помощью ваттметра SINOTIMER DDS108-EU.

Используя значения измеренной, в ходе эксперимента, мощности и данные таблицы 1 (мешалка N<sup>1</sup>) определены значения коэффициента окружных скоростей k по формуле

$$k = \frac{\sqrt{\gamma \cdot d^4 n^3 \pi^4 (d\sin(2\alpha) + 12b\cos^2(\alpha))(\gamma \cdot d^5 n^3 \pi^4 \sin(2\alpha) + (12\gamma \cdot b \cdot d^4 n^3 \pi^4 \cos^2(\alpha) - 48N))}}{2\gamma \cdot d^4 n^3 \pi^4 (d\sin(2\alpha) + 12b\cos^2(\alpha))} + \frac{1}{2} \quad (2)$$

Далее определили расчетную оптимальную частоту вращения мешалки по формуле (1). Для проверки корректности формулы (1), применительно к раствору нового эластомерного нанокомпозита, провели контрольный эксперимент. В качестве критерия эффективности перемешивания приняли прочность образцов нанокомпозита после различных режимов перемешивания. Чем более равномерно частицы наполнителя распределены в объеме матрицы, чем меньше размеры и количество агрегатов частиц, тем более высокая прочность будет у образцов.

Выполнили перемешивание раствора нанокомпозита, при различной частоте вращения: n = 700; 800 и 900 мин<sup>-1</sup>. После перемешивания на каждом режиме изготовили образцы в виде полимерных пленок размером:  $50 \times 10 \times 0,15$  мм. Образцы подвергали термической обработке при температуре  $150^{\circ}$ С в течение 3 ч. Механические свойства образцов исследовали на разрывной машине ИР 5082-50. Повторность пятикратная.

**Результаты и обсуждение.** Значения величины *k* показаны в таблице 3.

Таблица 3 – Значения коэффициента окружных скоростей при различных режимах перемешивания

No	Частота	вращения	<i>n</i> ,	Потребляемая мощность N,	Коэффициент	окружных
п/п	мин <sup>-1</sup>			Вт	скоростей, k	
1	1100			0,55	0,847	
2	1300			0,9	0,848	
3	1500			1,3	0,859	

Среднее значение величины к составляет 0,852.

Расчетная оптимальная частота вращения мешалки по формуле (1) составляет  $n_{0,p} = 848,496 \, Mu \mu^{-1}$ .

На рис. 2. показана зависимость прочности  $\sigma$  образцов от частоты вращения мешалки *n*. Графическую зависимость аппроксимировали функцией  $y = -,0004x^2 + 0,7178x - 272,33$  с высоким значением коэффициента корреляции  $R^2 = 1$ .



Рис. 2. Зависимость прочности  $\sigma$  образцов от частоты вращения мешалки n

После взятия частной производной по переменной в аппроксимированной функции определили координаты экстремума:  $\sigma = 20M\Pi a$ ,  $n_{o\phi} = 897,25$  мин<sup>-1</sup>. Сравнение фактической оптимальной частоты вращения мешалки ( $n_{0\phi} = 897,25 \, \text{мин}^{-1}$ ) с расчетным значением ( $n_{0p} = 848,496 \, \text{мuh}^{-1}$ ) показало расхождение в  $\Delta = 5,7\%$ , что подтверждает корректность формулы (2), высокую сходимость расчетных значений с фактическими.

#### Выводы

1. Подтверждена корректность компьютерной программы расчета параметров конструкции турбинной мешалки и режима ее работы при перемешивании растворов полимерных нанокомпозитов, наполненных металлическими и не металлическими наночастицами.

2. Экспериментально установлено, что формула (1) обеспечивает высокую сходимость расчетных значений с фактическими (расхождение не более 6%).

### Литература

1. Богданов В.В. Смешение полимеров / В.В. Богданов, Р.В. Торнер, В.Н. Красовский, Э.О. Регер – Л.: Химия, 1979. – 192 с.

2. Микитаев, А. К. Полимерные нанокомпозиты: многообразие структурных форм и приложений / А. К. Микитаев, Г. В. Козлов, Г. Е. Заиков; Ин-т биохим. физики им. Н. М. Эмануэля РАН. – М.: Наука, 2009. – 278 с.

3. Псарев, Д. Н. Технологические основы восстановления посадок подшипников качения в узлах сельскохозяйственной техники полимерными нанокомпозитами: специальность 4.3.1. «Технологии, машины и оборудование для агропромышленного комплекса» : диссертация на соискание ученой степени доктора технических наук / Псарев Д. Н. ; МичГАУ. — Мичуринск, 2023. — 478 с. — Текст : непосредственный.

4. Стренк Ф. Перемешивание и аппараты с мешалками. Польша, 1971. Пер. с польск. под ред. Щупляка И. А. Л., «Химия», 1975.

5. Ли Р.И. Моделирование и расчет конструктивных и режимных параметров турбинной мешалки для диспергирования растворов полимерных композитов / Ли Р.И., Киба М.Р., Тоиров И.Ж., Ерохин В.Е., Лисовый И.В. – Текст : непосредственный // Наука в Центральной России. – 2024. – №2 (68). – С. 7-15.

6. Ли Р.И. Метод расчета оптимального режима диспергирования растворов полимерных композитов в турбинной мешалке / Ли Р.И., Киба М.Р., Ерохин В.Е., Клеблеев М.И. – Текст : непосредственный // Наука в Центральной России. – 2024. – №4 (70). – С. 127-135.

7. Ли Р.И. Оптимизация режима 3-D печати турбинной мешалки для диспергирования растворов полимерных композитов / Ли Р.И., Киба М.Р., Гребеньков Д.В., Ерохин В.Е. – Текст : непосредственный // Наука в Центральной России. – 2024. – №1 (67). – С. 7-15.

8. Ерохин, В. Е. Технологии и технические средства механического диспергирования растворов полимерных нанокомпозитов при восстановлении корпусных деталей автотракторной техники: специальность 4.3.1. «Технологии, машины и оборудование для агропромышленного комплекса» : диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук / Ерохин В. Е. ; МичГАУ. — Мичуринск , 2024. — 215 с. — Текст : непосредственный.

# НЕКОТОРЫЕ СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ НА ОСНОВЕ ТІΝІ, ПОДВЕРГНУТЫХ ПРОКАТКЕ С ТОКОМ

**Мисоченко А.А.** – к.т.н., старший научный сотрудник Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН Ls3216@yandex.ru

## SOME STRUCTURAL FEATURES OF SHAPE MEMORY ALLOYS BASED ON TINI SUBJECTED TO ROLLING WITH CURRENT Misochenko Anna – PhD, senior researcher

Mechanical Engineering Research Institute of RAS

**Abstract.** The paper summarizes the results previously obtained by the author about the possibility of obtaining a nanostructured state by rolling with current in TiNi-based alloys and also studies the features of the structure formation of these alloys. The effect of rolling with current on the temperatures of martensitic transformations is considered. The effect of cyclical martensitic transformations has been found. The possibility of increasing the reduction coefficient is shown and the effect of superelasticity in  $Ti_{50,0}Ni_{50,0}$  alloy is also found.

**Key words:** rolling with current, shape memory alloys, martensitic transformations, reduction coefficient, superelasticity

Аннотация. В работе обобщены ранее полученные автором результаты о возможности получения наноструктурного состояния с помощью прокатки с током в сплавах на основе TiNi, а также изучены особенности структурообразования этих сплавов. Рассмотрено влияние прокатки с током на температуры мартенситных превращений. Обнаружен эффект цикличности протекания прямого и обратного деформационного мартенситного превращения. Показана возможность повышения коэффициента восстановления, а также обнаружен эффект сверхупругости в сплаве Ti<sub>50,0</sub>Ni<sub>50,0</sub>.

Ключевые слова: прокатка с током, сплавы с памятью формы, мартенситные превращения, коэффициент восстановления, сверхупругость

Сплавы с памятью формы (СПФ) TiNi обладают сложным набором механических и функциональных свойств, включая биосовместимость, коррозионную стойкость, низкую плотность, высокую удельную прочность, термическую стабильность и пластичность, память формы и сверхупругость [1]. Большое количество исследований в последние годы посвящают различным способам деформационного воздействия на структуру таких материалов с целью улучшить механические свойства и характеристики ЭПФ. Однако традиционные методы обработки металлов давлением (ОМД) без воздействия нагрева приводят к разрушению этих сплавов, поэтому в настоящее время общепринятой технологией производства полуфабрикатов из этих сплавов является применение теплой и горячей деформаций [2,3]. В свою очередь, повышение температуры деформации ведет к снижению прочности [3,4]. Одним из способов решения этой проблемы является обработка электрическим током совместно с пластической деформацией [5,6]. Исследования на образцах из TiNi показали, что использование импульсного тока при холодной прокатке повышает деформируемость, механические свойства, может приводить к образованию наноструктуры [8] и повышать характеристики ЭПФ [9].

Особенности влияния тока при различных схемах деформирования в разных металлах и сплавах описаны в [10]. Однако применительно к сплавам с памятью формы ток также может влиять на температуры и характер проявления мартенситных превращений, а также функциональные свойства. Поскольку тепловой эффект от прокатки с током сплавов TiNi не превышает 50-70 <sup>о</sup>C [11] и является незначительным для

прохождения процессов динамической рекристаллизации, роль импульсного тока в процессах структурообразования этих материалов до сих пор является неизученной, а некоторые структурные особенности влияния тока остаются без внимания.

Целью работы является обобщение ранее полученных структурных результатов и исследование особенностей структуры сплавов на основе TiNi в процессе прокатки с током.

## Материалы и методы

Исследование проводилось на горячекатаных прутках из сплавов  $Ti_{50.0}Ni_{50.0}$  и  $Ti_{49.2}Ni_{50.8}$  с размерами  $\approx 6x100 \text{ мм}^2$ . Средний размер зерна составляет 25-30 мкм для  $Ti_{50.0}Ni_{50.0}$  и 60 мкм для  $Ti_{49.2}Ni_{50.8}$ . После закалки (800°С/вода) при комнатной температуре сплавы имели преимущественную структуру В19" мартенсита и аустенита В2, соответственно. Характеристические температуры сплавов приведены в таблице.

Таблица 1

	Xapa	ктеристиче	еские темпер	атуры март	енситных пре	вращений
Состав	Обработка	Прямое и В2→В19'	превращение	Обратное B19'→B2	превращение	
сплава	сплава	М <sub>н</sub> , <sup>0</sup> С	$M_{\kappa}, {}^{0}C$	А <sub>н</sub> , <sup>0</sup> С	$A_{\kappa}$ , <sup>0</sup> C	
Ti <sub>49.2</sub> Ni <sub>50.8</sub>	Закалка (вода)	-5 °	-37	-5	17	
Ti <sub>50.0</sub> Ni <sub>50.0</sub>	800°С (1час)	45	25	58	77	

Образцы подвергали прокатке с током до достижения истинной деформации e=0,4; 0,8 и 1,4 ( $e = \ln SO/Sf$ , где - истинная деформация, а S0 и Sf - начальная и конечная площади поперечного сечения до и после деформации соответственно). Прокатку вели на прокатном стане с калиброванными валками. Размер калибров варьировался от 1 до 7 мм. Прокатный стан был оснащен генератором импульсного тока. Ток подавался в зону деформации с помощью скользящего контакта (отрицательный полюс) и одного из валков (положительный полюс). Использовался импульсный однополярный ток плотностью j=100 А/мм<sup>2</sup>, длительностью импульса 120х10<sup>-6</sup> с, частотой 1000 Гц, скоростью 5 см/мин и разовым обжатием за проход 50 мкм. Температура оценивалась с помощью термопары при пропускании тока, но без деформации и составила не более 70 °C в процессе прохода. Образец находился под током не более 2 секунд. После каждого этапа образцы охлаждали в воде, чтобы избежать дополнительного нагрева. Мартенситные превращения изучали методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) на аппарате "Mettler Toledo 822e". Калориметрические кривые были получены в диапазоне температур от -150 до 150°C со скоростью нагрева/охлаждения 10°C/мин. Микроструктуру исследовали методом просвечивающей электронной микроскопии с использованием микроскопа Tesla BS-540. Рентгеновские дифрактограммы были получены в Си-кα-излучении в диапазоне углов  $2\Theta = 30 - 56$  °C на рентгеновском дифрактометре «Rigaku». Свойства памяти формы оценивали при трехточечном изгибе на 5 и 10%.

## Результаты и их обсуждение

Исследования на сплаве с памятью формы на основе TiNi показывают возможность формирования наноструктурных состояний посредством варьирования температуры рекристаллизации [12] и управления фазовыми превращениями при использовании тока в процессе деформации прокаткой [13]. В частности, в более ранних работах автора данной статьи показано влияние прокатки с током на температуры начала прямого и обратного мартенситных превращений. Отмечается релаксационный механизм действия тока, который заключается в меньшей интенсивности деформационных процессов по сравнению с холодной прокаткой без тока. Так, например, показано, что холодная

прокатка сплава TiNi до степени деформации е=0,7 приводит к подавлению мартенситного превращения в то время, как при прокатке с током до той же степени деформации мартенситное превращение все еще имеет место [14]. При этом постдеформационный отжиг приводит к образованию наноразмерной структуры HC (40-50нм). При этом HC структура образуется только в случае предварительной деформации с током е>1.

Особенностью сплавов на основе TiNi является проявление мартенситного перехода (МП) не только при охлаждении и нагреве, но и в процессе деформационного воздействия. В ряде работ отмечено влияние деформации на характеристические температуры МП и диапазон его протекания [15]. Как ужу было отмечено, наличие тока в процессе деформации приводит к релаксации структуры и меньшему размытию пиков превращения на кривых ДСК. При этом смещения температур начала МП (B2 $\rightarrow$ R) не наблюдается, однако заметно смещение перехода R $\rightarrow$ B19'. Этот эффект наблюдается также при сравнении прокатки с током с исходным недеформированным состоянием (рис. 1).



#### Рис. 1 Кривые ДСК для сплава Ті<sub>49,2</sub>Ni<sub>50,8</sub> после прокатки с током и отжига при 450 °C

Сравнение фазового состава после прокатки с током до различных степеней деформации выявило еще одну особенность – проявление циклично протекающего МП в сплаве  $Ti_{50,0}Ni_{50,0}$ . Согласно рентгеноструктурному анализу все пики дифрактограммы в исходном закаленном состоянии соответствуют мартенситной фазе B19' с моноклинной решеткой (рис.2a). Холодная прокатка без тока приводит к прямому мартенситному переходу – основной фазой становится B2 аустенит, пики от мартенсита присутствуют в небольшом количестве (рис.26). При этом циклично-протекающего мартенситного превращения в процессе прокатки не наблюдается. Эта особенность так же не была обнаружена и в сплаве  $Ti_{49,2}Ni_{50,8}$ . С повышением степени деформации при прокатке с током количество аустенитной фазы постоянно увеличивается. При прокатке с током до е=0,4 сплава  $Ti_{50,0}Ni_{50,0}$ обратное превращение также наблюдается, основной фазой становится B2 аустенит в словы Током количество аустенитной фазы постоянно увеличивается. При прокатке с током до е=0,4 сплава  $Ti_{50,0}Ni_{50,0}$ обратное превращение также наблюдается, основной фазой становится B2 аустенит также наблюдается, основной фазой становится B2 аустенит (рис.3). Возможность обратного мартенситного превращения в сплава TiNi по мнению авторов [16] может быть объяснена действием

ротационных мод деформации, когда исчерпаны возможности деформации двойникованием и скольжением. В случае применения в процессе прокатки импульсного тока обратное превращение может происходить вследствие энергетического воздействия тока и возможного локального разогрева. Дальнейшее повышение деформации при прокатке с током с е=0,4 до 0,8 вновь приводит к частичному протеканию прямого превращения В2→В19', обусловленного увеличением напряжения в аустенитной фазе. Интенсивность пиков мартенситной фазы при этом значительно повышается, а ее доля становится сравнима с аустенитной. Последующее повышение деформации до е=1,4 вновь приводит к тому, что аустенит становится преобладающей фазой. Таким образом, особенностью структурообразования сплава Ti<sub>50.0</sub>Ni<sub>50.0</sub>, подвергнутого прокатке с током, является цикличность протекания прямого B2 — B19' и обратного B19' B2 превращений в процессе деформирования (рис.3).



Рис.2 Дифрактограмма образца сплава Ti<sub>50,0</sub>Ni<sub>50,0</sub> после закалки (а) и холодной прокатки до e=0,7 (б) с наложением табличных данных соответствия фазе B19' (зеленые линии)



Рис.3 Дифрактограмма образцов сплава Ті<sub>50,0</sub>Ni<sub>50,0</sub> после прокатки с током до различных степеней





Исследование влияния прокатки с током на ЭПФ показало, что с повышением степени деформации увеличивается не только абсолютное значение обратимой деформации, но и коэффициент восстановления в целом (рис.4). Полное восстановление ( $\approx$  98%) при изгибе на 10% наблюдается в сплаве Ti<sub>49,2</sub>Ni<sub>50,8</sub> после прокатки с током до е=1,2 с последующими отжигами при 450 °C. В сплаве Ti<sub>50,0</sub>Ni<sub>50,0</sub> полное восстановление наблюдалось лишь после предварительной прокатки с током до е=3,6 и последующего отжига при 450 °C.


Рис. 5 Сверхупругость в сплаве Ti<sub>50,0</sub>Ni<sub>50,0</sub> после прокатки с током и отжига при 450 °C: a) e=1,4; б) e=3,6

Наиболее интересной особенностью влияния тока при прокатке явилось обнаружение эффекта сверхупругости (СУ) в сплаве Ti<sub>50,0</sub>Ni<sub>50,0</sub>. Несовершенная СУ наблюдалась при 70-85 °C после прокатки до e>1 с последующим отжигом при 450 <sup>0</sup>С (рис. 5а). Повышение деформации до e>3 приводит к появлению совершенного эффекта СУ, величина обратимой деформации при этом составляет 1,5% (рис. 5б). Эффект наблюдается в интервале температур 65 – 100°С. Факт обнаружения СУ в сплаве Ті<sub>50.0</sub>Ni<sub>50.0</sub> свидетельствует о повышении дислокационного предела текучести вследствие интенсивной деформации прокаткой с током так, что его величина становится больше, чем величина напряжения, необходимого для инициирования прямого мартенситного перехода. В этом случае при увеличении напряжения дислокационного течения деформирование счет оказывается за менее предпочтительным, чем деформирования за счет обратимого фазового перехода.

#### Заключение

Таким образом, в работе показана возможность получения наноструктурного состояния с помощью прокатки с током в сплавах на основе TiNi. Изучены особенности протекания мартенситных превращений и показано влияние деформации прокаткой с током на их температуры. Обнаружен эффект цикличности протекания прямого B2  $\rightarrow$  B19' и обратного B19'  $\rightarrow$  B2 превращений в процессе деформирования прокаткой с током в сплаве Ti<sub>50,0</sub>Ni<sub>50,0</sub>. Исследовано влияние прокатки с током на коэффициент восстановления, а также обнаружен эффект сверухпругости в сплаве Ti<sub>50,0</sub>Ni<sub>50,0</sub>, для которого он не характерен.

### Литература

1. V. Brailovski, S. Prokoshkin, P. Terriault and F. Trochu, Shape Memory Alloys: Fundamentals, Modelling and Applications (Quebec, Montreal, 2003).

2. В.А. Андреев, В.С. Юсупов, М.М. Перкас, Н.В.Якушевич // Перспективные материалы и технологии: монография. в 2-х т. Т.1/В.А. Андреев [и др]; под ред. В.В. Клубовича. - Витебск: УО "ВГТУ", 2017 - 467 с.

3. В. А. Андреев, Р. Д. Карелин, В. С. Комаров [и др.] Влияние режимов ротационной ковки и последеформационной термической обработки на механические и функциональные свойства никелида титана / Металлург. – 2023. – № 12. – С. 87-92

4. А.И. Лотков, В.Н. Гришков, А.А. Батурин, Е.Ф. Дударев, Д.Ю. Жапова, В.Н. Тимкин. Влияние тёплой деформации методом аbс-прессования на механические свойства никелида титана / Письма о материалах. - 2015. - Т.5. - №2. - С.170-174

5. А.А. Федоткин, В.В. Столяров. Особенности деформационного поведения наноструктурных титановых сплавов при растяжении под действием импульсного тока //Машиностроение и инженерное образование. – 2012. – №1. – с.22 – 29.

6. A.A. Misochenko, A.A. Fedotkin, V.V. Stolyarov. Influence of grain size and electric current regimes on deformation behavior under tension of shape memory alloy

TI<sub>49,3</sub>NI<sub>50,7</sub> Materials Today: Proceedings. - 2017. - T. 4. - № 3. - C. 4753.

7. A.A. Potapova, V. V. Stolyarov. Deformability and structural features of shape memory TiNi alloys processed by rolling with current / Materials Science and Engineering: A. – 2013. – Vol. 579. – P. 114-117

8. А.А. Потапова, В.В. Столяров. Влияние исходного фазового состава на деформируемость, микротвердость и структуру сплава TiNi в процессе электропластической прокатки / Перспективные материалы. – 2013. – № 2. – С. 74-78

9. A.A. Potapova, N.N. Resnina, V.V. Stolyarov. Shape Memory Effects in TiNi-based Alloys Subjected to Electroplastic Rolling / Journal of Materials Engineering and Performance, - 2014. – Vol.23(7) - P. 2391-2395

10. V. Stolyarov, A. Misochenko . A Pulsed Current Application to the Deformation Processing of Materials / Materials. – 2023. – Vol. 16, No. 18. – P. 627

11. А.А. Мисоченко, В.В. Столяров. Тепловое действие импульсного тока в сплавах с различными теплофизическими свойствами / Станкоинструмент. – 2023. – № 4(33). – С. 34-41.

12. R.F. Zhu, Y.B. Jiang, L. Guan, H.L. Li, G.Y. Tang. Difference in recrystallization between electropulsing-treated and furnace-treated NiTi alloy / J. Alloys Compd. – 2016. - Vol. 658. – P. 548–554

13. A.A. Potapova, V.V. Stolyarov. Structure and Martensitic Transformations in the Ti50.0Ni50.0 During Rolling with Current and without Current / Materials Today: Proceedings. -2015. - Vol. 2. – P. 771-774

14. A. A. Potapova, V. V. Stolyarov. Relaxation effect of pulse current on  $Ti_{50.0}Ni_{50.0}$  structure during rolling / Materials Science and Technology. – 2015. – Vol. 31, No. 13a. – P. 1541-1544.

15. А. И. Лотков, Ю. Н. Коваль, В. Н. Гришков [и др.] Влияние деформации при тёплой прокатке на температуры мартенситных превращений и величину эффектов сверхэластичности и памяти формы в сплаве Ti<sub>49,2</sub>Ni<sub>50,8</sub> / Перспективные материалы. – 2015. – № 5. – С. 50-61

16. В.И. Зельдович, Н.Ю. Фролова, В.П. Пилюгин и др. Формирование аморфной структуры в никелиде титана при пластической деформации / ФММ.- 2005.- Т. 9. - №4. - С. 90-100.

# ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТЕКЛОПЛАСТИКОВ И УГЛЕПЛАСТИКОВ, ИЗГОТОВЛЕННЫХ МЕТОДОМ ИНФУЗИИ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ МАТЕРИАЛА ОСНАСТКИ

Пхон Тхант Чжо<sup>1</sup> – аспирант, кафедра СМ-13, Новиков А. Д.<sup>2</sup> – к.т.н., кафедра СМ-13, Малышева Г.В.<sup>3</sup> – д.т.н., профессор, кафедра СМ-13 <sup>1,2,3</sup> МГТУ им. Н.Э. Баумана, Москва, Российская Федерация участник

phonethantkyaw92@gmail.com

# TECHNOLOGICAL PROPERTIES OF FIBERGLASS AND CARBON FIBER PLASTICS MADE BY INFUSION, DEPENDING ON THE MATERIAL OF THE TOOLING

Phone Thant Kyaw<sup>1</sup> - graduate student, department of SM-13, Novikov A. D.<sup>2</sup> - candidate of technical sciences, department of SM-13, Malysheva G.V.<sup>3</sup> - doctor of technical sciences, professor, department of SM-13,
<sup>1,2,3</sup> Moscow State Technical University named after N. E. Bauman

phonethantkyaw92@gmail.com

**Abstract.** The results of research on the effect of tooling material on the kinetics of the heating process in the manufacture of carbon fiber parts based on an epoxy binder using the vacuum infusion technology are presented. A universal composition of the binder, which can be cured in the temperature range from 100 to 200C, is used in the work. Three types of tooling materials (fiberglass, carbon fiber and MDF fiberboard) are considered. As a quality criterion, we used the values of temperature differences in the thickness of the carbon fiber part, when using tooling made of different materials. On the basis of geometric models of the formed part and tooling, finite element models were built. Weight calculations were carried out in the ANSYS software package for convective heat transfer conditions at a given heating rate. As a result of the calculations, it was found that the use of carbon fiber tooling provides the shortest heating time for all the considered modes and for all the considered geometric dimensions of the formed part. Highest time required is required when using MDF tooling, for example, when heating a 3 mm thick part to a temperature of 200°C, it takes 20% and 8% longer than when using tooling made of carbon fiber and fiberglass, respectively.

Key words: carbon fiber, glass fiber, part, tooling, heating time.

Аннотация. Представлены результаты исследований по оценке влияния материала оснастки на кинетику процесса нагрева деталей из стеклопластиков и углепластиков в зависимости от температуры их отверждения и материала оснастки, используемой при формовании. В качестве материалов оснастки рассмотрены: древесноволокнистая плита (МДФ), стеклопластик и углепластик. На основе геометрической модели формируемой детали спроектировали оснастку, построили ее конечно-элементную модель и провели тепловой расчет с использованием программного пакета ANSYS (Transient-Thermal) для условий конвективного теплообмена при заданной скорости нагрева. В результате проведенных исследований установлено, что материал оснастки оказывает существенно влияние на кинетику процесса нагрева и общую продолжительность процесса нагрева до заданной температуры отверждения: при использовании оснастки из МДФ скорость нагрева снижается на 15-25% по сравнению с оснасткой из углепластика.

Ключевые слова: углепластик, стеклопластик, деталь, приспособления, продолжительность нагрева.

### Введение

В настоящее время все более широкое распространение получают такие полимерные композиционные материалы (ПКМ), как стекло- и углепластики, которые

используются в авиастроении, машиностроении, при производстве изделий ракетнокосмической техники и во многих других отраслях промышленности. Если армирующий наполнитель в таких ПКМ представляет собой ткань, то в условиях единичного и мелкосерийного производства, основной технологией изготовления деталей является вакуумная инфузия.

Как правило, в качестве связующего при таких технологиях, используют эпоксидные материалы, отверждение которых происходит при повышенных температурах в диапазоне от 100 до 200 С. Выбор температуры отверждения определяется составом используемого связующего, однако, влияние на кинетику процесса нагрева и суммарную продолжительность процесса отверждения оказывают теплофизические свойства формуемой детали и оснастки, которая применяется при выкладке.

В научной литературе, изучению кинетики процесса нагрева при отверждении деталей из углепластиков и стеклопластиков уделено большое внимание, однако, подавляющее большинство исследователей не учитывали влияние материала оснастки, которая используется при выкладке армирующего материала.

Целью работы является исследование влияния материала оснастки на кинетику процесса нагрева при отверждении деталей из стекла- и углепластиков.

### Объекты и методы исследований

Объектом исследований являлись тонкостенные детали из углепластика и стеклопластика простой геометрической формы. При изготовлении оснастки могут быть использованы различные материалы, наибольшее распространение получили древесноволокнистые плиты, известные под названием МДФ (англ. Medium Density Fibreboard или немецкий Mittel Dichte Fazerplatte), что переволится как древесноволокнистая плита, имеющая среднюю плотность. Наряду с МДФ, при изготовлении оснастки могут быть использованы стеклопластики или углепластики. Себестоимость оснасток из таких материалов существенно выше, чем из МДФ, однако по своим теплофизическим характеристикам они приближаются к свойствам формуемых деталей, что будет оказывать положительное влияние на кинетику нагрева в процессе отверждения.

В работе также определялись температур на поверхности детали и оснастки, а также определялась требуемая продолжительность процесса нагрева формуемой детали до заданной температуры. Для проведения математического моделирования использовался программный пакет ANSYS. На основе геометрических моделей были построены конечно-элементные модели, причем, для получения сетчато-независимых решений проводился расчет с использованием сеток с различным размером и типом элементов. Проведение расчета теплопроводности, конвекция и излучение содержало несколько особенностей, которые отражены в данном разделе. В пакете программ ANSYS использовались решатели «Transient Thermal» для расчета времени нагрева, проходящего через модель представительного элемента объема материала.

При расчетах использовались следующие данные:

- начальная температура 22 °C;

- нагрев проводили до следующих значений температур, °C: 100, 120, 140, 160, 180, 200 (температуры отверждения полностью определяются свойствами используемых связующих);

скорость нагрева составляла 3°С/мин.

Физическую модель процесса нагрева оснастки, вместе с формуемой деталью, можно представить следующим образом:

- технологический пакет, состоящий из оснастки и вакуумного мешка, после окончания процесса пропитки, устанавливают в печь при комнатной температуре и далее печь нагревают по заданному температурно-временному режиму;

- при достижении определенной температуры начинается химическая реакция между компонентами связующего, которая сопровождается выделением тепла, однако в

настоящей работе это дополнительное тепловыделение не учитывается;

- передача тепло осуществляется только за счет конвекции, который реализуется при использовании для нагрева сушильных шкафов (типа LOIPLF, объемом 60 л) или печей (типа Etuves, объемом 1000 л).

Исходные данные для моделирования в табл. 1.

Таблица 1

Материал		Плотность,	Теплоемкость, Дж/ (кг·К)	Теплопроводность, Вт/ (м·К)			
		кг/м <sup>3</sup>		вдоль оси х	вдоль оси у	вдоль оси z	
Углепластик (деталь и оснастка)	И	1600	1100	4	4	2	
Стеклопластик (деталь и оснастка)	И	2100	1000	2,5	2,5	0,5	
МДФ (оснастка)		1100	1300	0.1	0.1	0.1	

Теплофизические свойства используемых материалов

### Результаты и обсуждение

В табл. 2 приведены полученные расчетные значения времени, которое требуется, чтобы равномерно нагреть детали до требуемой температуры при использовании оснастки, изготовленной из трех различных материалов: углепластика и стеклопластика (как и сама формуемая деталь) и МДФ (рис. 3).

### Таблица 2

Результаты расчета продолжительности нагрева детали из углепластика и стеклопластика в зависимости от материала оснастки

Tayananan	Время нагрева для деталей из углепластика и стеклопластика, мин					
нагрева, °С	углепластик	стеклопластик				
	Материал оснастки – углепластик					
100	29	34				
120	35	41				
140	42	49				
160	48	56				
180	55	64				
200	63	73				
	Материал оснастки – стеклопластик					
100	32	38				
120	38	45				
140	46	55				
160	52	62				
180	61	73				
200	69	83				
	Материал оснастки – МДФ					
100	38	47				
120	45	55				
140	54	67				
160	62	76				
180	70	87				
200	81	101				

Анализ полученных результатов показал, что если для изготовления деталей из углепластика использовать оснастку, которая также будет выполнена из углепластика, то это обеспечить наименьшее время нагрева для всех рассмотренных режимов отверждения. Наибольшие временные затраты требуются при использовании оснастки из МДФ, например, при нагреве детали из углепластика толщиной 3 мм до температуры 200°С, требуется на ≈20% и 8% больше времени, чем при использовании оснастки, изготовленной из углепластика и стеклопластика соответственно. Еще большие временные затраты потребуются, если изготавливают детали из стеклопластика и в среднем, скорость нагрева деталей из стеклопластика на 15-25% выше, чем аналогичных из углепластика.

### Заключение

В результате проведенных исследований установлено, что материал оснастки оказывает существенно влияние на кинетику процесса нагрева. Из трех рассмотренных материалов (углепластик, стеклопластик и МДФ), использование при изготовлении оснастки углепластика обеспечивает наименьшие затраты времени. Учитывая, что отверждение – это энергоемкий процесс, снижением продолжительности процесса нагрева позволить снизить себестоимость изготовления деталей.

### Литература

1. Технологии производства и диагностики композитных конструкций летательных аппаратов: учебное пособие / А.Л. Галиновский [и др.]. Старый Оскол: ТНТ, 2019. – 384 с. 2. Малышева Г.В., Мараховский П.С., Баринов Д.Я., Николаев Е.В. Оптимизация режимов отверждения стеклопластиков на основе эпоксидного связующего // Авиационные материалы. 2023. №2 (71). С.94-103.

3. Банщикова М.Н., Жирнова Е.А. Совершенствование технологии изготовления изделий из полимерных композиционных материалов на основе анализа кинетики процессов // 2014, Сибирский государственный аэрокосмический университет имени академика М. Ф. Решетнева Российская Федерация, 660014, г.

4. Мараховский П.С., Хина М.Б., Воробьев Н.Н., Славин А.В. Насчет профиля температур при автоклавном формовании стеклопластика на основе эпоксидиановой смолы и латентного отвердителя // 2022. Российский химический журнал.

5. С.В. Мищенко, О.С. Дмитриев, А.В. Шаповалов, В.Н. Кириллов. Математическое моделирование процесса отверждения изделий из полимерных композиционных материалов методом вакуумного автоклавного формования в технологическом пакете // «Вестник ТГТУ», т. 7, № 1, 2001 г.

# ПРЕРЫВИСТАЯ ТЕКУЧЕСТЬ, ВЫЗВАННАЯ ИМПУЛЬСАМИ ТОКА

Столяров В.В. – д.т.н., г.н.с. Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН vlstol@mail.ru

## INTERRUPTED FLOW INDUCED BY CURRENT PULSES Stolyarov Vladimir V. – Dr. of Sci., chief researcher Mechanical Engineering Research Institute of RAS vlstol@mail.ru

**Abstract.** The article considers the stepwise deformation behavior of materials under quasi-static tension caused by current pulses. The parameters of stress jumps and their relationship with the current modes and the structure of conductive materials are analyzed. The current mode corresponded to the minimum thermal effect and the maximum electroplastic effect. In the coarse-grained state the effect of a high duty-factor pulsed current promotes low-cycle strengthening with an increase in plasticity.

Key words: tension, pulse current, duty factor, electroplastic effect.

скачкообразное Аннотация. Статья рассматривает деформационное поведение материалов при квазистатическом растяжении, вызванное импульсами тока. Анализируются параметры скачков напряжения и их связь с режимами тока и структурой проводящих материалов. Режим тока соответствовал минимальному тепловому эффекту и максимальному электропластическому эффекту.

**Ключевые слова:** растяжение, импульсный ток, скважность, электропластический эффект.

Известно, что взаимодействие электрического тока и пластической деформации в проводящих материалах сопровождается электропластическим эффектом (ЭПЭ) [1,2]. В зависимости от вида и режимов тока ЭПЭ на деформационных кривых проявляется двояким образом. При использовании постоянного или импульсного тока низкой скважности (Q <500) ЭПЭ приводит к заметному снижению напряжений течения и часто к повышению характеристик пластичности при одноосном растяжении [3]. В связи со значительным тепловым эффектом его относят к термически активируемым воздействиям, при которых механический отклик материала по своей величине приближается к таковому при обычном нагреве. При использовании же импульсного тока высокой скважности (Q >1000) ЭПЭ является атермическим и проявляется в скачках напряжения вниз, каждый из которых соответствует отдельному импульсу тока [4]. Данная статья фокусируется именно на таком виде ЭПЭ, который позволяет отделить тепловой эффект от чисто электропластического.

В чистых металлах (титан, железо, свинец, олово) амплитуду скачков напряжения от действия ЭПЭ авторы также исследовали методом разовых импульсов [5]. Общим для таких исследований является применение коротких импульсов тока ( $\tau$ =20-300 мкс) с большой скважностью. Так, в титановых сплавах Grade 4 и ВТ6 авторы применяли импульсный ток скважностью в интервале (5-20) x10<sup>3</sup>, чтобы сравнить термический и атермический вклады [6]. Чистый алюминий, как модельный материал, является удобным объектом исследования ЭПЭ, т.к. в нем отсутствуют структурно-фазовые превращения в широкой температурной области. В тоже время он является основой многих высокопрочных конструкционных алюминиевых сплавов, нуждающихся в повышении деформируемости. Первые исследования ЭПЭ в крупнозернистом алюминии под действием одиночных импульсов тока были выполнены в [7], где было показано, что максимальная относительная амплитуда скачка напряжений 7 % достигалась при

наибольшей плотности тока 370 А/мм<sup>2</sup> и наименьшей скорости растяжения  $3.3 \times 10^{-4}$  с<sup>-1</sup>. Позже в статье [8] для технически чистого алюминия АА1050 в частично отожженном состоянии при растяжении в сопровождении постоянного тока было не только подтверждено действие ЭПЭ, но и показана его зависимость от напряженно-деформируемого состояния.

Особый интерес связан с изучением возможного влияния размера зерен в широком интервале на ЭПЭ в алюминии. Такие исследования были выполнены в [9, 10, 4], которые, однако, трудно сравнить из-за разных условий эксперимента. В [9] при использовании плотности импульсного тока 1000 А/мм<sup>2</sup> показано, что увеличение размера зерен от 100 мкм до монокристалла способствует повышению амплитуды скачка в два раза. В [10] при введении одиночных импульсов тока плотностью 450 А/мм<sup>2</sup> авторы наблюдали противоположный эффект - снижение амплитуды скачка в монокристаллическом алюминии по сравнению с поликристаллическим сплавом. В работе [4] исследование ЭПЭ выполнялось только на бикристалле алюминия при высокой плотности тока 1600 А/мм<sup>2</sup> и длительности импульса 1 мс.

Целью статьи является анализ взаимосвязи микроструктурных особенностей и параметров скачков напряжения, вызванных импульсным током в проводящих материалах.

### Материал и методы

Объектами исследования были выбраны чистый алюминий АД 1 и титан ВТ1-0, а также сплавы с памятью формы Ti<sub>49 3</sub>Ni<sub>50 7</sub> и Ti<sub>50</sub>Ni<sub>25</sub>Cu<sub>25</sub>. Методами термической и деформационно-термической обработки были сформированы структурные состояния, отличающиеся размером зерен: монокристалл размером 50x50x50 мм<sup>3</sup> из высокочистого алюминия, полученного плавкой в условиях невесомости; крупнозернистый (КЗ) алюминий с размером зерен D<sub>3</sub>=120 мкм в форме прутка, отожженного при температуре 500 °C; ультрамелкозернистый (УМЗ) алюминий (D<sub>3</sub> =0.5 мкм), полученный интенсивной пластической деформацией [11]; крупнозернистый (D<sub>3</sub>=25 мкм) и УМЗ (D<sub>3</sub>=0.25 мкм) титан, полученный отжигом и методом РКУП, соответственно; сплав с памятью формы был получен в КЗ (D<sub>3</sub>=40 мкм) и наноструктурном (HC) (D<sub>3</sub>=50 нм) состояниях, соответственно закалкой с температуры 700 °С и электропластической прокаткой [12]. Аморфное состояние в лентах сплава Ti<sub>50</sub>Ni<sub>25</sub>Cu<sub>25</sub> было получено методом сверхбыстрой закалки из жидкости [13]. Механические испытания на растяжение выполнены на лопаточных образцах с размером рабочей зоны 1x2x10 мм<sup>3</sup> (для объемных заготовок) и 0.04x2x10 мм<sup>3</sup> (для быстрозакаленных лент) на машине ИР-5081-20 при комнатной температуре и скорости растяжения 1 мм/мин. Температура образцов в процессе растяжения регистрировалась термопарой в центре образца с точностью  $\pm 2$  °C.

Растяжение начиналось после введения импульсного тока и установившейся постоянной температуры. Параметры импульсного тока выбирались так, чтобы устойчиво наблюдались скачки напряжения вниз. Длительность импульса во всех случаях составляла 1мс, скважность находилась в интервале (5-20)  $x10^3$ , а плотность тока ј превышала критическое значение  $j_{\rm kp}$  для данного материала. Параметры скачка оценивались величиной максимальной амплитуды  $\Delta \sigma$  (МПа), длительностью  $\Delta t$  (мс) и коэффициентом асимметрии  $K_a = t_2/t_1$ , где  $t_1$  и  $t_2$  время нисходящей и восходящей ветви скачка в миллисекундах.

### Экспериментальные результаты

Деформационные кривые при растяжении без тока и с током и соответствующие им скачки напряжения для *алюминия* A Д I в разных структурных состояниях показаны на рис.1. Количественные параметры скачков напряжения и механические характеристики приведены в табл.1. Отметим, что на рис.1в для СМК алюминия при плотности тока 450  $A/mM^2$  кривая не показана, т.к. не имеет скачков и полностью совпадает кривой 1 для растяжения без тока. Однако повышение плотности тока до 2000  $A/mM^2$  приводит к появлению скачков (кривая 2).



Рис.1. Кривые растяжения (а, б, в) и вид скачков напряжений (г, д, е) для алюминия: а, г – монокристалл; б, д – КЗ поликристалл; в, е – СМК. 1- без тока; 2 – с током.

Видно, что при одинаковой плотности тока 450 А/мм<sup>2</sup> амплитуда скачка напряжения является максимальной в монокристалле (~2.5 МПа), имеет промежуточное значение в КЗ алюминии (~0.5 МПа), а в СМК алюминии скачки отсутствуют (~0 МПа). Измельчение микроструктуры алюминия влияет на длительность  $\Delta t$  и коэффициент симметрии скачка К<sub>сим</sub> напряжений. Так, переход от монокристаллической к УМЗ структуре повышает  $\Delta t$  от 300 до 1200 мс и K<sub>a</sub> от 1 до 4, симметричную форму скачка на асимметричную. Можно считать, что при данной плотности тока уменьшение размера зерен в алюминии на три порядка приводит к уменьшению ЭПЭ и увеличению асимметрии скачка напряжений.

*В титане* при плотности тока 250 и 470 А/мм<sup>2</sup> амплитуда скачков напряжения составила 31 и 25 МПа, соответственно в КЗ и УМЗ состояниях (табл.1). Как и в алюминии, форма скачка напряжения является асимметричной, при этом К<sub>сим</sub> повышается до 12 и 6, соответственно в КЗ и УМЗ состояниях.

В сплаве  $T_{i_{49,3}}N_{i_{50,7}}$  направление скачков при введении тока изменяется на противоположное, амплитуда скачка составляет на 168 и 11 МПа, форма скачка сохраняется асимметричной с  $K_a = 13$  и 10, соответственно, для K3 и УМЗ состояния (табл.1).

Материал	Размер зерен, мкм	Плотность тока, А/мм <sup>2</sup>	Т, °С	Амплитуда МПа	∆t, мс	Ka	σ <sub>в,</sub> MIIa	σ <sub>02,</sub> МПа	δ, %
	монокристалл	без тока 450	23 23	- 0.5-3.0	300	1.0	41.6 44.0	19.4 19.5	64.4 97.5
Al	120	без тока 450	23 23	- 0.5-2.0	400	2.0	77.5 80.8	34.0 48	40 45
		без тока		-	-		137	120	8.0
	0.5	450 2000	23	Her /no			137	120	8.0

Таблица 1. Параметры скачка напряжений и механические свойства материалов

			31	30 МПа	1200	4.0	137	120	7.5
	25	без тока	23	-	-		450	250	30
Ti		250	23	30-35	15000	12	490	250	40
	0.3	470	< 50	25	6800	6	1005	650	6
Ti <sub>49.3</sub> Ni <sub>50.7</sub>	40	без тока	23	-	-		650	425	20
		500	41	168	14000	13	650	425	20
	НК	500	<50	11	10000	10	1100*	-	-
Ti <sub>50</sub> Ni <sub>25</sub> Cu <sub>25</sub>	Аморфный	500	<50	1	500		1100*	-	_

\* - напряжение разрушения

### Обсуждение

В отличие от многих похожих работ, выполненных ранее, в данной статье исследуется влияние одиночных импульсов тока, которые не приводят к сильным тепловым эффектам. Вопреки установившемуся мнению в литературе о повышении пластических свойств при воздействии тока, мы в большинстве наших исследований фиксировали заметное снижение не только прочности, но пластичности до разрушения и связывали это явление с интенсивным шейкообразованием под многоимпульсным током [6]. Данные по механическим свойствам при воздействии одиночных импульсов тока в табл.1 свидетельствуют об одновременном возрастании прочности и пластичности для монокристалла и поликристалла алюминия, а также для крупнозернистого титана. В УМЗ алюминии и титане этот эффект не наблюдается. Одной из причин повышения прочности и пластичности может быть малоцикловое упрочнение, при котором в каждом импульсе тока реализуется микродеформация, препятствующая образованию шейки.

Из рис.1г,д,е видно, что скачки напряжения, вызванные импульсами тока, характеризуются формой, амплитудой, длительностью, а также направлением. Оказалось, что форма скачка, как правило, является асимметричной. Этот факт подтверждается литературными данными для стали и алюминиевых сплавов [14,15]. То есть соотношение времени восстановления и спада напряжения  $t_2/t_1$  может варьироваться в широких пределах, в зависимости материала, его состояния, режима тока и.т.д. Например, в монокристалле алюминия скачок имеет симметричную форму (K<sub>a</sub>=1), а в поликристаллических металлах и сплавах скачок имеет асимметричную форму и K<sub>a</sub> может быть на порядок больше и составлять K<sub>a</sub>=10-13 (табл.1). Предполагается, что асимметрия скачка напряжений в меньшей степени связана с отличающимися механизмами теплопередачи при введении и выключении импульса тока, но в большей степени с деформационным упрочнением при восстановлении напряжения. B частности, это подтверждается в монокристалле алюминия, в котором движение дислокаций при релаксации и последующем упрочнении происходит в одной системе скольжения в отсутствие большеугловых границ зерен. В результате форма скачка является симметричной. В поликристалле алюминия присутствие непрозрачных для дислокаций границ зерен приводит к торможению дислокаций и соответствующему деформационному упрочнению, которое и является причиной асимметрии скачка.

Амплитуда скачка  $\Delta \sigma$  в основном связана с величиной плотности тока и варьируется от 0.5 до нескольких десятков и даже сотен МПа. Условием появления скачков является  $j > j_{kp}$  [2], при котором большей величине плотности тока соответствует большая амплитуда скачка. Что касается *длительности скачка*, то она связана с теплопроводностью материала и повышается при ее снижении. Данные табл.1 демонстрируют повышение длительности скачка от сотен миллисекунд для высоко теплопроводящего алюминия до нескольких секунд для титана и его сплавов, имеющих низкую теплопроводность.

Показано, что *направление скачка* может быть не только вниз, но и вверх. Примером служит сплав с памятью формы, в котором напряжение течения повышается почти на 170 МПа (рис.3). Необычным поведением сплав обязан проявлению мартенситного превращения аустенита в мартенсит при даже слабом нагреве. Скачки напряжения показывают тенденцию к уменьшению  $\Delta \sigma$  в структуре с более мелким размером зерен при одинаковой плотности тока вплоть до исчезновения в аморфном состоянии. Так с сплаве с памятью формы при одной и той же плотности тока j=500 A/мм<sup>2</sup> амплитуда скачка уменьшается со 168 МПа до 1 МПа.

## Заключение

Увеличение асимметрии и длительности скачка напряжений коррелирует с уменьшением тепло- и электропроводности металлов и сплавов. Изменение традиционного направления скачка в метастабильном сплаве с памятью формы свидетельствует об обратном фазовом превращении мартенсита в аустенит. Амплитуда скачка повышается с увеличением размера зерен в материале и повышением плотности тока. Электропластический эффект исчезает в аморфном состоянии и является максимальным в монокристаллическом сплаве.

## Литература

1. Troitskii O.A. Electromechanical effect in metals. *Journal of Experimental and Theoretical Physics Letters*, 1969, vol. 10, pp. 18–22.

2. Conrad H. Electroplasticity in metals and ceramics. *Materials Science and Engineering A*, 2000, vol. 287, no. 2, pp. 276–287 <u>http://doi.org/10.1016/S0921-5093(00)00786-3</u>

3. Kim M.J., Yoon S., Park, S., et al. Elucidating the origin of electroplasticity in metallic materials. *Applied Materials Today*. 2020, 21, 100874 <u>https://doi.org/10.1016/j.apmt.2020.100874</u>

4. Demler E., Gerstein G., Dalinger A., et al. Effect of electrical pulses on the mechanical behavior of single crystals of nickel-based CMSX-4 superalloy and the mobility of low-angle grain boundary in aluminum bicrystals. *Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics.* 2018. vol. 82, 9, pp.1079-1085. (in Russian) https://doi.org/10.1134/S0367676518090065

5. K. Okazaki, M. Kagawa, H. Conrad, A study of the electroplastic effect in metals,

Scripta Metallurgica, Volume 12, Issue 11, 1978, Pages 1063-1068,

https://doi.org/10.1016/0036-9748(78)90026-1.

6. Korolkov, O.E., Pakhomov, M.A. & Stolyarov, V.V. Electroplastic Effect in Titanium Alloys Under Tension. *Inorg Mater* **59**, 1581–1589 (2023). <u>https://doi.org/10.1134/S0020168523150050</u>

7. S.K. Varma, L.R. Cornwell, The electroplastic effect in aluminum, Scripta Metallurgica, Vol. 13, Issue 8, 1979, 733-738, <u>https://doi.org/10.1016/0036-9748(79)90146-7</u>.

8. A. Ghiotti, S. Bruschi, E. Simonetto, C. Gennari, I. Calliari, P. Bariani, Electroplastic effect on AA1050 aluminium alloy formability, CIRP Annals, Vol. 67, 2018, 289-292, https://doi.org/10.1016/j.cirp.2018.04.054

9. S.K. Varma, L.R. Cornwell, The electroplastic effect in aluminum, Scripta Metallurgica, Vol. 13, Issue 8, 1979, 733-738, https://doi.org/10.1016/0036-9748(79)90146-7.

10. Pakhomov, M.A., Stolyarov, V.V. Specific Features of Electroplastic Effect in Mono- and Polycrystalline Aluminum. *Met Sci Heat Treat* **63**, 236–242 (2021). <u>https://doi.org/10.1007/s11041-021-00677-7</u>

11. Kolobov Yu. R. Regularities and Mechanisms of Formation of Submicro-, Nano-, and Ultrafine-Grained Structures and Mechanical Properties of Metals and Alloys Under Different Treatments, Russian Physics Journal, 2018, 61, 611-623 DOI: <u>10.1007/s11182-018-1440-4</u>

12. Potapova A.A., Stolyarov V.V., Deformability and shape memory properties in Ti50Ni50 rolled with electric current, Materials Science Forum Vols. 738-739 (2013) pp. 383-387.

https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.738-739.383.

13. Stolyarov V. V., Electroplastic effect in nanocrystalline and amorphous alloys, Materials Science and Technology, Vol. 31 (13) 2015, pp. 1536-15

https://doi.org/10.1179/1743284715Y.000000008

14. M.S. Kim, N.T. Vinh, H.H. Yu et al., "Effect of electric current density on the mechanical property of advanced high strength steels under quasi-static tensile loads," International Journal of Precision Engineering and Manufacturing, vol. 15, no. 6, pp. 1207–1213, 2014. <u>https://doi.org/10.1007/s12541-014-0458-y</u>

15. J.H. Roh, J.J. Seo, S.T. Hong, M.J. Kim, H. N. Han, J. T. Roth, "The mechanical behavior of 5052-H32 aluminum alloys under a pulsed electric current," International Journal of Plasticity, vol. 58, pp. 84–99, 2014. <u>https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2014.02.002</u>

# УПРОЧНЯЮЩИЙ ЭФФЕКТ ИМПУЛЬСНОГО ТОКА ПРИ РАСТЯЖЕНИИ

Столяров В.В. –д.т.н., г.н.с. Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН vlstol@mail.ru

# STRENGTHENING EFFECT OF PULSE CURRENT IN TENSION Stolyarov Vladimir Vladimirovich – Dr. of Sci., chief researcher Mechanical Engineering Research Institute of RAS

vlstol@mail.ru

**Abstract.** The results of studies of the electric current and plastic deformation interaction by quasi-static tension in commercially pure metals, titanium, alloys with martensitic transformation, steels are presented. It is assumed that the causes of deformation effects are the ratio of the period and pulse duration, stresses and temperature cycling, change in the deformation mechanism, reversible transformations, change in grain size and the appearance of second-phase particles. Variation of the duty cycle allows one to regulate the ratio of contributions of the thermal and electroplastic effect and influence the mechanisms of strengthening/softening.

**Key words:** titanium, aluminum, alloys, electrical current, deformation.

Аннотация. Представлены результаты исследований взаимодействия электрического тока и пластической деформации квазистатическим растяжением в технически чистых металлах, титановых сплавах с мартенситным превращением, сталях. Предполагается, что причинами деформационных эффектов являются соотношение периода и длительности импульса, циклирование напряжений и температуры, изменение механизма деформации, обратимые превращения, изменение размера зерен, появление частиц вторых фаз. Вариация скважности позволяет регулировать соотношение вкладов теплового и электропластического эффекта и влиять на механизмы упрочнения/разупрочнения. Ключевые слова: титан, алюминий, сплавы, электрический ток, деформация.

Введение Электрический ток в металлическом проводнике вызывает тепловой нагрев. скин- и пинч эффекты, магнитное поле, вибрацию. Если при этом материал одновременно подвергается пластической деформации, то дополнительно могут возникать электропластический (ЭПЭ) [1] и магнитопластический [2] эффекты. Считается, что основным механизмом ЭПЭ является взаимодействие электронов проводимости (электронный ветер) с дефектами кристаллической решетки, к которым можно отнести не только дислокации или вакансии, но и границы зерен, тройные стыки, двойники, дефекты упаковки и.т.д [3]. Большинство сопутствующих явлений приводят к снижению действующих напряжений и повышению пластичности, относительный вклад которых может сильно различаться. Здесь важно отметить, что в литературе имеется два подхода к определению и пониманию ЭПЭ. Первый предполагает, что ЭПЭ объединяет совокупность перечисленных выше всех явлений. При таком понимании ЭПЭ невозможно выделить основной действующий механизм. В настоящей статье используется другой подход, при котором ЭПЭ рассматривается как один из многих возможных вкладов, обладающих своим собственным уникальным механизмом. В экспериментальном плане такой подход к определению ЭПЭ требует условий, при которых действие сопутствующих эффектов было бы минимальным. Исследование ЭПЭ важно с практической и научной точки зрения. Научное значение ЭПЭ обусловлено необходимостью понимания физических механизмов пластической деформации, взаимодействующей с электрическим током. В этой связи исследования ЭПЭ

408

традиционно выполняются при растяжении, хотя сам эффект проявляется в разных схемах деформации, сопровождаемой током [3-6]. Ранее было показано влияние вида тока [7], режимов тока [8], сопровождающего теплового эффекта [9] и самого материала [10] на механические свойства металла. В большинстве этих исследований материалы проявляли разупрочнение и увеличение пластичности до разрушения. Одной из первых работ, в которой обнаружено упрочнение под влиянием импульсного тока, было исследование в сплавах с памятью формы TiNi [11]. В недавней работе [12] авторы также наблюдали упрочнение в крупнозернистом (размер зерен  $d_3 = 80$ мкм) сплаве Ti-7ат. %Al, связанное с изменением механизма деформации скольжением на двойникование и соответствующим переползанием дислокаций. Упрочнение, вызванное электроимпульсной обработкой без деформации, наблюдалось в малоуглеродистых и феррито-перлитных сталях [13,14].

ЭПЭ был исследован во многих технически чистых металлах (*Zn*, *Cd*, *Pb*, *Sn*, *Ti*, *Cu*) и термически стабильных сплавах на основе титана (Ti64), магния (AZ31), алюминия (AA6000 и AA7000), меди (латунь), железа (аустенитные стали). Во всех случаях деформация растяжением в присутствии тока сопровождалась либо скачками напряжения вниз, либо снижением напряжений течения при плотности тока выше пороговой (критической). Это практически важное свойство тока было широко использовано в практике металлообработки, а также показана его эффективность для подавления прерывистой деформации (эффект Портевена-Ле Шателье) в алюминиевых сплавах АМг6. Тем не менее, оказалось, что в ряде случаев могут наблюдаться аномальные эффекты упрочнения, вызванные либо специальными режимами тока, либо природой исследуемых материалов. Особый интерес представляют термически не стабильные сплавы, в которых возможны структурно-фазовые превращения в процессе нагрева или деформации. В этой связи целью статьи является демонстрация нетипичного (аномального) деформационного поведения при растяжении в сопровождении импульсного тока высокой скважности в материалах различной природы.

**Материал и методы исследования** Исследуемыми материалами были технически чистые металлы (титан и алюминий), сплавы с памятью формы на основе TiNi и стали. Титан разной чистоты (BT1-0 и BT1-00) применяли в виде проволоки  $\emptyset$ 1 мм, с размером зерен  $d_3 = 20$ мкм. Алюминий представлял собой монокристаллическую пластину, полученную в условиях невесомости. Закаленные крупнозернистые ( $d_3 = 20$  мкм) сплавы Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub> и Ti<sub>50</sub>Ni<sub>50</sub> имели форму листа. Низкоуглеродистую феррито-перлитную сталь CT3 использовали в виде волоченной проволоки  $\emptyset$ 1.5 мм, а нержавеющую сталь 0X18H10T в форме полос. Все материалы, кроме стальной проволоки, имели отожженное крупнозернистое состояние. Поскольку все образцы для механических испытаний на растяжение имели разные размеры рабочих длин  $l_{\text{раб}}$ , то для адекватного сравнения пластичности значения относительного удлинения до разрушения были приведены к единой расчетной длине  $l_0=25$  мм. Для образцов из сплавов TiNi ввиду использования микрообразцов расчетная длина составляла  $l_0=10$ мм. Форма образца для испытаний листовых материалов показана на рис.1а.

Испытания на растяжение проводились при комнатной температуре и скорости 1 мм/мин на горизонтальной машине ИР 5081-20 с использованием одиночных импульсов тока большой скважности Q ( $Q = T/\tau$ , где T – период импульсного тока,  $\tau$  - длительность импульса), которые вводили одновременно с началом растяжения. Плотность тока *j* (от 100 до 2600 A/мм<sup>2</sup>), длительность импульса  $\tau$  (от 100 до 1000 мкс) и скважность Q (более удельным  $10^{3}$ ) варьировали в соответствии с электросопротивлением И теплопроводностью исследуемых материалов так, чтобы нагрев образца за время растяжения был бы минимальным, а скачки напряжения наблюдались бы визуально. Температуру образца контролировали термопарой и инфракрасной камерой. Расхождение измеренных температур не превышало ±5 °C. Соответствующие режимы тока и фактические температуры образцов показаны в подписях к рисункам ниже.

#### Экспериментальные результаты и обсуждение

На рис. 1 представлены кривые растяжения «напряжение-деформация» образцов технически чистого титана ВТ1-0 и ВТ1-00, отличающихся содержанием примесных элементов (рис.1а, б) и монокристаллического алюминия (рис.1в) без тока (кривые 1) и с током в форме одиночных импульсов (кривые 2).



**Рис.1.** Кривые напряжение-деформация при растяжении без тока (1) и с током (2): ВТ1-0 (а), ВТ1-00 (б, проволока Ø1 мм,) и монокристалла Al (в): 1- без тока; 2- одиночные импульсы тока *j* = 250 A/мм<sup>2</sup> (ВТ1-0, ВТ1-00 Q=10000); *j* = 450 A/мм<sup>2</sup> (Al, Q=30000).

На кривых 2 с импульсным током наблюдаются скачки напряжения вниз с разной амплитудой для титана (до 40 МПа) и алюминия (не более 5 МПа), соответствующие каждому импульсу тока. Видно, что введение импульсов тока во всех материалах привело к упрочнению - повышению предела прочности на 20 (4) МПа, соответственно, для титана и алюминия, по сравнению с образцами, испытанными без тока. Поскольку пределы текучести при этом практически не изменились, то можно заключить, что повышение прочности при введении тока связано с увеличением деформационного упрочнения. Относительное удлинение до разрушения в ВТ1-0 и монокристаллическом алюминии также повысилось на 15 (30) %, а в ВТ1-00 не изменилось. Характерной особенностью кривых с током является высокое равномерное удлинение без формирования шейки. Отметим, что температуры образцов при растяжении с током и без тока практически не отличались от комнатной.

Интерпретация наблюдаемого упрочнения в чистых металлах без структурных исследований является наиболее трудной, поскольку никаких фазовых превращений в них не происходит. Можно предположить, что упрочнение связано с малоцикловой усталостью, вызванной импульсным током. В результате термомеханического

циклирования накапливаются внутренние напряжения. Заслуживает внимания объяснение, связанное с изменением механизма деформации скольжением на переползание дислокаций, способствующего двойникованию и упрочнению. Такой механизм был предложен авторами для сплава Ti-7Al ат. % в [12]. Авторы показали наличие существенного упрочнения при растяжении в сопровождении импульсного тока большой скважности и подтвердили структурными исследованиями.

Рассмотрим деформационное поведение сплавов системы TiNi. Наиболее ярко эффект упрочнения наблюдался *в аустенитном сплаве системы* Ti<sub>49.3</sub>Ni<sub>50.7</sub> (рис.2а).



**Рис.2** Кривые напряжение-деформация при растяжении без тока (1) и с током (2): а-Ti<sub>49.3</sub>Ni<sub>50.7</sub> j = 500A/мм<sup>2</sup>,  $\tau = 100$  мкс (Q=140000); б - Ti<sub>50</sub>Ni<sub>50</sub>j=500-1500A/мм<sup>2</sup>,  $\tau = 1000$  мкс

В отличие от чистых металлов введение импульсов тока вызывает большие скачки напряжения вверх. Амплитуда скачков уменьшается от 200 МПа в области плато до 1-2 МПа в зоне разрушения. Отметим, что нижняя огибающая кривой 2 практически совпадает с кривой 1 без тока, что косвенно может свидетельствовать об отсутствии необратимых структурных изменений под действием тока. Видно, что кривая 2 (с одиночными импульсами тока) в начале деформации располагается на 200 МПа выше, по сравнению с кривой 1 (без тока). С увеличением деформации эффект упрочнения уменьшается и исчезает. Температура образца в момент прохождения импульса незначительно повышалась до 50 °C, что достаточно для обратного фазового превращения аустенита в мартенсит. Таким образом, в аустенитном сплаве появление скачков и соответствующее упрочнение связано с эффектом памяти формы. Однако в эквиатомном сплаве близкого состава Ti<sub>50</sub>Ni<sub>50</sub>, имеющем мартенситную структуру, эффект упрочнения отсутствовал (рис.2б). Вследствие пластинчатой структуры мартенсита скачки напряжения вниз имеют малую амплитуду. Столь разное поведение сплавов при растяжении с током связано с их фазовым составом при комнатной температуре и температурами начала обратного мартенситного превращения A<sub>s</sub>, которые В крупнозернистых Ti<sub>49.3</sub>Ni<sub>50.7</sub> и Ti<sub>50</sub>Ni<sub>50</sub> сильно отличаются. В аустенитном сплаве деформационный мартенсит при незначительном нагреве током превращается в аустенит и, как следствие, упрочняет сплав [12]. В мартенситном сплаве незначительный нагрев не приводит к обратному превращению и упрочнение отсутствует.

Ниже показаны деформационные кривые двух типов *сталей*: феррито-перлитной стали Ст3 (рис.3а) и нержавеющей стали 0Х18Н10Т (рис.3б). Здесь, как и в представленных выше материалах, введение импульсного тока привело в процессе рнастяжения как к разной интенсивности упрочнения, так и к существенному снижению пластичности. В отличие от предыдущих примеров в волоченной неотоженной проволоке из стали Ст3 при растяжении импульсный ток вводили на стадии пластической деформации (рис.3а). В момент введения ток сначала вызвал резкое снижение напряжений течения на коротком участке деформации, а затем продолжительную стадию упрочнения



**Рис.3.** Кривые напряжение-деформация при растяжении сталей СтЗ (а) и X18H10T (б):1без тока; 2, 3 - с током. Кривая 2 на рис.4а: j=115 A/мм<sup>2</sup>,  $\tau$ =1c температура  $\leq$  50 °C Q=300000; кривая 2 на рис.4б, j=820 A/мм<sup>2</sup>,  $\tau$ =250мкс; кривая 3 - j=2600 A/мм<sup>2</sup>  $\tau$ =1000мкс, 54 °C Q=100000. Во вкладке к рис.4а – участок растяжения при увеличенном масштабе

Похожий эффект упрочнения при электропульсировании (без деформации) наблюдался в малоуглеродистой стали [13] и феррито-перлитной стали [14]. Авторы объяснили упрочнение в феррито-перлитной стали структурным измельчением под влиянием тока и предложили соответствующие механизмы – повышенная скорость зародышеобразования в малоуглеродистой стали и сфероидизация цементита в перлитной составляющей. В стали Ст3 не исключается конкуренция действующих механизмов: динамической рекристаллизации (начальное разупрочнение из-за повышенной плотности дислокаций в феррите) и малоцикловой усталости.

упрочнение (100-150)MΠa) Более сильное наблюдалось В аустенитной неражавеющей стали (рис.36, кривая 2), когда применили высокую скважность (низкая частота) и низкую плотность тока, при которой амплитуда скачков была слабо видима. Меньший эффект упрочнения (60-70 МПа) наблюдался при большей плотности тока и скважности (рис.3б, кривая Упрочнение меньшей 3). В ЭТОМ случае при электропульсировании может быть связано с растворением в аустените частиц вторых фаз, обогащенных хромом или никелем [15]. Неясной остается роль энергии дефектов упаковки в дуплексных (Ф+А) сталях [16]. В наших исследованиях аустенитномартенситной ТРИП стали, дуплексной (Ф+М) стали и стали 45 подобный эффект не наблюдался. Напротив, в упрочняемых термической обработкой алюминиевом (АМг6) и медном (БрАЖ9-4) сплавах эффекты упрочнения наблюдались нами при большой скважности импульсного тока.

### Заключение

Литературный обзор и собственные экспериментальные данные исследований электропластического эффекта позволили продемонстрировать нетипичное деформационное поведение при растяжении. Все приведенные примеры в сильно отличающихся по физической природе сплавах свидетельствуют о возможности проявления не только традиционного эффекта разупрочнения, но заметного деформационного упрочнения под действием импульсного тока большой скважности. Критически важным и необходимым условием для реализации упрочнения является высокое соотношение периода и длительности импульса тока, при котором роль теплового эффекта практически отсутствует, а электропластический эффект усиливается. Такой режим тока обеспечивает проявление структурных причин, к которым можно отнести динамическое деформационное старение, фазовые превращения, вызванные температурой или деформацией, смена дислокационного механизма скольжения на переползание, динамическая рекристаллизация, двойникование, структурное измельчение,

412

дефекты упаковки. Возможность подобных структурных изменений требует экспериментальных доказательств путем тщательного наблюдения тонкой структуры методом просвечивающей электронной микроскопии.

# Литература

- 1. Troitskii, O.A. Electromechanical effect in metals // JETP Letters. 1969. №1. P.18.
- Golovin, Yu. I. Magnetoplastic effect in solids // Physics of the Solid State, V. 46, No. 5. 2004. P. 789.
- 3. *Liu J., Jia D., Fu Y., Kong X., Lv Z., Zeng E., Gao Q.* Electroplasticity effects: from mechanism to application // International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2023. https://doi.org/10.1007/s00170-023-12072-y
- 4. *Perkins T.A., Kronenberger T.J., Roth J.T.* Metallic forging using electrical flow as an alternative to warm/hot working // J. of Manufact. Sci. Eng., 2007, V. 129. P.84.
- Chun X.U., Ya-Nan L.I., Rao X.H. Effect of electropulsing rolling on mechanical properties and microstructure of AZ31 magnesium alloy // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. 2014. 24. P.3777.
- Zhou Y., Chen G.Q., Fu X.S., Zhou W.L. Effect of electropulsing on deformation behavior of Ti-6Al-4V alloy during cold drawing // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. 2014. 24. P.1012.
- 7. *Lee T., Magargee J., Ng M.K., Cao J.* Constitutive analysis of electrically assisted tensile deformation of CP-Ti based on non-uniform thermal expansion, plastic softening and dynamic strain aging // Inter. Journal of Plasticity. 2017. V. 94. P. 44.
- 8. Okazaki K., Kagawa M., Conrad H. Additional results on the electroplastic effect in metals // Scr. Metall. 1979. V. 13. P.277.
- 9. *Okazaki K., Kagawa M., Conrad H.* An evaluation of the contributions of skin, pinch and heating effects to the electroplastic effect in titanium // Mater. Sci. Eng. 1980. V.45. P.109.
- Rudolf C., Goswami R., Kang W., Thomas J. Effects of electric current on the plastic deformation behavior of pure copper, iron, and titanium // Act. Mater., 2021. V. 209. 116776.
- 11. Stolyarov V. Deformation behavior at rolling and tension under current in TiNi alloy // Conf. ESOMAT. 2009. 06033.
- Zhao S., Zhang R., Chong Y. et al. Defect reconfiguration in a Ti–Al alloy via Electroplasticity // Nat. Mater. 2021, V. 20. P. 468. <u>https://doi.org/10.1038/s41563-020-00817-z</u>
- 13. *Zhou Y., Zhang W., Wang B., He G., Guo J.* Grain refinement and formation of ultrafine-grained microstructure in a low-carbon steel under electropulsing // J. Mater. Res. 2002. V.17. P. 2105.
- 14. *Rahnama A., Qin R.S.* Electropulse-induced microstructural evolution in a ferritic-pearlitic 0.14% C steel // Scr. Mater. 2015. 96. P.17.
- 15. *Qin R.S., Rahnama A., Lu W.J., Zhang X.F.* Elliott-Bowman B. Electropulsed steels // Materials Science and Technology. 2014.V.3. P.1040.
- 16. Gennari C., Pezzato L., Simonetto E., Gobbo R., Forzan M., Calliari I. Investigation of electroplastic effect on four grades of duplex stainless steels // Materials. 2019. 1. P.1911.

# ОСОБЕННОСТИ ПОЛУЧЕНИЯ СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ ТЕРМОБИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ЭЛЕМЕНТОВ, РАБОТАЮЩИХ В КАЧЕСТВЕ РЕГУЛИРУЮЩИХ И УПРАВЛЯЮЩИХ УСТРОЙСТВ В СОСТАВЕ ТРУБОПРОВОДНОЙ АРМАТУРЫ

# FEATURES OF OBTAINING THERMO-BIMETALLIC ELEMENTS BY EXPLOSIVE WELDING, OPERATING AS REGULATING AND CONTROL DEVICES IN PIPELINE VALVES

**Ткаченко В.В.** – младший научный сотрудник, **Малахов А.Ю.** – к.т.н., старший научный сотрудник

Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А.Г. Мержанова РАН (ИСМАН), Черноголовка

## <u>tkachenkoism@mail.ru</u>

**Abstract.** Thermobimetal TB 130/17 (L63+36N) was obtained by explosion welding. To avoid deformation of the elongation of the cladding layer made of invar 36N after explosion welding, it is proposed to use an explosive placement scheme on a cladding layer with a variable height. The application of this scheme led to the exclusion of longitudinal elongation deformation and to changes in wave formation at the boundary of the L63-36N junction. The use of a step charge leads to a decrease in the content of cast inclusions in the junction zone, which has a positive effect on the strength of the connection of the constituent layers and allows you to obtain a thermobimetal with stable properties due to the uniform distribution of the thicknesses of the constituent layers.

Keywords: thermobimetal, thermoregulator, explosive welding, weld interface, microstructure.

Аннотация. Сваркой взрывом получен термобиметалл ТБ 130/17 (Л63+36Н). Для исключения деформации удлинения плакирующего слоя из инвара 36Н после сварки взрывом предложено использование схемы размещения взрывчатого вещества на плакирующем слое с переменной высотой. Применение данной схемы привело к исключению продольной деформации удлинения и к изменениям в волнообразовании на границе соединения Л63-36Н. Применение ступенчатого заряда приводит к снижению содержания литых включению в зоне соединения, что положительно сказывается на прочности соединения составляющих слоёв и позволяет получать термобиметалл со стабильными свойствами из-за равномерного распределения толщин составляющих слоёв. Ключевые слова: термобиметалл, терморегулятор, сварка взрывом, граница соединения, литые включения.

Введение. Термобиметаллы – это материалы, состоящие из двух или более слоев с резко различающимися коэффициентами линейного термического расширения (КЛТР), имеющими металлическую связь по всей поверхности соприкосновения. Слой с высоким значением КЛТР называется активным слоем, а с низким – пассивным. При нагреве термобиметалл изгибается в сторону пассивного слоя, а при охлаждении в сторону активного слоя [1-4]. Это происходит вследствие того, что слой с высоким КЛТР испытывает сжимающие напряжения, а с низким КЛТР – растягивающие.

Термобиметаллы применяются для изготовления чувствительных к изменению температуры элементов, выполняющих измерительные, регулирующие и защитные функции (термокомпенсатор, терморегулятор, автомат защиты электросети и т.д.) [5-6]. Их способность эффективно реагировать на изменения температуры делает их незаменимыми в условиях, где требуется высокая точность и надежность.

Термочувствительность и удельный изгиб являются основными характеристиками

термобиметаллов, которые определяются КЛТР, модулем Юнга и соотношением толщин слоев. Диапазон рабочих температур термобиметаллов определяется фазовой стабильностью слоев.

В качестве пассивного слоя чаще всего используются сплавы 36Н (инвар), 42H, 46H, 50H, 45HX, 45HTЮ, 52HTЮ. Для активного слоя применяют сплавы 19HX, 24HX, 20HГ, 27HM, 29HK, 75ГНД, Л62, Л63, Л90 и др. [7].

Термобиметаллы обычно изготавливаются в виде пластин и лент толщиной 0,1-2,5 мм [7-8]. Основные методы производства это пакетная [1,6], горячая [7,9], холодная прокатка [7,10] и сварка взрывом [1,11]. Каждый из указанных способов имеет свои преимущества и недостатки; выбор конкретного метода зависит от физико-механических свойств слоев, а также от количества требуемого материала. В процессе изготовления необходимо обеспечивать прочное сцепление слоев, бездефектную границу соединения (отсутствие трещин, пор, неметаллических включений и т.д.)

Сварка взрывом является одним из методов получения термобиметаллов, который не требует больших затрат энергии и переналадки оборудования при изменении размеров и сочетания слоев. Применение взрывчатых веществ обеспечивает высокую скорость процесса и давление в зоне сварки, что приводит к минимальному термическому воздействию на свариваемой поверхности и практически исключает диффузионные процессы на границе соединения [12-13]. С этой точки зрения сварка взрывом является оптимальным методом получения термобиметаллов в условиях мелкосерийного производства [1].

В настоящее время существует необходимость создания термобиметаллических пластин для терморегуляторов, работающих в трубопроводной арматуре. Данные элементы арматуры являются ответственными конструкциями, отвечающими за работоспособность изделия. Таким образом, целью настоящей работы было проведение подбора составляющих слоев термобиметаллов (для рабочих условий) и разработка технологических схем и режимов сварки взрывом для получения термобиметаллических пластин для изготовления терморегуляторов. Тем самым планируется заменить зарубежные термобиметаллы, которые сейчас используются в трубопроводной арматуре, на отечественные аналоги.

### 1. Расчет эксплуатационных характеристик термочувствительных элементов

На рис.1 представлен внешний вид пластины терморегулятора, которые используются в трубопроводной арматуре. Условия работы данных элементов представлены в таблице 1.



Рис. 1. Внешний вид элемента терморегулятора, изготовленного из термобиметалла

	Таблица І. Раз.	меры и условия рабо	ты термобиметаллического элемента
Элемент терморегулятора	Размеры, мм		Температура рабочей среды, °С
	Толщина	Диаметр	20,110
пластина терморегулятора	2.5	48	20-110

Для определения стрелы прогиба *f* в соответствии с теорией упругости применительно к перемещению свободного конца консольно-зажатой пластины использовалась следующая формула [7]:

$$=\frac{3l^2\Delta\alpha\Delta tE_1E_2h_1h_2h}{3h^2E_1E_2h_1h_2 + (E_1h_1^3 + E_2h_2^3)\cdot(E_1h_1 + E_2h_2)},$$
(1)

где 1 – длина консольно зажатой пластины, мм;  $\Delta \alpha$  – разность КЛТР активного слоя и пассивного, °C<sup>-1</sup>; E<sub>1</sub> – модуль упругости активного слоя, МПа; E<sub>2</sub> модуль упругости пассивного слоя, МПа; h<sub>1</sub> – толщина активного слоя, мм; h<sub>2</sub> – толщина пассивного слоя, мм; h – толщина ТБ, мм;  $\Delta t$  – изменение температуры, °C.

Удельный изгиб А характеризует перемещение свободного конца пластины термобиметалла (ТБ) при нагреве и выражается формулой 2 [7]:

$$A = \frac{fh}{\Delta t l^2} \cdot 10^4, \tag{2}$$

Максимальные напряжения в термобиметаллах возникают вблизи границы соединения из-за разницы КЛТР слоев и выражаются следующей формулой [13]:

$$\sigma_{max} = E_1 \cdot (\alpha_1 - \alpha_2) \cdot \Delta t \frac{h_1}{h_1 + h_2},\tag{3}$$

Все расчеты были проведены исходя из рабочих температур терморегулятора. Выбор слоев осуществлялся с учетом модуля упругости и КЛТР слоев.

В таблице 2 представлены материалы и размеры свариваемых пластин.

Тиблици 2. Митериалы и ризмеры ТВ						
Номер образца Материал		Размеры свариваемых материалов, мм				
ТБ1	Инрор 26Ц дотуни П62	1,7×200×260–4,8×200×260				
ТБ2	инвар зоп-латунь лоз	1,7×200×260–1,6×200×260				

#### Во всех экспериментах инвар 36Н использовался как плакирующий слой. Таблица 3. Расчетные эксплуатационные характеристики ТБ

Сочетан	ие слоев	Расчетные характеристики					
Активный слой	тивный слой Пассивный слой		Удельный изгиб А·10 <sup>-6</sup> , °С <sup>-1</sup>	Стрела прогиба f, мм	Напряжени е α <sub>max,</sub> МПА		
Ni20Mn6 (20HГ)	Ni36 (36H)	1:1	14,8	0,307	130		
		1:1	14,41	0,299	100,7		
Л63	36H	1,08:1	14,46	0,3	104,8		
		1:1,06	14,34	0,225	97,7		
		2,82:1	12,01	0,096	148,8		

### 2. Получение сваркой взрывом термобиметаллических пластин

Эксперименты производилась согласно схеме (рис. 2). В качестве взрывчатого вещества использовалась смесь аммиачной селитры с аммонитом в соотношении 2:1.



Рис. 2. Схема параллельный сварки взрывом: а – схема первого эксперимента; б – схема второго эксперимента

Сваркой взрывом были получены образцы термобиметаллов размерами 6,5×200×260 мм (ТБ1) и 3,3×200×260 мм (ТБ2) со 100 % сплошностью соединения. В конечной области ТБ1, после сварки взрывом образовались потяги (рис. 3а), вследствие удлинения плакирующего листа и высоких значений режимов сварки взрывом (скорость детонации D = 1900 м/с и скорость точки контакта  $V_{\kappa}$  = 1900 м/с, скорость метания  $V_0$  = 566 м/с).

Для снижения значений режимов сварки взрывом и удлинения плакирующего листа было применено ступенчатое расположение заряда BB со снижением его высоты на расстоянии 30 мм от конца образца для обеспечения скорости точки контакта  $V_{\kappa} = 1750$  м/с. Использование ступенчатого заряда позволило исключить продольную деформацию плакирующего листа (инвар 36Н) в образце TБ2 (рис. 3б) и исключить образование поверхностных дефектов (потягов).



Рис. 3. Снимки конечных областей ТБ, где; а – ТБ1; б – ТБ2

В процессе исследования микроструктуры границы соединения выявлено:

ТБ1 – высота волны в начальном участке составляет 75-120 мкм, а длина 390-410 мкм. В конечном участке высота – 280-300 мкм, длина – 880-920 мкм;

ТБ2– высота волны в начальном участке составляет 200-230 мкм, а длина 780-820 мкм. На расстоянии 230 мм от начала инициирования сварки взрывом размер волн увеличивался до 250-280 мкм, а длина снижается – до 680-740 мкм. При этом на расстоянии 242 мм от начала инициирования взрыва наблюдается прекращение волнообразования, которое связано с падением давления продуктов детонации и снижением режимов сварки взрывом.

По всей длине соединения в ТБ1 и ТБ2 присутствуют локальные участки литых включений, состоящие из элементов составляющих сплавов инвара и латуни (Cu-Zn-Fe-Ni) [14].



Рис. 4. Микроструктура термобиметаллов после сварки взрывом, где: а – начальный участок ТБ1; б – конечный участок ТБ1; в – начальный участок ТБ2; г – конечный участок ТБ2

После сварки взрывом, на расстоянии 250 мкм от начала образца, микротвердость инвара вблизи границы соединения ТБ1 и ТБ2 составляет 500-530 HV и при отдалении от нее снижается до 500 HV. Микротвердость латуни у границы соединения ТБ1 составляет 350-420 HV, а при отдалении от границы соединения на 2500 мкм составляет 280-300 HV. Микротвердость латуни у границы соединения ТБ2 составляет 340-415 HV, а при отдалении от границы соединения ТБ2 составляет 340-415 HV, а при отдалении от границы соединения в 750 мкм составляет 280-315 HV. Таким образом, пластическая деформация слоев увеличивается вблизи границы соединения.

### Выводы

Расчеты стрелы прогиба, удельного изгиба и максимальных напряжений комбинаций слоев ТБ и их рабочие температуры позволили подобрать пары слоев для создания пластины терморегулятора, работающего в температурном диапазоне рабочей среды 20-110 °C. Сваркой взрывом получены пластины ТБ 130/17 (латунь Л63 + инвар 36H) размерами  $6,5 \times 200 \times 260$  и  $3,3 \times 200 \times 260$  со 100 % сплошностью соединения. Установлено, что для предотвращения поверхностных дефектов (потягов) в конечной области термобиметаллических пластин требуется снизить режимы сварки взрывом: уменьшить скорость детонации D и скорость точки контакта V<sub>к</sub> на 8 %, скорость метания V<sub>0</sub> на 20 %. При этом необходимо учитывать, что потеря волнообразования является положительным фактором при изготовлении деталей из термобиметалла полученного сваркой взрывом. Исследование микротвердости показало, что происходит наклеп в инваре на 10-30 %, в латуни – 30-90 % и 10-60 % в зависимости от толщины. Таким образом, была разработана технологическая схема сварки взрывом термобиметаллических пластин марки TБ 130/17 (латунь Л63 + инвар 36H). Полученные материалы могут использоваться при изготовлении управляющих и регулирующих устройств.

В дальнейших работах планируется испытание термобиметалла на термочувствительность.

### Литература

- 1. Сайков И. В., Денисов И. В., Малахов А. Ю. Получение термобиметалла латунь-инвар сваркой взрывом с последующей прокаткой // Сварочное производство. 2016. № 10. С. 38-41.
- 2. Устинов А. И., Демченков С. А., Фесюн Е. В. Получение способом электронно-лучевого осаждения высокопрочных термочувствительных биметаллических фольг инвар/медь // Современная электрометаллургия. 2017. №2. С. 21-28.
- 3. Плохих А. И., Сафонов М. Д., Колесников А. Г., Карпухин С. Д. Механеизм релаксации межслоевых напряжений в многослойных стальных материалах // Авиационные материалы и технологии. 2018. №2 (51). С. 26-32.
- 4. V. Gulbin, A. Kobelev, D. Borissov. Thermobimetals Mechanical Properties Produced by Explosive Welding with Rolling. Journal de Physique IV Colloque, 1997, 07, C. 49-54.
- 5. Патент № 2034281 С1 Российская Федерация, МПК G01N 25/16. способ определения чувствительности термобиметалла : № 5044809/25 : заявл. 21.11.1991 : опубл. 30.04.1995 / П. К. Янышев, Н. Н. Горьков. EDN WFEHTF.
- 6. Савин И.А., Хайруллин А.В. Производство слоистых листов и лент с использованием холодного плакирования // Наука и современность. 2017. №2 (11). С. 185-199.
- 7. Молотилов Б. В. Прецизионные сплавы. Справочник // Металлургия. 1974. С. 423-426.
- 8. V. Gulbin, A. Kobelev, D. Borissov. Thermobimetals Mechanical Properties Produced by Explosive Welding with Rolling. Journal de Physique IV Colloque, 1997, 07 (C3), pp. 49-54.
- 9. Лапин П., Рогулич Н., Дубличак Т. Способ изготовления ленты термобиметалла: пат. 113035 (СССР), МПК7 Н4 С21 D 8/12; С21 D 9/52.
- 10. ГОСТ 10533-86 Лента холоднокатаная из термобиметаллов.
- 11. И. В. Сайков, А. Ю. Малахов, Г. Р. Сайкова, И. В. Денисов, П. Ю. Гуляев Влияние параметров сварки взрывом на структуру околошовной зоны в термобиметалле латунь инвар // Перспективные материалы. 2019. №8. С. 71-76.
- 12. Ramesam J., Sahay S. R., Angelo P. C., Tamhankar R. V. Morphology and Composition of Bond Zones in Some Invar-Based Explosive Welds // Welding research supplement. –
- Куликов Ю.А., Мерзлякова О.С. Напряженно-деформированное состояние термобиметаллических элементов // Фундаментальные исследования. – 2007. – № 9. – С. 70-71.
- 14. Malakhov A. Yu., Saikov I. V., Denisov I. V., Gulyaev P. Yu. nfluence of Explosive Welding Parameters on the Structure of Interface in Brass–Invar Thermobimetal // Inorganic Materials: Applied Research. 2020. №11. C. 448–452.

7. Керамические и метало-керамические материалы и покрытия (получение, свойства, применение).

# ВЛИЯНИЕ ДИБОРИДА ЦИРКОНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОКРЫТИЙ ПРИ ЛАЗЕРНОЙ НАПЛАВКЕ

Бирюков В.П. к.т.н., в.н.с.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия;

#### laser-52@yandex.ru

# EFFECT OF ZIRCONIUM DIBORIDE ON THE MECHANICAL AND TRIBOTECHNICAL PROPERTIES OF COATINGS DURING LASER SURFACING

## Biryukov V.P. Ph. D

Mechanical Engineering Research Institute of the Russian Academy of Sciences (IMASH RAN) **Abstract.** The paper presents the results of metallographic studies and tribotechnical tests of coatings with iron-based powder and zirconium diboride additives obtained by laser surfacing. The use of transverse beam vibrations made it possible to reduce the depth of penetration of the substrate by 4-5 times compared with surfacing with a refocused beam. The wear resistance of coatings with  $ZrB_2$  additives aimed at optimal conditions is 2 times higher than when surfacing the initial powder.

Key words: laser surfacing, microhardness, wear intensity, wear resistance.

Аннотация. В работе представлены результаты металлографических исследований и триботехнических испытаний покрытий порошком на железной основе и с добавками диборида циркония полученных лазерной наплавкой. Применение поперечных колебаний луча позволило снизить глубину проплавления основы в 4-5 раз по сравнению с наплавкой рафокусированным лучом. Износостойкость покрытий с добавками ZrB<sub>2</sub> наплавленными на оптимальных режимах в 2 раза выше, чем при наплавке исходного порошка.

Ключевые слова: лазерная наплавка, микроствердость, интенсивность изнашивания, износостойкость

Применение новых технологий с использованием коцентрированных потоков энергии и в частности, лазерных технологий является актуальной задачей современного производства. Однако до сих пор являются недостаточно изученными процессы с применением колебаний луча и наплавки металлокерамических покрытий. Ниже приведены результаты исследований по лазерной наплавки металлокерамическмх покрытий. Подложка из стали Q235 с размерами 30×7×5 мм [1] была отполирована наждачной бумагой и очищена этанолом. В качестве наплавочного материала использовали порошок MSS 410 (50 мкм) и с добавкой карбида титана (TiC, 7-50 мкм) 5, 10 и 15%. Лазерная наплавка выполнялась с использованием волоконного лазера FL-1500 при мощности излучения 480 Вт, диаметре пятна 1,2 мм скорость перемещения 480 мм/мин, плотности энергии 100 Дж/мм<sup>3</sup>, коэффициенте перекрытия дорожек 50% и скорости подачи порошка 6,5 г/мин. Трибологические испытания проводились на машине трения по схеме: «шар (Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub>, диаметром 5 мм, 1700 HV) – диск» в при комнатной температуре с частотой вращения 840 мин<sup>-1</sup>, при нагрузке 10 Н и времени цикла 30 мин. По сравнению с наплавленными образцами порошком 410 MSS, покрытия содержащие ТіС, имели улучшенную и более однородную микроструктуру, состоящую из мартенсита, обогащенного Ti, TiC и Ti(C, N), а также некоторое количество наночастиц  $M_{23}C_6$ . Однако в нанесенном лазером композитном покрытии с содержанием ТіС до 15% обнаружены микротрещины и поры. При повышении содержания ТіС микротвердость наплавленных покрытий монотонно возрастала с 462 HV до 735 HV, а скорость износа значительно

снижалась с от 7,795×10<sup>-5</sup> до 0,149×10<sup>-5</sup> (мм<sup>3</sup>/H·м).

В качестве основы [2] для исследования была выбрана сталь ASTM-5140 размером 40×20×10 мм применяемая для изготовления коленчатого вала в промышленности. Порошок, использованный в процессе лазерного наплавления, представлял собой смесь порошка нержавеющей стали 316L и порошка карбида кремния (SiC) 10, 20, 30%, с размерами частиц в диапазоне от 48 до 106 мкм. Лазерную наплавка бала проведена при мощности излучения 1200-1800 Вт, скорости перемещения 6-9 мм. Триботехнические испытания были выполнены с помощью машины трения UMT-2 при возвратно-поступательным движении в течение 30 мин. С повышением содержания карбида кремния увеличивалась микротвердость и износостойкость наплавленных покрытий.

Материалом подложки [3] была принята конструкционная сталь Q550 (0,15-0,18%C). Для лазерной наплавки использовали порошок на основе железа с размером частиц 50-105 мкм, с добавлением порошка карбида вольфрама (WC) с различным содержанием 4, 8, 12 и 16 масс.%. Лазерная наплавка была проведена с использованием волоконного с диаметром пятна 1,8 мм и коаксиальным устройством подачи порошка при мощности излучения 900 Вт, скорости сканирования 4 мм/с, расходе порошка 8,5 г/мин, и степени перекрытия наплавленных валиков 40% с использоваем аргона в качестве защитного газа с расходом 15 л/мин. Триботехнические испытания были выполнены на машине трения возвратно-поступательного движения по схеме: «шар (сталь GCr15 диаметром 6 мм) – образец с наплавленным покрытием» при длине хода 5 мм, частоте двойных ходов 2 Гц, нормальной нагрузке 50 Н и времени испытаний 30 мин. С увеличением содержания WC в покрытии износостойкость постепенно увеличивалась.

Образцы [4] для лазерной наплавки были изготовлены образцы из нержавеющей стали с твердостью 220-230 HV и размером  $50 \times 25 \times 10$  мм. В качестве наплавочного материала были выбраны три вида композитных порошков Ni35WC и Ni35WC +30 мас.% Со, Ni35WC +50 мас.% Со с размером частиц 10-30 мкм. Для лазерной наплавки использовали CO<sub>2</sub>-лазер при мощности излучения 2,5 – 3,5 кВт, диаметре луча 3-5 мм, скорости сканирования 3,0 – 8,0 мм/с и коэффициенте перекрытия дорожек 0,5. Испытания различных образцов с лазерной наплавкой выполняли на машине трения, а в качестве контртела был использован шар из твердого сплава (WC-8% Co) с твердостью около 1500 HV. В качестве технологических параметров испытания на сухое трение и износ были выбраны скорость скольжения 1,432 м/с при нормальной нагрузке 100 H и дистанция трения 50-1200 м. Твердость покрытия, содержащего 50 мас.% сплава на основе Со, составляла около 800 HV, а степень износа при трении без смазочного материала снижена примерно на 53% и 30% по сравнению с подложкой и покрытием Ni35WC, соответственно.

Для выполнения экспериментов по лазерной наплавке был использован технологический комплекс ИМАШ РАН. В качестве материала для лазерной наплавки была выбрана сталь 40X с размерами 12×20×70 мм. Для лазерной наплавки применяли порошок на основе железа Fe-Mo-Cr-Co (45-150 мкм) и добавку ультрадисперсного порошка диоксида циркония (ZrB<sub>2</sub>) в количестве 5 об.% с размером частиц 0.05-5 мкм. Нанесение покрытия выполняли при плотности энергии излучения 26-47 Дж/мм<sup>2</sup>, скорости перемещения 6, 7, 8, и 9 мм/с, диаметре луча 3,5 мм. Для выравнивания плотности мощности и времени воздействия луча при наплавке применяли поперечные его колебания по направлению к скорости обработки с частотой 215 Гц.

Металлографические исследования были выполнены с применением металлографической системы МС 1000 и цифрового микроскопа. Микротвердость была измерена с помощью микротвердомера ПМТ-3, оснащенного цифровой камерой, при нагрузке на алмазный индентор 0,98 Н.

Триботехнические испытания были выполнены с использованием схемы: «широкая сторона прямоугольного образца – кольцевая поверхность торца втулки (сталь 40Х, 48-52HRC)» при смазке зоны трения маслом ТП22С.

На рис.1 представлен микрошлиф дорожки лазерной наплавки при увеличении 50 крат. Глубина зон проплавления основного материала при наплавке расфокусированным и колеблющимся лучом составила 250-380 мкм и 50-80 мкм соответственно. Ширина и высота наплавленных валиков при обработке рафокусированным и колеблющимся лучом составили 1,4-2,2 и 2,9-5,5 мм и 0,56-0,89 и 0,54-0,87 соответственно.



Рис. 1. Микрошлиф единичной наплавленной дорожки

На рис. 2 представлены графики зависимостей микротвердости от глубины расположения алмазного индентора от поверхности зоны наплавки до материала основы образца с шагом измерения 100 мкм. Микротвердость зон наплавки (рис. 2, а) порошком Fe-Mo-Cr-Co составляла 440-490 HV. На рис. 2. (б и в) представлены графики зависимости микротвердости от глубины расположения зон измерения дорожки порошком Fe-Mo-Cr-Co +5% ZrB<sub>2</sub>, полученные при скорости обработки 7 и 8 мм/с соответственно.





Рис. 2. Графики зависимости микротвердости от глубины расположения алмазного индентора: а - Fe-Mo-Cr-Co (7 мм/с), б - Fe-Mo-Cr-Co +5% ZrB<sub>2</sub> (7 мм/с), в- Fe-Mo-Cr-Co +5% ZrB<sub>2</sub> (8 мм/с)

Проведенные металлографические исследования показали, что оптимальная скорость наплавки составляла 7 мм/с. Наплавка на большей или меньшей скорости приводила к снижению микротвердости покрытий. Добавка диборида циркония повышала микротвердость покрытий на 100-140 HV при одинаковых режимах обработки.

На рис. 3 представлена столбчатая диаграмма интенсивности изнашивания покрытий. Наибольшая интенсивность изнашивания 0,54 · 10<sup>-9</sup> была у образцов, наплавленных порошком Fe-Mo-Cr-Co, за ними следовали образцы с покрытием Fe-Mo-Cr-Co +5% ZrB<sub>2</sub> обработанные на скорости 8 мм/с (0,25 · 10<sup>-9</sup>) и на скорости 7 мм/с (022 · 10<sup>-9</sup>).





#### Выводы

Разработана технология лазерной наплавка порошком Fe-Mo-Cr-Co и с 5% добавками ультрадисресного диоксида циркония с применением поперечных колебаний луча. Проплавление материала основы при поперечных колебаниях луча в 4-5 раз, чем при наплавке расфокусированным лучом. Определена оптимальная скорость лазерной наплавки для достижения максимальной микротвердости. Износостойкость покрытий с добавками ZrB<sub>2</sub> полученными на оптимальных режимах в 2 раза выше, чем исходного порошка.

## Литература

1. Zhu H., Ouyang M., Hu J., Zhang J., Qiu C. Design and development of TiC-reinforced 410 martensitic stainless steel coatings fabricated by laser cladding // Ceramics International 47 (2021) 12505–12513.

2. Lian G., Zhao C., Zhang Y., Feng M., Jiang J. Investigation into Micro-Hardness and Wear Resistance of 316L/SiC Composite Coating in Laser Cladding // <u>Applied Sciences</u> 2020, 10, 3167; doi:10.3390/app10093167.

3. Wei A., Tang Y., Tong T., Wan F., Yang S., Wang K. <u>Effect of WC on microstructure</u> and wear resistance of Fe-based coating fabricated by laser cladding // Coatings. 2022. 12 (8), 1209. https://doi.org/10.3390/coatings12081209

4. Zhang L., Zhang D. <u>Laser cladding of Ni-Co-W composite coating on stainless</u> <u>steel to enhance wear resistance</u> //Materials Science. 2022. vol. 28. No. 3. P. 280-286. <u>https://doi.org/10.5755/j02.ms.28686</u>.

# ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА РЕАКЦИОННО-СПЕЧЕННОЙ КАРБИДОКРЕМНИЕВОЙ КЕРАМИКИ<sup>1</sup>

Лапицкая В.А. – кандидат технических наук, доцент, старший научный сотрудник лаборатории нанопроцессов и технологий, Хабарова А.В. – младший научный сотрудник лаборатории нанопроцессов и технологий, Гринчук П.С. – член-корреспондент НАН Беларуси, доктор физико-математических наук, заведующий отделением теплофизики, Кияшко М.В. – кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник,

**Чижик С.А.** – академик НАН Беларуси, доктор технических наук, профессор, заведующий отделением теплообмена и механики микро- и наноразмерных систем, Институт тепло- и массообмена имени А.В. Лыкова НАН Беларуси, г. Минск, Республика

Беларусь e-mail: vasilinka.92@mail.ru

# PHYSICAL AND MECHANICAL PROPERTIES OF REACTION-SINTERED SILICON CARBIDE CERAMICS

Lapitskaya V.A. – PhD, Associate Professor, Senior Researcher, Laboratory of Nanoprocesses and Technologies, Khabarava A.V. – Junior Researcher, Laboratory of Nanoprocesses and Technologies, Grinchuk P.S. – Corresponding Member of the National Academy of Sciences of Belarus, Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Head of the Department of Thermal Physics, Kiyashko M.V. – PhD, Senior Researcher, Laboratory of Radiative-Convective Heat Transfer, Chizhik S.A. – Academician of the National Academy of Sciences of Belarus, Doctor of Technical Sciences, Professor, Head of the Department of Heat Transfer and Mechanics of Micro- and Nanoscale Systems e-mail: vasilinka.92@mail.ru

**Abstract.** The influence of high-cycle pyrolysis and vol. % SiC in samples on the mechanical properties (*E* and *H*) and fracture toughness  $K_{IC}$  of reaction-bonded Si-SiC ceramics (on separate phases Si and SiC) has been studied. The *E*, *H* values for Si-SiC ceramic samples were determined by nanoindentation,  $K_{IC}$  – by indentation with visualization of the deformation region by atomic force microscopy. The *E* and *H* distribution maps over the samples surface with 78 and 93 vol. % SiC were obtained. The boundary between Si and SiC phases was studied by nanoindentation. The highest values of microhardness *H*, elastic modulus *E* and fracture toughness  $K_{IC}$  on the SiC and Si phases were obtained on a ceramic sample with 93 vol. % SiC: for the SiC phase – *E*=486 GPa, *H*=35.6 GPa,  $K_{IC}$ =5.03 MPa m<sup>1/2</sup>, for the Si phase – *E*=205 GPa, H=12.2 GPa,  $K_{IC}$ =2.73 MPa m<sup>1/2</sup>.

**Key words:** reaction-bonded silicon carbide; nanoindentation; mechanical properties; fracture toughness.

Аннотация. Изучено влияние многоциклового пиролиза и об. % SiC в образцах на механические свойства (E и H) и вязкость разрушения  $K_{IC}$  реакционно-связанной керамики Si-SiC (по отдельным фазам Si и SiC). Значения E, H для образцов керамики Si-SiC определялись методом наноиндентирования,  $K_{IC}$  – методом индентирования с визуализацией области деформации методом атомно-силовой микроскопии. Получены карты распределения E и H по поверхности образцов с 78 и 93 об. % SiC. Граница между фазами Si и SiC исследована методом наноиндентирования. Наибольшие значения микротвердости H, модуля упругости E и вязкости разрушения  $K_{IC}$  на фазах SiC и Si получены на керамическом образце с 93 об. % SiC: для фазы SiC – E=486 ГПа, H=35,6 ГПа,  $K_{IC}$ =5,03 МПа·м<sup>1/2</sup>, для фазы Si – E=205 ГПа, H=12,2 ГПа,  $K_{IC}$ =2,73 МПа·м<sup>1/2</sup>.

Ключевые слова: реакционно-связанный карбид кремния; наноиндентирование;

<sup>1</sup> Работа поддержана БРФФИ, проект № Т23РНФ-132 и ГПНИ, проект №ЭП-2.3

механические свойства; вязкость разрушения.

Карбид кремния благодаря одновременному сочетанию высоких физикомеханических и электропроводящих свойств [1-4], низкой теплопроводности, отличной износо- и коррозионной стойкости [2, 4-6] является наиболее перспективным и предпочтительным материалом, как в космической отрасли [7, 8], так и в твердотельной микроэлектронике [9-11]. Керамика SiC, полученная методом спекания, значительно превосходит по физико-механическим свойствам реакционно-связанную керамику SiC [3][12][13]. Однако, реакционно-связанная керамика SiC при изготовлении не требует высоких температур (2000 °С и выше) и давления (40 МПа и выше). Поэтому эта керамика дешевле и ее изготовление менее энергозатратное. В работах [14, 15] в качестве способа управления составом и свойствами реакционно-связанной SiC было предложено проведение многоциклового пиролиза (от 1 до 4 циклов). Каждый последующий цикл пиролиза увеличивает содержание углерода в заготовке C/SiC и позволяет получить оптимальное содержание углерода в преформах C/SiC. Образованный углерод взаимодействует со свободным кремнием в процессе силицирования и приводит к образованию вторичного карбида кремния. В результате были получены образцы с 78-93 об.% SiC (первичного и вторичного). С увеличением содержания SiC увеличивается теплопроводность и модуль упругости (измерен динамическим способом) с 399 до 427 ГПа [14, 15].

Керамические материалы на основе SiC является многофазным композиционным материалом. Высокие физико-механические свойства, способность выдерживать высокие нагрузки (механические, тепловые и др.), хорошая коррозионная стойкость такой керамики достигается комплексом свойств каждой из фаз в композите. Поэтому важность изучения свойств каждой фазы композита также важно, как и всего изделия в целом. Нестабильность свойств, низкая устойчивость к нагрузкам и агрессивным средам одной из фазы в композиционной керамике приводит к её разрушению. Это в последствии приводит к разрушению всего образца в целом.

Целью данной работы было исследование влияния многоциклового пиролиза и объемного процента SiC на физико-механические свойства и вязкость разрушения образцов реакционно-связанной керамики Si-SiC, в том числе и на отдельные фазы керамики, с применением методов атомно-силовой микроскопии и наноиндентирования.

Исследования проводились на четырёх образцах композиционной реакционносвязанной керамики на основе карбида кремния RB-SiC1 – RB-SiC4, технология изготовления которых описана в [14, 15]. Различие между образцами было в количестве циклов пиролиза (от 1 до 4) с целью получения различного количества углерода в порах в результате последующей карбонизации. Четыре конечных образца керамики RB-SiC1 – RB-SiC4 отличались соотношением SiC (от 78 до 93 об.% SiC) и свободного кремния.

Визуализацию исходной поверхности образцов RB-SiC1 – RB-SiC4 проводили на металлографическом инвертированном оптическом микроскопе МИ-1 (ЗАО «Планар», Беларусь), сканирующем электронном микроскопе LEO-1420 (Zeiss, Германия) с возможностью энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (SEM-EDX) и на атомно-силовом микроскопе Dimension FastScan (Bruker, CША).

Физико-механические свойства образцов RB-SiC1 – RB-SiC4 определяли при помощи наноиндентора (НИ) Hysitron 750 Ubi (Bruker, США) путем внедрения алмазного наконечника Берковича с радиусом закругления 60 нм. Выполнялось девять индентирований при постоянной нагрузке 10 мН на каждой фазе образцов. Вязкость разрушения определяли по усовершенствованной методике с применением методов индентирования, атомно-силовой микроскопии и наноиндентирования [16, 17].

Физико-механические свойства существенно зависят от количества SiC в образце, а не от вида политипов. Установлено немонотонное возрастание микротвердости и модуля упругости фазы SiC и Si в образцах с увеличением количества циклов пиролиза [18].

На образцах после одного и четырех циклов пиролиза получены карты распределения модуля упругости Е и микротвердости Н по поверхности. Карты показали наличие градиента свойств на границах фаз кремния и карбида кремния областей со значениями Е от 200 до 300 ГПа и Н от 15 до 31 ГПа. Предполагается, что данный градиент показывает нарастающий и несформированный до конца вторичный карбид кремния [18].

При исследовании области деформации после индентирования установлено, что межзеренная прочность на образцах значительно выше по сравнению с аналогами. Распространение трещин в основном происходит в рамках одной фазы и останавливаются при наличии в направлении распространения другой фазы (обычно более твердой SiC), либо трещины распространяются в твердой фазе SiC и далее незначительно могут распространяться в фазе Si. Затем происходит релаксация напряжений и движение трещины останавливается. После индентирования фаза кремния оказалась неустойчивой к нагрузкам и произошло разрушение в области индентирования. Вязкость разрушения, как и физико-механические свойства, зависит от соотношения Si и SiC в образце. Наибольшие значения микротвердости *H*, модуля упругости *E* и вязкости разрушения  $K_{\rm IC}$  на фазах SiC и Si получены на керамическом образце с 93 об. % SiC: для фазы SiC – *E*=486 ГПа, *H*=35,6 ГПа,  $K_{\rm IC}$ =5,03 МПа·м<sup>1/2</sup> [18].

## Литература

1. K.Y. Lim, Y.W. Kim, K. Joo Kim, Mechanical properties of electrically conductive silicon<br/>carbide ceramics, Ceram. Int. 40 (2014) 10577–10582.<br/>https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2014.03.036.

2. G.D. Kim, Y.W. Kim, I.H. Song, K.J. Kim, Effects of carbon and silicon on electrical, thermal, and mechanical properties of porous silicon carbide ceramics, Ceram. Int. 46 (2020) 15594–15603. https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2020.03.106.

3. X. Rao, F. Zhang, X. Luo, F. Ding, Characterization of hardness, elastic modulus and fracture toughness of RB-SiC ceramics at elevated temperature by Vickers test, Mater. Sci. Eng. A. 744 (2019) 426–435. https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.12.044.

4. X. Rao, F. Zhang, X. Luo, F. Ding, Y. Cai, J. Sun, H. Liu, Material removal mode and friction behaviour of RB-SiC ceramics during scratching at elevated temperatures, J. Eur. Ceram. Soc. 39 (2019) 3534–3545. https://doi.org/10.1016/j.jeurceramsoc.2019.05.015.

5. M. Striegler, B. Matthey, U. Mühle, A. Michaelis, M. Herrmann, Corrosion resistance of silicon-infiltrated silicon carbide (SiSiC), Ceram. Int. 44 (2018) 10111–10118. https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2018.02.229.

6. S.K. Sharma, B.V.M. Kumar, Y.W. Kim, Tribological behavior of silicon carbide ceramics - A review, J. Korean Ceram. Soc. 53 (2016) 581–596. https://doi.org/10.4191/kcers.2016.53.6.581.

7. T.D.P.V. Jalluri, S. Somashekar, A. Dey, R. Venkateswaran, S. Elumalai, B. Rudraswamy, K. V. Sriram, Characterization of thermal sprayed Si on sintered SiC for space optical applications, Surf. Eng. 37 (2021) 558–571. https://doi.org/10.1080/02670844.2020.1803718.

8. I.A. Palusinski, I. Ghozeil, Developing SiC for optical system applications, Nov. Opt. Syst. Des. Optim. VII. 5524 (2004) 14. https://doi.org/10.1117/12.557976.

9. R. Wu, K. Zhou, C.Y. Yue, J. Wei, Y. Pan, Recent progress in synthesis, properties and potential applications of SiC nanomaterials, Prog. Mater. Sci. 72 (2015) 1–60. https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2015.01.003.

10. N. Marsi, B.Y. Majlis, A.A. Hamzah, F. Mohd-Yasin, Development of high temperature resistant of 500 °C employing silicon carbide (3C-SiC) based MEMS pressure sensor, Microsyst. Technol. 21 (2015) 319–330. https://doi.org/10.1007/s00542-014-2353-y.

11. C.A. Zorman, M. Mehregany, Silicon Carbide for MEMS and NEMS - An Overview, Proc. IEEE Sensors. 1 (2002) 1109–1114. https://doi.org/10.1109/icsens.2002.1037269.Источник

12. S.N. Perevislov, L.E. Afanas'eva, N.I. Baklanova, Mechanical Properties of SiC-Fiber-

Reinforced Reaction-Bonded Silicon Carbide, Inorg. Mater. 56 (2020) 425-429.

13. S. Hayun, V. Paris, R. Mitrani, S. Kalabukhov, M.P. Dariel, E. Zaretsky, N. Frage, Microstructure and mechanical properties of silicon carbide processed by Spark Plasma Sintering (SPS), Ceram. Int. 38 (2012) 6335–6340.

14. P.S. Grinchuk, M. V. Kiyashko, H.M. Abuhimd, M.S. Alshahrani, D. V. Solovei, M.O. Stepkin, A. V. Akulich, M.D. Shashkov, T.A. Kuznetsova, S.M. Danilova-Tretiak, L.E. Evseeva, K. V. Nikolaeva, Advanced technology for fabrication of reaction-bonded SiC with controlled composition and properties, J. Eur. Ceram. Soc. 41 (2021) 5813–5824.

15. P.S. Grinchuk, H.M. Abuhimd, M. V. Kiyashko, D. V. Solovei, A. V. Akulich, M.O. Stepkin, V.A. Lapitskaya, T.A. Kuznetsova, S.M. Danilova-Tretiak, L.E. Evseeva Advanced reaction-bonded SiC ceramics for space mirror blanks, Journal of Manufacturing Processes, Vol. 113, 2024, P. 275-290.

16. V.A. Lapitskaya, T.A. Kuznetsova, A. V. Khabarava, S.A. Chizhik, S.M. Aizikovich, E. V. Sadyrin, B.I. Mitrin, W. Sun, The use of AFM in assessing the crack resistance of silicon wafers of various orientations, Eng. Fract. Mech. 259 (2022) 107926.

17. V.A. Lapitskaya, T.A. Kuznetsova, A.L. Khudoley, A. V. Khabarava, S.A. Chizhik, S.M. Aizikovich, E. V. Sadyrin, Influence of polishing technique on crack resistance of quartz plates, Int. J. Fract. 231 (2021) 61–77.

18. V.A. Lapitskaya, T.A. Kuznetsova, P.S. Grinchuk, A. V. Khabarava, S.A. Chizhik Micromechanical properties of reaction-bonded silicon carbide using atomic force microscopy and nanoindentation, Ceramics International 50 (2024) pp. 53005-53022. https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2024.10.148

# УДК 539.3 ИМПЛАНТАЦИЯ НАНОЧАСТИЦ В МАТЕРИАЛ С ПОМОЩЬЮ ТЕХНОЛОГИИ ЛАЗЕРНОГО УДАРНОГО УПРОЧНЕНИЯ IMPLANTATION OF NANOPARTICLES INTO A MATERIAL USING LASER SHOCK PROCESSING TECHNOLOGY Сахвадзе Г.Ж. - д.т.н., г.н.с. Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия sakhvadze@mail.ru

**Abstract.** Implantation of nanoparticles into materials using a laser shock wave (INLSW) is a new method of hardening the surfaces of light metals and alloys. The hardening is based on a combination of plastic deformation caused by the well-known laser shock processing (LSP) technology with high mechanical characteristics of solid-phase nanoparticles. In this paper, we study the specific relationships between the hardening mechanisms and the properties of the surface treated with INLSW technology. It has been established that the hardening effect when using INLSW technology is mainly achieved by two factors: the gradient microstructure caused by plastic deformation and the gradient depth distribution of implanted SiC nanoparticles.

**Keywords:** aluminum, plastic deformation, laser shock wave, implantation of nanoparticles, mechanical properties, hardening mechanism

Аннотания. Имплантация наночастиц в материалы с использованием лазерной ударной волны (ИНЛУВ) — это новый метод упрочнения поверхностей легких металлов и сплавов. Упрочнение основано на сочетании пластической деформации, вызванной известной технологией лазерного ударного упрочнения (ЛУУ), с высокими механическими характеристиками твердофазных наночастиц. В настоящей работе изучаются специфические взаимосвязи между механизмами упрочнения и свойствами поверхности, подвергнутой обработке по технологии ИНЛУВ. Установлено, что эффект упрочнения при использовании технологии ИНЛУВ в основном достигается двумя факторами: градиентной микроструктурой, вызванной пластической деформацией и градиентным распределением по глубине имплантированных SiC-Наночастиц.

**Ключевые слова:** алюминий, пластическая деформация, лазерная ударная волна, имплантация наночастиц, механические свойства, механизм упрочнения

Введение. Легкие металлы и их сплавы, особенно сплавы на основе алюминия (Al), магния (Mg) и титана (Ti), широко используются в аэрокосмической и автомобильной промышленности из-за их низкой плотности и высокой прочности [1]. Однако эти материалы обладают низкой твердостью и плохой износостойкостью, что ограничивает их применение. Поэтому улучшение поверхностных свойств легких сплавов становится актуальной современной научной задачей не только для продления срока службы металлических изделия, изготовленных из них, но и для снижения общего веса и энергопотребления.

Добавление армированных частиц в поверхностный слой сплавов является эффективным и перспективным подходом, позволяющим повысить их поверхностную твердость и износостойкость. Существуют различные технологии модифицирования поверхностей, такие как плазменное напыление [2], лазерная наплавка [3], имплантация с помощью импульсного электронного луча [4] и т.д. Хотя эти технологии способны повысить микротвердость и износостойкость, они имеют существенные недостатки. Вопервых, армированные частицы часто разлагаются и агломерируются при высоких температурах, что сводит на нет первоначальный эффект упрочнения. Во-вторых, наличие в материале растягивающих остаточных напряжений приводит к зарождению усталостных трещин и усталостному разрушению. В-третьих, в поверхностных слоях легко появляются микротрещины и усадочные полости. Наночастицы являются наиболее ярким продуктом нанотехнологий, они обладают высокими физико-механическими свойствами и могут успешно использоваться в качестве армирующих частиц во время лазерного ударного упрочнения (ЛУУ). Поэтому логичным являлась разработка новой технологий, которую назвали имплантацией наночастиц с помощью лазерной ударной волной (ИНЛУВ) [5]. Эта технология синергетическим образом объединяет высокие физико-механические свойства наночастиц и преимущества технологии ЛУУ [6-7].

Цель настоящей работы состоит в том, чтобы получить фундаментальное понимание процесса формирования в приповерхностной области технически чистого алюминия слоя, армированного наночастицами карбида кремния (SiC) при ИНЛУВ. Особое внимание уделяется специфической взаимосвязи между механизмами упрочнения и свойствами поверхности, подвергнутой обработке ИНЛУВ.

Принципиальная схема технологии ИНЛУВ представлена на рис. 1. При прохождении высокоэнергетического лазерного импульса (мощностью несколько ГВт/см<sup>2</sup>) (1) через прозрачный слой (2) он попадает на поглощающий слой (3), который немедленно испаряется, образуя плазму с очень высоким давлением (6), которая быстро расширяется. Процесс расширения ограничен небольшим пространством между предварительно нанесенным слоем наночастиц (4) и прозрачным слоем, что приводит к быстрому увеличению давления плазмы и образованию сильной ударной волны (8), которая воздействует на слой с наночастицами. При этом лазерная ударная волна (ЛУВ) в приповерхностной области подложки вызывает пластические деформации различной интенсивности. В результате в приповерхностном слое подложки формируются слой, армированный наночастицами SiC (9), и слои с пластическими деформациями.



Рис. 1. Принципиальная схема технологии ИНЛУВ:

1 — лазерный луч; 2 — прозрачный слой; 3 — поглощающий слой; 4 — слой с SiC-наночастицами; 5 алюминиевая подложка; 6 — плазма; 7 — наночастицы, получившие начальные ускорения и готовые к имплантации; 8 — ударная волна; 9 — слой, армированный SiC-наночастами.

Механизмы упрочнения при ИНЛУВ. После обработки материала по технологии ИНЛУВ, наблюдается определенная эволюция микроструктуры по глубине [8]. Выделяются три различные модифицированные области, в частности: слой с армированными SiC-наночастицами; слой с измельченными зернами и слой со

значительными дислокациями. Эти три микроструктуры, работая вместе, дают синергетический эффект и приводят к существенному улучшению механических характеристик по сравнению с исходной алюминиевой подложкой. Данный эффект можно объяснить наличием трех различных механизмов упрочнения, соответствующим этим областям: 1) дисперсионным упрочнением SiC-наночастицами (включая т.н. упрочнение Орована); 2) упрочнением с помощью измельчения зерен (т.н. упрочнением Холла-Петча) и 3) дислокационным упрочнением. В настоящей работе предложена аналитическая модель, позволяющая количественно оценивать и анализировать вклад каждого из механизма упрочнения в общем упрочнении материала.

**Общий эффект упрочнения от трех механизмов.** На основе анализа механизмов упрочнения при ИНЛУВ было обнаружено, что в поверхностном слое имеет место три конкурирующих механизма упрочнения, а именно: 1) прямое упрочнение материала в результате эффектов армирования наночастицами и упрочнение Орована в результате блокировки движения дислокаций SiC-наночастицами ( $\Delta \sigma_1 = \Delta \sigma_0$ ); 2) упрочнение согласно эффекту Холла-Петча в связи с измельчением зерен ( $\Delta \sigma_2 = \Delta \sigma_{H-P}$ ); 3) дислокационное упрочнение ( $\Delta \sigma_3 = \Delta \sigma_d$ ). Однако при ИНЛУВ эти три механизма упрочнения не могут действовать независимо друг от друга. Для получения обобщённого эффекта упрочнения воспользуемся методом Клайна [9]:

$$\Delta \sigma = \sqrt{(\Delta \sigma_1)^2 + (\Delta \sigma_2)^2 + (\Delta \sigma_3)^2} = \sqrt{(\Delta \sigma_0)^2 + (\Delta \sigma_{H-P})^2 + (\Delta \sigma_d)^2} .$$
(1)

При детальном изучении процесса упрочнения оказывается, что доли конкретных механизмов упрочнения в общее упрочнение – совершенно разные. Для наглядности на рис. 2 представлена диаграмма, показывающая вклады каждого из механизмов упрочнения ( $\sigma_{ym}$  – предел текучести подложки). Примечательно, что ожидаемое упрочнение с помощью наночастиц не оказалось доминирующим механизмом по сравнению с другими (упрочнением через измельчения зерен и дислокационным упрочнением). Как видим, достигается обобщенный прирост прочности (упрочнение) примерно на 135.7 МПа.



Рис. 2. Вклады различных механизмов упрочнения в общее упрочнение:  $\Delta \sigma = \sqrt{(\Delta \sigma_1)^2 + (\Delta \sigma_2)^2 + (\Delta \sigma_3)^2}$ 

Можно предположить, что если алюминиевую поверхность, покрытую SiCнаночастицами, подвергать многократному воздействию лазерными импульсами (т.е., применять технологию ИНЛУВ многократно), то эффект упрочнения, в частности упрочнение по Оровану, должен значительно увеличиваться. Однако, для установления таких закономерностей необходимы дальнейшие систематические исследования.

**Выводы.** Изучены механизмы упрочнения легких металлов и сплавов технологией имплантации наночастиц в материалы с использованием лазерной ударной волны (ИНЛУВ). Показано, что эффект упрочнения основан на сочетании пластической деформации, вызванной известной технологией лазерного ударного упрочнения (ЛУУ), с высокими механическими характеристиками твердофазных SiC-наночастиц.

Показано, что с помощью совместного действия трех механизмов упрочнения, а именно дисперсионного упрочнения (в основном, упрочнения по Оровану), упрочнения через измельчения зерен (упрочнения Холла-Петча) и дислокационного упрочнения, можно получить обобщенный прирост прочности (упрочнение) примерно на 135.7 МПа.

## Литература

1. Jha S.K., Szezepanski C.J., John, R.J. at al. Deformation heterogeneities and their role in lifelimiting fatigue failures in a two-phase titanium alloy // Acta Mater. 2015. Vol. 82. P. 378-395.

2. Gao Y.L, Jie M., Liu Y. Mechanical properties of  $AI_2O_3$  ceramic coatings prepared by plasma spraying on magnesium alloy // Surf. Coat Technol. 2017. Vol. 315. P. 214-219.

3. Liu J.L, Yu H.J., Chen C.Z. at al. Research and development status of laser cladding on magnesium alloys: a review // Optic Laser. Eng. 2017. Vol. 93. P.195-210.

4. Cai J., Lv P., Guan Q.F. at al. Thermal cycling behavior of thermal barrier coatings with MCrAlY bond coat irradiated by high-current pulsed electron beam // ACS Appl. Mater. Interfaces. 2016. Vol. 8. P. 32541-32556.

5. Cui C.Y., Cui X.G., Zhao Q. at al. Simulation, microstructure and microhardness of the nano-SiC coating formed on Al surface via laser shock processing // Mater. Des. 2014. Vol. 62. P. 217-224.

6. Sakhvadze G.Zh., Sakhvadze G.G. Analysis the mechanisms of plate bending using a laser shock forming technology // Journal of Machinery Manufacture and Reliability. 2023. Vol. 52. Suppl.1. P. S6–S16.

7. Sakhvadze G.Zh. Use of laser shock hardening technology to improve the corrosion resistance of magnesium alloy implants // Journal of Machinery Manufacture and Reliability. 2023. Vol. 52. № 8. P. 895–903.

8. Cui C.Y., Cui X.G., Zhao Q. at al. Simulation, microstructure and microhardness of the nano-SiC coating formed on Al surface via laser shock processing // Mater. Des. 2014. Vol. 62. P. 217-224.

9. Ma K.K., Wen H.M., Hu T. at al. Mechanical behavior and strengthening mechanisms in ultrafine grain precipitation-strengthened aluminum alloy // Acta Mater. 2014. Vol. 62. P. 141-155.
8. Влияние структурного состояния на деформационные, прочностные и трибологические характеристики конструкционных материалов.

# ИСПОЛЬЗОВАНИЕ РЕГРЕССИОННОГО АНАЛИЗА ПРИ ТРИБОЛОГИЧЕСКИХ ИССЛЕДОВАНИЯХ

*USE OF REGRESSION ANALYSIS BY TRIBOLOGICAL RESEARCH* **А.Ю. Албагачиев**<sup>1</sup> – проф., д.т.н., **А.В. Кошелев**<sup>2</sup> – нач. отдела, **С.В. Морозов**<sup>2</sup> – к.т.н., зам. директора, **О.И. Кулаков**<sup>1</sup> - н.с, **Д.Л. Раков**<sup>1</sup> – к.т.н., ст.н.с., **Р.Ю. Сухоруков**<sup>1</sup> – к.т.н., зав. лабораторией

<sup>1</sup> Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения им. А.А. Благонравова Российской академии наук (ИМАШ РАН) <sup>2</sup> АО «ОДК» «НИИД» *albagachiev@yandex.ru* 

**Abstract.** The article discusses the use of regression analysis in the study of friction in contact pairs, which makes it possible to identify the dependencies between friction parameters (friction coefficient, wear) and operational characteristics (sliding speed, pressure, temperature, surface roughness, etc.). This is particularly useful for predicting system behavior and optimizing operating parameters, such as reducing friction and wear in various tribological systems. Regression analysis in the context of CFRP-steel friction studies can be useful in identifying the relationship between various factors (e.g., temperature, sliding speed, pressure) and the coefficient of friction or wear of materials. The analysis will help you evaluate how changing input parameters affect the output variables and predict the behavior of the system under different conditions.

Key words: typological studies, carbon fiber-steel friction pair, regression analysis.

Аннотация. В статье рассматривается использование регрессионного анализа при исследовании трения в контактных парах, что позволяет выявить зависимости между параметрами трения (коэффициент трения, износ) И эксплуатационными характеристиками (скорость скольжения, давление, температура, шероховатость поверхностей и др.). Это особенно полезно для прогнозирования поведения системы и оптимизации рабочих параметров, таких как уменьшение трения и износа в различных трибологических системах. Регрессионный анализ в контексте исследования трения пар углепластик - сталь" может быть полезен для выявления зависимости между различными факторами (например, температура, скорость скольжения, давление) и коэффициентом трения или износом материалов. Анализ поможет оценить, как изменение входных параметров влияет на выходные переменные, и позволяет предсказать поведение системы при различных условиях.

Ключевые слова: типологические исследования, пара трения углепластик-сталь, регрессионный анализ.

Исследование параметров трения в парах "углепластик - сталь" является важной задачей для применения этих материалов в различных областях, таких как машиностроение, авиация и автомобильная промышленность. Углепластик обладает высокими механическими свойствами при низкой массе, а сталь — это традиционный материал, часто используемый в узлах трения. Изучение их взаимодействия позволяет оптимизировать параметры работы этих материалов и повысить срок службы конструкций. В настоящее время идет постоянный поиск методов и средств уменьшения коэффициента трения для газотурбинных установках (ГТД). Не учёт этих процессов приводит сокращению эксплуатации машин [1]. Также более высокие коэффициенты трения приводят к дополнительному износу и потреблению значительного количества энергии в движущихся элементах, снижая эффективность механической системы в целом [2]. Использование различных смазок позволяет снизить трение и износ и, следовательно, увеличить срок эксплуатации [3,4]. Так как часто провести испытания при реальных параметрах достаточно сложно, то целесообразно использование регрессионного анализа.

Процесс проведения регрессионного анализа в целом можно описать следующими этапами:

- 1. Сбор данных: необходимо собрать экспериментальные данные, включая:
- Коэффициент трения (или износ).
- Давление.
- Температура.
- Время эксплуатации.
- 2. Определение зависимых и независимых переменных:
- Зависимая переменная: коэффициент трения (или износ).
- Независимые переменные: параметры, такие как температура, давление, скорость скольжения.
- 3. Выбор типа регрессионного анализа:
- Линейная регрессия: если предполагается линейная зависимость между переменными.
- Полиномиальная регрессия: если зависимость более сложная.
- Множественная регрессия: для учета нескольких независимых переменных.
- 4. Построение модели: с помощью метода наименьших квадратов или других подходящих методов строится модель регрессии, которая минимизирует разницу между экспериментальными и предсказанными значениями.
- 5. Оценка качества модели:
- 6. Интерпретация результатов: например, можно сделать вывод, как изменение температуры влияет на коэффициент трения, при условии, что другие параметры остаются постоянными. Если регрессионный коэффициент для температуры положительный и значим, это может означать, что с повышением температуры трение увеличивается.
- 7. Прогнозирование: после того как модель построена и проверена, она может быть использована для прогнозирования коэффициента трения или износа при новых условиях, которые не использовались в исходных экспериментах.

Для простоты можно использовать линейную регрессию, если предполагается, что зависимость между переменными линейна. Формула линейной регрессии имеет вид:

$$y = \beta_0 + \beta_1 X_1 + \beta_2 X_2 + \dots + \beta n X n + \epsilon \tag{1}$$

где у — коэффициент трения,  $X_1, X_2, ..., X_n$  — независимые переменные,  $\beta_0, \beta_1, ..., \beta_n$ — коэффициенты регрессии, а  $\epsilon$  — случайная ошибка. Если зависимость нелинейная, можно применить полиномиальную регрессию или другие виды нелинейных регрессий, например, логарифмическую или экспоненциальную. Для решения задачи, например можно исследовать, как температура T, скорость V, и давление P влияют на коэффициент трения  $\mu$  (Таблица 1).

Температура Т, (°С)	Скорость V, (м/с)	Давление Р, (МПа)	Коэффициент трения µ
100	1	5	0,3
150	2	7	0,35
200	3	10	0,32
250	4	15	0,28

Таблица 1. Экспериментальные значения

Модель линейной регрессии для этой задачи будет иметь вид:

$$y = \beta_0 + \beta_1 T + \beta_2 V + \beta_3 P \tag{2}$$

После выполнения анализа можно получить значения коэффициентов  $\beta_0$ ,  $\beta_1$ ,  $\beta_2$ ,  $\beta_3$ , и использовать их для прогноза изменения коэффициента трения при новых значениях

температуры, скорости и давления.

Для проведения исследований использовалась машина трения (Рис.1) и контактная пара трения (Рис.2)



Рис.1. Испытательная установка ИМАШ 5018



Рис. 2. Схема испытания «диск-колодка»

В заключении можно сделать выводы о том, регрессионный анализ можно использовать для выявления зависимости между различными факторами (например, температура, скорость, давление) и коэффициентом трения или износом материалов. Анализ поможет оценить, как изменение входных параметров влияет на выходные переменные, и позволяет предсказать поведение системы при различных условиях.

## Литература

- Lin, Y.C., Chen, J.N., Huang, Y.C., Jian, Y.H. (2015). Wear and friction characteristics of surface-modified aluminium alloys. International Journal of Surface Science and Engineering, 9(2-3): 109-123. https://doi.org/10.1504/IJSURFSE.2015.068236
- Shahnazar, S., Bagheri, S., Abd Hamid, S.B. (2016). Enhancing lubricant properties by nanoparticle additives. International Journal of Hydrogen Energy, 41(4): 3153- 3170. https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2015.12.040
- Keropyan, A.M., Albagachiev, A.Y. Study of the Main Factors Affecting the Increase in the Friction Coefficient of Interacting Surfaces of Rail Vehicles. J. Mach. Manuf. Reliab. 53, 208– 211 (2024). <u>https://doi.org/10.1134/S1052618824700055</u>
- 4. Albagachiev, A.Y., Tokhmetova, A. Temperature Fluctuations of the Lubricant Layer under Friction. J. Mach. Manuf. Reliab. 53, 22–24 (2024). https://doi.org/10.1134/S1052618824010023

УДК 602.17

# ВЛИЯНИЕ ДОБАВОК В СОСТАВ ПОЛИМЕРА НА ЕГО ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ

Бирюков В.П. – к.т.н., в.н.с., Горюнов Я.А. – м.н.с.

Институт машиноведения им. А.А. Благонравова Российской академии наук, Москва e-mail: laser-52@yandex.ru

## INFLUENCE OF ADDITIVES IN THE COMPOSITION OF A POLYMER ON ITS TRIBOTECHNICAL CHARACTERISTICS

Biryukov V.P. – Candidate of Engineering Sciences, Head Scientist Researcher, Goryunov Ya.A. - Research Assistant

Mechanical Engineering Research Institute of the Russian Academy of Sciences, Moscow,

Russia

e-mail: laser-52@yandex.ru

**Abstract.** The paper presents the results of metallographic and tribotechnical studies of the friction pair caprolon-40Cr steel with MGE-10a oil supplied to the friction zone. The tests were carried out according to the scheme: "wide side of a flat sample (caprolon) - end face of an annular mandrel (40Cr). The obtained dependences of changes in the friction coefficient on the sliding speed showed that graphite-filled caprolon has a lower friction coefficient in comparison with pure caprolon.

Key words: caprolon, polyamide-6, PA-6, coefficient of friction, sliding speed.

Аннотация. В работе представлены результаты металлографических и триботехнических и исследований пары трения капролон-сталь 40Х при подаче в зону трения масла МГЕ-10А. Испытания проводили по схеме: «широкая сторона прямоугольного образца (капролон) – торец кольцевой оправки (40Х). Полученные зависимости изменений коэффициента трения от скорости скольжения, показали, что графитонаполненный капролон имеет меньший коэффициент трения в сравнении с ненаполненным капролоном.

**Ключевые слова:** капролон, полиамид-6, ПА-6, коэффициент трения, скорость скольжения.

Введение. Капролон (полиамид-6, ПА-6) представляет собой конструкционный полимер с высокими физико-механическими и триботехническими характеристиками. Благодаря этим свойствам он востребован во многих сферах производства. Детали, изготовленные из полиамида-6, более легкие и обладают низким уровнем шума, поэтому подходят для изготовления шестерен и червячных колес. Малый вес полимера способствует облегчению конструкции. Капролон широко применяется нефтегазовой В промышленности, машиностроении, судостроении, авиационной и железнодорожной промышленности. В машиностроении полиамид-6 используется как главная альтернатива бронзе при изготовлении антифрикционных, антивибрационных, электроизоляционных элементов: втулок, вкладышей, различных направляющих, уплотнителей, шкивов, уплотнительных колец, клапанов, колес, роликов и т. д. Полиамид, модифицированный графитом, является более износостойким в сравнении с натуральным ПА-6. Для более удобной обработки и получения конечной продукции, полуфабрикаты капролона выпускают в форме листов, пластин, кругов, стержней и труб.

Образцы [1] с диаметром 6 и длинной 50 мм состоящие из полиамида-6 (ПА-6) и ПА-6 с добавлением 6 мас. % гранулированной восковой смеси были выбраны для определения триботехнических характеристик. Испытания для определения триботехнических характеристик проводились по схеме «штифт (полиамид-6) – диск (сталь AISI 316L)» при нагрузке 50-100 Н и скорости скольжения 0,5-2,0 м/с. Путь трения составлял 2 км. Наименьший коэффициент трения 0,1-0,13 был зафиксирован при

испытании образцов ПА-6 с добавлением 6 мас. % гранулированной восковой смеси, что в 2,5-2,69 раз ниже, чем у образцов из ненаполненного полиамида-6 0,25-0,36. Минимальные значения удельной интенсивности изнашивания 1,2-1,8 $\cdot$ 10<sup>-5</sup> мм<sup>3</sup>/Нм были получены при нагрузке 100 Н образцов ПА-6 с добавлением 6 мас. % гранулированной восковой смеси, что в 66,6 раз меньше, чем у образцов из ненаполненного полиамида 0,8-1,2 $\cdot$ 10<sup>-3</sup> мм<sup>3</sup>/Нм. Установлено, что добавление 6 мас. % гранулированной восковой смеси в ПА-6 вызвало значительное снижение как коэффициента трения, так и удельной интенсивности изнашивания.

Для определения износостойкости были выбраны образцы [2], диаметром 5 и высотой 3 мм, изготовленные из полиамида-6 (ПА-6) и ПА-6 с добавлением 6 мас. % полиэтиленового (ПЭ) воска. Испытания для определения триботехнических характеристик были проведены по схемам «штифт (полиамид) – диск (сталь S235)» при давлении 3-8 МПа и скорости скольжения 0,14-0,22 м/с в течение 4 часов. Наименьший коэффициент трения 0,41-0,42 был зафиксирован у образцов ПА-6 с добавлением 6 мас. % ПЭ воска, что в 1,58-1,87 раз ниже, чем у образцов из ненаполненного полиамида 0,65-0,77. Наименьшая глубина изношенной лунки 0,18-0,19 мкм зафиксирована у образца ПА-6 с добавлением 6 мас. % ПЭ воска. Обнаружено, что полиамид-6 с добавлением 6 мас. % полиэтиленового (ПЭ) воска показывал повышенную износостойкость в сравнении с образцами из ненаполненного полиамида.

В работе по определению триботехнических характеристик образцы [3], диаметром 20 и высотой 30 мм, были изготовлены и разделены на несколько групп. Первая группа состояла из образцов алифатические поликетона (ПК) с добавлением 30 мас. % стекловолокна (СВ), диаметром 11 мкм и длинной 4,5 мкм. Вторая группа содержала образцы из ПК с добавлением 30 мас. % СВ и 3 мас. % этиленового терполимера (С1). Третья группа состояла из образцов ПК с добавлением 30 мас. % СВ и 3 мас. % малеиновый ангидрид полиэтилена (С2). Четвертая группа содержала образцы из полиамида-6 с добавлением 30 мас. % СВ. Пятая группа состояла из образцов полиамида-6 с добавлением 15 мас. % ПК, 30 мас. % СВ и 3 мас. % С1. Шестая группа содержала образцы из полиамида-6 с добавлением 25 мас. % ПК, 30 мас. % СВ и 3 мас. % С1. Седьмая группа состояла из образцов полиамида-6 с добавлением 15 мас. % ПК, 30 мас. % СВ и 3 мас. % С2. Восьмая группа содержала образцы из полиамида-6 с добавлением 25 мас. % ПК, 30 мас. % СВ и 3 мас. % С2. Содержание стеарата цинка в образцах составляло 3-5 мас. %. Испытания для определения триботехнических характеристик были проведены по схеме «штифт – диск» при нагрузке 40 Н и частоте оборотов диска 400 об/мин. Путь трения составил 5 км. Наименьший коэффициент трения 0.286 был зафиксирован у образцов из шестой группы. При этом минимальные значения удельной интенсивности изнашивания 1,11·10<sup>-6</sup> мм<sup>3</sup>/Нм были замечены у образцов из четвертой группы, что в 1,63-1,64 раз меньше, чем у образцов из второй и третьей группы. Установлено, что добавление в полиамид-6 поликетона и стекловолокна способствует уменьшению коэффициента трения и удельно интенсивности изнашивания.

Цель предлагаемой статьи заключается в определении влияния добавок в состав капролона на его триботехнические характеристики.

Материалы и оборудование. Для проведения триботехнических испытаний были выбраны конструкционные полимеры капролона ненаполненного (ПА-6), И графитонаполненного (ПА-6+Гр) марки К45, предоставленные ООО НТО «Альвис», г. Тула технические характеристики которых приведены в табл. 1. Образцы вырезали из заготовок полимеров прямоугольной формы с размерами 20×70×12 мм. Испытания для определения триботехнических характеристик выполняли по схеме: «торец кольцевой оправки (сталь 40X) – широкая сторона прямоугольного образца (полиамид)» при нагрузке 1,0 МПа и скорости скольжения 0,25-3,69 м/с в условиях смазки маслом МГЕ-10А. Торец кольцевой стальной оправки перед каждым циклом испытаний подвергали обработке наждачной бумагой зернистостью Р180, Р600 и Р1200 для предания различной

шероховатости поверхности. Испытания выполняли при нормальном атмосферном давлении и температуре.

		Разрушающее	Относительное
Марка материала	Плотность, $\Gamma/cm^3$	напряжение при	удлинение при
		растяжении, МПа	разрыве, %
ПА-6	1,16	70÷88	10÷20
ПА-6+Гр (К45)	1,16-1,17	75÷95	7÷20

Таблица 1. Технические характеристики капролона

**Результаты и их обсуждение.** На рис. 1 представлены результаты испытаний в виде графиков зависимостей коэффициента трения от скорости скольжения при испытании по 40Х обработанной наждачной бумагой зернистостью P180 (рис. 1, а), P600 (рис. 1, б) и P1200 (рис. 1, в). Замечено, что при скорости 1 м/с, коэффициент трения образцов графитонаполненного капролона снизился в 1,2-2 раза в сравнении с образцами ненаполненного капролона.



Рис. 1. Графики зависимости коэффициента трения от скорости скольжения при обработке стали 40Х наждачной бумагой Р180 (а), Р600 (б) и Р1200 (в): 1 – ненаполненный капролон, 2 – графитонаполненный капролон.

С повышением скорости скольжения значения коэффициента трения снижались во всем диапазоне скоростей. Наименьший коэффициент трения 0,038 был выявлен у образцов графитонаполненного капролона в паре с 40Х, обработанной наждачной бумагой зернистостью P1200. Коэффициент трения образцов ненаполненного капролона при тех же условиях составил 0,086.

**Выводы.** Получены закономерности изменения коэффициента трения от скорости скольжения при трении по стали 40Х. Проведенное исследование показало, что наименьшим коэффициентом трения скольжения 0,038 обладали образцы графитонаполненного капролона. Установлено, что добавление графита способствует снижению коэффициента трения в 1,2-2 раза в зависимости от шероховатости поверхности стального контробразца втулки.

## Литература

1. Ünal H., Yetgin S. H., Köse S., Tribological performance of polyamide 6/wax blend for rolling bearing, bushing and gear applications // International Journal of Chemistry and Technology, 2023. Vol. 7 (1) p.p. 75-81. DOI: 10.32571/ijct.1292871.

2. Keresztes R., Odrobina M., Nagarajan R., Subramanian K., Kalacska G., Sukumaran J., Tribological characteristics of cast polyamide 6 (PA6G) matrix and their composite (PA6G SL) under normal and overload conditions using dynamic pin-on-plate system // Composites Part B, 2019. Vol. 160 p.p. 119-130. DOI: 10.1016/j.compositesb.2018.10.017.

3. Uysal I. N., Tasdelen M. A., Comparison of mechanical and tribological properties of glass-fiber-reinforced polyketone and polyketone/polyamide 6 blend composites // Macromolecular Research, 2024. Vol. 32 p.p. 663-671. DOI: 10.1007/s13233-024-00260-y.

# ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОТВЕРДОСТЬ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ СТАЛИ

Бирюков В.П.<sup>1</sup> – к.т.н, в.н.с., Якубовский А.А.<sup>1</sup> – аспирант, м.н.с. <sup>1</sup>Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия <u>anton.at444@gmail.com</u>

## INFLUENCE OF LASER PROCESSING TECHNOLOGY ON THE MICROHARDNESS OF SURFACE LAYERS OF STEEL

**V.P. Biryukov**<sup>1</sup> – Ph.D., **A.A. Yakubovsky**<sup>1</sup> - postgraduate student, junior researcher, <sup>1</sup>Mechanical Engineering Research Institute of the Russian Academy of Sciences, 4, Moscow, Russia

anton.at444@gmail.com

**Abstract.** The paper presents the results of determining the microhardness of samples made of steel 25 with 100% and 60% of the quenching area and the wear intensity in a friction pair with a counterplate made of steel 45. It was found that at 100% of the quenching area, tempering zones were formed that had a hardness of 250-350 HV<sub>0.1</sub>, and the hardness of samples with 60% of the quenching area was 100-150 HV<sub>0.1</sub> higher than the hardness of the tracks at 100% quenching, which was the main reason for the 1.94-fold increase in wear resistance.

Key words: laser hardening, wear intensity, microhardness, tempering zones.

Аннотация. В работе представлены результаты определения микротвердости образцов из стали 25 с 100% и 60% площадью закалки и интенсивности изнашивания в паре трения с контробразцом из стали 45. Было выявлено, что при 100% площади закалки образуются зоны отпуска, которые имели твердость 250-350  $HV_{0,1}$ , а твердость образцов с 60% площади закалки была выше на 100-150  $HV_{0,1}$ , по сравнению твердостью дорожек при 100% закалке, что было основной причиной повышению износостойкости в 1,94 раза. Ключевые слова: лазерная закалка, интенсивность изнашивания, микротвердость, зоны отпуска.

**Введение.** Применение различных технологий упрочнения для повышения износостойкости стали широко используется в машиностроении, однако для подвижного состава до сих пор ряд деталей изготавливаются из материалов, полученных прокаткой или литьем без упрочнения поверхностей трения. Некоторые марки сталей, включая сталь 25, требуют дополнительного изучения для использования новых технологий, таких как лазерное упрочнение. Исследования по лазерному упрочнению, проведенные радом авторов, представлены ниже.

Образцы [1] из стали AISI 1020 с размерами  $30 \times 30 \times 3$  мм были закалены с помощью волоконного лазера (IPG Photonics YLR-150/1500- QCW) в разных газовых средах, воздух (1), аргон (2), диоксид углерода (3), пропан (4), с одинаковыми параметрами закалки: фокусное расстояние – 310 мм, мощность 0,25 кВт, скорость 10 мм/с. Ширина и глубина закалки были следующими: (1) – 511, 179; (2) – 495, 162; (3) – 534, 145, (4) 504, 181 мкм, соответственно. Микротвердость закаленных образцов составила: (1) – 395; (2) – 458; (3) – 350, (4) 914 HV, а у материала основы составляла 170 HV. Закалка в аргоне давала не на много большую твердость, чем на воздухе из-за уменьшения поверхностного окисления, диоксид углерода привел к снижению твердости из-за обезуглероживания поверхности. Увеличение твердости под воздействием пропана было вызвано науглероживанием поверхности во время лазерного нагрева.

С помощью [2] волоконного лазера (ЛК-150/1500-QCW-AC) упрочняли стали У8 и У10 с размерами образцов 10×10×1,5 мм со следующими параметрами: мощность 0,13 кВт, скорость 3 мм/с, фокусное расстояние 100 мм, диаметр луча 0,6-0,8 мм.

Микротвердость после закалки сталей составляла, У8-610. У10-700  $HV_{0.1}$ . Трибологические испытания проводились по схеме «шар (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> диаметром 6 мм)плоскость (образец стали У8 или У10)», полная амплитуда и частота возвратнопоступательного движения составляли 1 мм и 10 Гц соответственно при вертикальной нагрузке 5 Н. Коэффициент трения стали У8 был до обработки 0,92, после 0,94, а стали У10 - 0,92 и 0,88 соответственно. Скорость износа для стали У8 была 9,7, а для стали У10 7,1 ·10<sup>-10</sup>, мм<sup>3</sup>/Н/м. Лазерная обработка увеличивала микротвердость сталей, понижая их скорость износа. Минимальные значения коэффициента трения и скорости износа были получены у образцов стали У10.

Лазерная закалка [3] проводились на шлицах из стали AISI 4340 с диаметром 29 мм, углом наклона боковой поверхности 15° и 20° и глубины зубьев шлицев, которая варьируется в трех различных глубинах: 2,5, 3 и 3,5 мм, со следующими параметрами закалки: мощность излучения (P)-1,9, 2,2, 2,5 кВт, скорость сканирования (V) - 2, 4 и 6 мм/с частота вращения (n) -1500, 2000 и 2500 мин<sup>-1</sup>. Глубина слоя при P=1,9 кВт, V = 4 мм/с, и n =2000 мин<sup>-1</sup> при угле наклона 15° составляла 0,05 мм на вершине и 0,05 мм на зубе шлица, а при P=2,5 кВт, V = 2 мм/с, n = 2500 мин<sup>-1</sup> при угле наклона 20° глубина зон закалки составляла 0,95 мм и 0,45 мм соответственно. Твердость закалённых образцов у основания зуба была 53, а на вершине зуба 51 HRC. Испытания, в ходе которых параметры закалки систематически изменялись, показали, что на глубину зон закалки в основном влияют мощность лазера и скорость сканирования. Эти факторы вносят вклад приблизительно в 70% в изменения глубины закалки.

Цель работы – определение влияния площади закалки на микротвердость поверхности и интенсивность изнашивания образцов из стали 25.

Материалы и оборудование. Образцы из стали 25 были закалены на лазерном автоматизированном технологическом комплексе оснащенным установкой «Комета-М» при мощности излучения 0,7-1,0 кВт, скорости обработки 7-10 м/с, и диаметрах луча 4-6 мм, на образцах из стали 25 с размерами  $70 \times 20 \times 12$  мм. Лазерное упрочнение образцов выполняли с наложением дорожек при 100% закалке (Sзак. 100%) поверхности образца и с закалкой 60% площади (Ѕзак. 60%) поверхности образца. Для металлографических исследований использовали цифровой микроскоп Dino-Lite Pro AM423ML, металлографический микроскоп, микротвердомер ПМТ-3М с нагрузкой на индентор 0.98 Н. Для определения геометрических параметров и микротвердости зон закалки и отпуска были изготовлены микрошлифы поперечного сечения с размерами 10×20×12 мм. Также были проведены испытания на определение интенсивности изнашивания по схеме: (широкая поверхность прямоугольного образца, сталь 25)-торцевая «плоскость поверхность втулки, контробразца (сталь 45)».

Результаты И обсуждение. Ha 1 представлены рис. микрошлифы термоупрочненных лазером образцов из стали 25. Глубина зон закалки для образцов с наложением дорожек изменялась в пределах 0,9-1,4 мм и при ширине зон 5,2-6,3 мм, а для образцов с 60% площадью глубина зон составляла 0,57-0,65 мм при их ширине 6,9-7,2 мм. При измерении микротвердости на микрошлифах образцов с перекрытием дорожек закалки при 100% площади закалки и с площадью закалки 60%, получены значения микротвердости 468-477, 495-600 HV<sub>0.1</sub> соответственно. Также была измерена микротвердость на поверхности и глубине 100 мкм на образцах с 20% наложением дорожек при Ѕзак. 100% и поверхность образца с Ѕзак. 60%.



Рис.1. Микрошлифы поверхности лазерной закалки стали 25: а- Sзак. 100%, б- Sзак. 60% без наложения

На рис. 2 представлены графики микротвердости с поверхности и на глубине 100 мкм при S3ак. 100%. При переходе к закалке последующих дорожек образуются зоны отпуска, твердость которых составляла 250-350  $HV_{0,1}$ . При закалке образцов одиночными дорожками с S3ak. 60%, рис. 3 микротвердость дорожек измеренная на поверхности образцов выше на 100-140  $HV_{0,1}$ , чем у образцов с наложением дорожек, что и определило повышение износостойкости в 1,94 раза этих образцов (таблица 1).



икротвероость ооризцов стали 25 при 100% закалке поверхности об а — на поверхности образца, б — на глубине 100 мкм



Рис.3. Микротвердость измеренная на поверхности образцов стали 25 при 60% площади закалки

Образец	No	Интенсивность изнашивания образца	Средняя интенсивность изнашивания	Интенсивность изнашивание втулки, сталь	Средняя интенсивность изнашивания втулки, сталь 45	
		J <sub>1</sub> •10 <sup>-9</sup>	изпашивания	45	J <sub>2</sub> •10 <sup>-9</sup>	
Сталь 25, Ѕзак.	1.1	0,59		0,55		
	1.2	0,72	0,64	0,6	0,57	
100%	1.3	0,63		0,57		
	2.1	0,29		0,32		
Сталь 25, Sзак 60%	2.2	0,38	0,33	0,33	0,32	
25 <b>u</b> it. 0070	2.3	0,34		0,31		
	3.1	1,84		1,1		
Сталь 25	3.2	1,89	1,85	1,2	1,07	
	3.3	1,82		0,9		

Таблица 1. Интенсивность изнашивания образцов (сталь 25) и контробразцов (сталь 45)

Заключение. При закалке образцов с Sзак. 100% были образованы зоны отпуска, микротвердость в которых снижалась до 250-350  $HV_{0,1}$ , а микротвердость одиночных дорожек при Sзак. 60% была выше на 100-150  $HV_{0,1}$ , чем на дорожках образцов при 100% закалке, что снижало интенсивность изнашивания этих образцов в 1,94 раза.

## Литература

1. Maharjan N., Zhou W., Wu N. Direct laser hardening of AISI 1020 steel under controlled gas atmosphere // Surface & Coatings Technology. 2020. Vol. 385. 125399. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2020.125399.

2. Sidashova A.V., Kozakovb A.T., Yaresko S.I. Study of the phase composition and tribological properties of carbon tool steels after laser surface hardening by quasi - CW fiber laser // Surface & Coatings Technology. 2020. Vol. 385. 125427. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2020.1254273.

3. Barka N., Sattarpanah Karganroudi S., Fakir R., Thibeault P., Feujofack Kemda V.B. Effects of Laser Hardening Process Parameters on Hardness Profile of 4340 Steel Spline—An Experimental Approach // Coatings. 2020.Vol. 10. Issue 4. pp. 342-354. Doi:10.3390/coatings10040342.

УДК 620.178.746.2:539.25

# ВЛИЯНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ ГОРЯЧЕКАТАНОЙ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ НИЗКОЛЕГИОРОВАННОЙ СТАЛИ НА РАССЕЯНИЕ ЗНАЧЕНИЙ УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ ПО РЕЗУЛЬТАТАМ МНОЖЕСТВЕННЫХ ИСПЫТАНИЙ НА УДАРНЫЙ ИЗГИБ

**Воркачев К.Г.**<sup>1</sup> – к.т.н., научный сотрудник, **Кантор М.М.**<sup>1</sup> – к.т.н., ведущий научный сотрудник, **Боженов В.А.**<sup>1</sup> – старший научный сотрудник, **Солнцев К.А.**<sup>1</sup> – академик РАН д.х.н., научный руководитель ИМЕТ РАН

<sup>1</sup>Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, г. Москва, Ленинский пр-кт, дом. 49.

KGV@imet.ac.ru

## INFLUENCE OF HOT-ROLLED LOW-CARBON LOW-ALLOY STEEL MICROSTRUCTURE ON THE IMPACT TOUGHNESS SCATTERING VALUES AFTER MULTIPLE CHARPY IMPACT TESTS

**Vorkachev K.G.**<sup>1</sup> – p.h.d., researcher, **Kantor M.M.**<sup>1</sup> – p.h.d., lead researcher, **Bozhenov V.A.**<sup>1</sup> – senior researcher, **Solntsev K.A.**<sup>1</sup> - academician, scientific advisor A.A. Baikov IMET RAS

<sup>1</sup>A.A. Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of Russian Academy of Sciences, Moscow, Leninsky ave. 49.

KGV@imet.ac.ru

Abstract. The analysis of hot-rolled low-carbon low-alloy steel microstructure influence on Charpy impact toughness scattering values has been conducted by means of optical microscopy, electron backscattered diffraction and energy dispersive spectrometry. The investigation has been carried out on the metallographic specimens sectioned close to the fracture surfaces. It has been established that two  $\gamma \rightarrow \alpha$  variants are realized in microstructure. The higher the summary width of martensite-bainite layers under Mn, Si, P segregation conditions ferrite-pearlite microstructure, the lower the Charpy impact toughness values are.

Key words: Impact toughness, Microstructure, hot rolling, low carbon low alloy steel

Аннотация. Анализ влияния микроструктуры горячекатаного проката низкоуглеродистой низколегированной стали на рассеяние значений ударной вязкости проведен посредством оптической микроскопии, дифракции отраженных электронов и рентгеноспектрального микроанализа. Исследована микроструктура ударных образцов в сечениях близких к поверхности разрушения. Установлено, что в микроструктуре реализуется два варианта  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения. В ферритно-перлитной микроструктуре проката с повышением суммарной ширины мартенситно-бейнитных прослоек в условиях осевой сегрегации по Mn, Si, P происходит снижение значений ударной вязкости.

**Ключевые слова:** Ударная вязкость, Микроструктура, Горячая прокатка, Низкоуглеродистая низколегированная сталь

## Введение

При множественных испытаниях стандартных образцов горячекатаной низкоуглеродистой низколегированной стали на ударный изгиб в интервале температур от -60°C до +20°C выявлено рассеяние значений ударной вязкости [1]. При температуре - 60°C в совокупности результатов испытаний на ударный изгиб наблюдали повышенное рассеяние значений ударной вязкости с значительным размахом. Наименьшее значение ударной вязкости составляло 15 Дж/см<sup>2</sup>, а наибольшее 180 Дж/см<sup>2</sup>.

Горячекатаные низкоуглеродистые низколегированные марганец-углеродные стали относят к ферритно-перлитному классу [2]. Анализ микроструктуры на <sup>1</sup>/<sub>4</sub> по толщине

проката не позволил установить связь между характеристиками микроструктуры и рассеянием значений ударной вязкости. Однако известно, что в результате процессов кристаллизации и последующего  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения в осевой области слитков и проката формируются макроскопические области, обогащенные легирующими элементами и содержащие повышенную концентрацию неметаллических включений [3]. Сегрегация С и Мп приводит к формированию в процессе охлаждения на фоне ферритно-перлитной микроструктуры более прочных и твердых продуктов промежуточного  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения [4,5]. В зависимости от степени химической неоднородности в сердцевине проката могут образовываться области мартенсита, бейнита, М-А составляющей [6].

Настоящая работа направлена на установление взаимосвязи между микроструктурой и ударной вязкостью горячекатаной низкоуглеродистой низколегированной стали с выраженной осевой сегрегацией.

## Материал и методика

Объектами исследования являлись стандартные образцы стали 09Г2С в горячекатаном состоянии размером 10x10x55 мм с U-образным надрезом после испытаний на ударный изгиб при температуре -60°С. Химический состав стали приведен в Таблице 1.

Таблица 1	. Хим	ический	состав.	Доля	по	массе	%.
-----------	-------	---------	---------	------	----	-------	----

С	Si	Mn	Р	S	Cr	Ni	Cu	Al	Ti
0,121	0,69	1,59	0,013	0,008	0,063	0,08	0,178	0,043	0,02

Более подробное описание материала, механических свойств и методики испытаний на ударный изгиб приведены в работе [1].

Изучение макро и микроструктуры проведено на металлографических шлифах сечений стандартных поперечных ударных образцов, продольных вырезанных параллельно поверхности разрушения на глубине ~0,5 мм. Микротвердость составляющих микроструктуры определена по методу Виккерса посредством индентации алмазной пирамидкой с нагрузкой 10 г в течение 10 с. Для определения составляющих микроструктуры в области сердцевины проката осуществлена одновременная съемка ориентационных карт дифракции отраженных электронов (ДОЭ) И карт рентгеноспектрального микроанализа (РСМА) на двухлучевом растровом электронном микроскопе CrossBeam 1540 EsB, оснащенном детекторами ДОЭ и РСМА. Для точного определения локального химического состава в области осевой сегрегации проведено детальное сканирование РСМА по линии ±300 мкм от сердцевины проката. Сбор информации осуществлялся по линии в 150 дискретных точках с шагом в 4 мкм. В каждой точке определяли 25000 рентгеновских квантов.

## Результаты эксперимента и обсуждение

На рис. 1 приведено изображение микроструктуры после травления ниталом в сечении вблизи поверхности разрушения ударного образца. В осевой области горячекатаных образцов в однородной полосчатой ферритно-перлитной микроструктуре выявлены прослойки из составляющих микроструктуры, отличающиеся более слабой травимостью и наличием реек. Изучение микротвердости показало, что наблюдаемые прослойки обладают большими значениями микротвердости по сравнению с микроструктурой окружающей матрицы 234-737 HV01 и 61-316 HV01 соответственно. Разброс значений внутри прослоек указывает на их неоднородность.



Рис. 1 – Микроструктура в сечении удаленном на 0,5 мм параллельно поверхности разрушения образцов после испытаний на ударный изгиб при -60°С. Травление нитал. ОМ.

Детальное изучение микроструктуры в осевой области ударных образцов проведено совместным применением методов дифракции отраженных электронов (ДОЭ) и рентгеноспектрального микроанализа (РСМА), рис.2.



Рис. 2 – Микроструктура осевой области ударных образцов. ДОЭ + РСМА.: (a) карта Band Slope (BS) + специальные границы зерен; (б) карта средних керенеловских разориентаций (СКР) + границы зерен; (в) карта фазового контраста и локального химического состава; (г) карта BS + карта в представлении обратной полюсной фигуры для аустенита (А).

На фоне ферритно-перлитной микроструктуры в осевой области образцов присутствуют продукты незавершенного  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения. Преимущественно прослойки состояли из составляющих, проявляющих реечную морфологию границ зерен: мартенсита (М) и бейнита (Б). На картах Band Slope (BS), характеризующих искажения кристаллической решетки [7], мартенситные области проявляли наименьшие значения (черный цвет), бейнитные – промежуточные (серый), рис. 2(а). Характерным отличием М областей служило наличие двойниковых границ зерен Σ3 (красный цвет). М-Б прослойки характеризовались повышенным содержанием локальных разориентаций 1,2-1,6° на картах средних кернеловских разориентаций (СКР) [8] и высокой плотностью высокоугловых и малоугловых границ зерен 0,49 мкм<sup>-1</sup> и 0,19 мкм<sup>-1</sup> соответственно, рис. 2 (б). Также в осевой микроструктуре присутствовали, выявляемые по ГЦК-структуре, островки остаточного аустенита (А) и мартенсит-аустенитной составляющей (М-А), рис. 2 (в). На основе РСМА данных о локальном химическом составе установлено, что в мартенситно-бейнитных прослойках вдоль направления прокатки были сконцентрированы строчечные неметаллические включения. В частности, на приведенном изображении отмечаются деформированные вытянутые включения MnS (зеленый) и полигональные включения TiN (синий) размерами 10-20 мкм и 1-2 мкм соответственно. Близкие ориентации островков остаточного аустенита на карте в представлении обратной полюсной фигуры (ОПФ) свидетельствуют о том, что в пределах (по ширине) мартенситно-бейнитной прослойки превращение происходило из одного зерна бывшего аустенита, рис. 2 (г).

Ширина М-Б прослоек варьировалась в диапазоне от 9 мкм до 500 мкм. Так как в осевой области образцов могло наблюдаться несколько М-Б прослоек, для определения

соотношений микроструктура – ударная вязкость в качестве характеристики выбрана их суммарная ширина, рис. 3.



*Рис. 3 – Соотношение ударная вязкость КСU<sup>60</sup> – содержание М-Б прослоек в осевой области образца.* 

Выявлена зависимость ударной вязкости от суммарной ширины М-Б прослоек. Увеличение суммарной ширины М-Б прослоек приводило к снижению величин ударной вязкости.

Для изучения влияния осевой сегрегации на фазовые превращения в осевой области ударных образцов проведено изучение линейного распределения концентрации марганца, кремния и фосфора методом PCMA, рис. 4.



Рис. 4 – Локальное распределение химического состава. РСМА.: (а,б) Линейные сканы; (в) зависимость КСU<sup>-60</sup> от суммарного содержания Mn, Si, P.

Образцы с меньшими значениями ударной вязкости, рис. 4 (а), показывали большее содержание Mn, Si, P, сосредоточенного в области осевой сегрегации в М-Б прослойках, чем образцы с большими значениями ударной вязкости, рис. 4 (б). Установлено, что с повышением концентрации Mn, Si и P в осевой области ударных образцов происходит снижение величины KCU<sup>-60</sup>, рис. 4 (в).

Реализация двух вариантов  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения сама по себе приводит к повышению неоднородности микроструктуры горячекатаного проката. Несмотря на то, что содержание М-Б прослоек незначительно 1-4%, их влияние на ударную вязкость проявляется явно и может быть измерено при анализе каждого отдельного образца. С этой точки зрения, М-Б прослойки являются основным детерминирующим фактором, присущим микроструктуре и не зависящим от факторов, которые проявляют себя случайным образом. К статистическим источникам ранних разрушений при низкой степени пластической деформации ударных образцов можно отнести неметаллические включения MnS и TiN [9], позиции которых в основном совпадают с расположением мартенситно-бейнитных прослоек. Особенности микромеханизмов разрушения требуют дальнейшего более детального рассмотрения.

## Выводы

1. В микроструктуре горячекатаного проката низкоуглеродистой низколегированной стали 09Г2С наблюдается реализация двух вариантов  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения. Образование более твердых мартенситно-бейнитных прослоек в осевой зоне проката в условиях сегрегации по Mn, Si и P повышает неоднородность преимущественно ферритно-перлитной микроструктуры, что в свою очередь приводит к рассеянию значений ударной вязкости.

2. Несмотря на то, что содержание мартенситно-бейнитных прослоек варьируется от 1 до 4%, эта зона микроструктуры может рассматриваться как детерминирующий фактор, в отличие от случайных факторов рассеяния значений ударной вязкости. Минимальным значениям ударной вязкости соответствует наибольшая суммарная ширина мартенситно-бейнитных прослоек и наибольшая концентрационная неоднородность по Mn, Si и P.

## Литература

1. Кантор М.М., Боженов В.А. Рассеяние значений ударной вязкости низколегированной стали в критическом интервале хладноломкости // Материаловедение. №11. 2013. С.3-15.

2. G. Krauss. Steels: Processing, Structure, and Performance. ASM international. 2015.

3. G. Krauss. Solidification, Segregation, and Banding in Carbon and Alloy Steels. // Metallurgical and Materials Transactions B. V. 34B, 2003. P.781-792.

4. F. Guo, X. Wang, W. Liu, C. Shang, R. D. K. Misra, H. Wang, T. Zhao, C. Peng. The Influence of Centerline Segregation on the Mechanical Performance and Microstructure of X70 Pipeline Steel. // Steel research international. 2018, 89, 1800407.

5. Kovalyova, T., Issagulov, A.,Kovalev, P.; Kulikov, V., Kvon, S., Arinova, S. Structural Anisotropy Parameters' Effect on the Low-Temperature Impact Strength of Alloy Steels in Rolled Products. Metals 2023, 13, 1157.

6. F. Guo, W. Liu, X. Wang, R.D.K. Misra, C. Shang. Controlling Variability in Mechanical Properties of Plates by Reducing Centerline Segregation to Meet Strain-Based Design of Pipeline Steel. // Metals 2019, 9, 749.

7. S.I. Wright, M. M. Nowell. EBSD Image Quality mapping // Microscopy and microanalysis, V.12, Iss: 1, 2006. P. 72-84

8. S.I. Wright, M. M. Nowell, D.P. Field. A review of strain analysis using electron backscatter diffraction // Microscopy and microanalysis.V.17. Iss: 3, 2011. P. 316-329.

9. X. Z. Zhang and J. F. Knott. The statistical modelling of brittle fracture in homogeneous and heterogeneous steel microstructures // Acta Materialia 48(9). 2000. P. 2135-2146.

# ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ЗАГОТОВКИ ИЗ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА ЭП741НП ИЗ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО ПОРОШКА. ПОЛУЧЕННОГО МЕТОЛОМ ГАЗОВОЙ АТОМИЗАЦИИ

Демченко А.А.<sup>1</sup>, инженер-технолог, Хлыбов А.А.<sup>2</sup>, д.т.н., профессор 1 – АО «Русполимет», Нижегородская обл., г. Кулебаки 2 – НГТУ им. Р.Е. Алексеева. г. Нижний Новгород E-mail: alinademchenko88@gmail.com

## RESEARCH OF THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF A BLANKS FROM HEAT-RESISTANT ALLOY EP741NP FROM METAL POWDER OBTAINED BY THE METHOD OF GAS ATOMIZATION

**A.A. Demchenko**<sup>1</sup>, Process Engineer, **A.A. Khlybov**<sup>2</sup>, Ph.D., Professor 1 - Ruspolymet JSC, Kulebaki, Nizhny Novgorod region 2 - Nizhny Novgorod State Technical University n.a. R.E. Alekseev, Nizhny Novgorod E-mail: alinademchenko88@gmail.com

Abstract. The results of the influence of the fractional composition of metal powder produced by the method of gas atomization on the microstructure of blanks of EP741NP alloy are presented. The prospects of using the technology of producing blanks of GTE discs from Nibased superalloy produced from gas atomization powder to reduce the cost and reduce the duration of the cycle of manufacturing products are noted.

**Key words:** gas atomization, disk blank, GTE, Ni-based superalloy, powders, microstructure.

Аннотация. Представлены результаты влияния фракционного состава металлического порошка, полученного методом газовой атомизации на микроструктуру заготовок из сплава ЭП741НП. Отмечена перспективность использования технологии получения заготовок дисков ГТД из жаропрочного никелевого гранулируемого сплава, полученного из порошка газовой атомизации для снижения себестоимости и сокращения длительности цикла изготовления изделий.

Ключевые слова: газовая атомизация, заготовка диска, ГТД, жаропрочный никелевый сплав, гранулы, микроструктура.

Одной из актуальных проблем деталей, изготовленных методами порошковой металлургии, является наличие микропор. Микропоры приводят к значительному снижению физико-механических характеристик. Технология горячего изостатического прессования (ГИП) позволяет решить данную проблему за счёт снижения пористости и повышения комплекса физико-механических характеристик [1].

В качестве материала для исследования был выбран жаропрочный никелевый сплав ЭП741НП. Химический состав представлен в табл. 1.

Табл	Таблица I. Химическии состав сплава ЭП/41НП, в % мас.							
Ti	Cr	Fe	Co	Ni	Nb	Mo	W	
1,71	8,90	0,86	17,56	60,74	2,95	4,39	1,52	

Таб.	лица 1	. Химический	состав	сплава	ЭП741НП,	в % мас
------	--------	--------------	--------	--------	----------	---------

Полученный методом газовой атомизации порошок ЭП741НП имеет фракцию 20-63 мкм, насыпную плотность 5,68 г/см3, текучесть 2,3 г/с и удельную поверхность 446 см2/г

В качестве оснастки для изготовления цилиндрических образцов использовались капсулы (полые цилиндры) из стали 20 (ГОСТ 1050-2013) цилиндрической формы, длиной 200 мм, диаметром 140 мм и толщиной стенки 2 мм.

Из заготовки, полученной методом ГИП (T = 1150 °C, P = 120 МПа) были вырезаны

7 образцов от края до центра с размерами 10x10x10 мм для оценки изменения плотности и микротвердости.

Металлографический анализ образцов проводили по стандартной схеме: шлифовка, полировка и последующее травление в растворе Васильева (HCl – 25 см3, H2SO4 – 12,5 см3, H2O – 25 см3, CuSO4 – 5 г). Изображения частиц порошка, а также микроструктуры исследуемых образцов получены при помощи оптического микроскопа Keyence VHX– 1000. На основании полученных изображений был проведен анализ пористости, определен размер частиц порошка и определен фактор формы, представляющий собой отношение максимального линейного размера проекции частицы (*l*max) к ее минимальному размеру (*l*min) в соответствии с ГОСТ 25849–83 (*lmax lmin*) с помощью программы Thixomet PRO. В программу загружали изображение микроструктуры и производили цифровой анализ.

Для определения плотности необходимо произвести взвешивание испытуемых образцов сначала на воздухе, затем в дистиллированной воде. Взвешивание производили на прецизионных аналитических весах ВЛА-200 при температуре окружающего воздуха 21 °C в соответствии с ГОСТ 20018–74.

Для определения микротвердости использовали микротвердомер ИТВ-1-АМ при нагрузке 1 кГс и времени выдержки 15 с. Измерение микротвердости проводили по всему сечению заготовки.

Растяжение образцов проводили на разрывной машине УМЭ-10ТМ, оборудованной цифровыми интеллектуальными датчиками силы и перемещения от ZETLAB, при скорости нагружения 5 мм/мин при T = 20...900°C. Для проведения испытаний на одноосное растяжение были получены плоские образцы в соответствии с ГОСТ 1497.

В ходе исследования было проанализировано более 800 частиц порошка сплава ЭП741НП в программном комплексе Thixomet PRO.

На основании полученных статистических данных была построена гистограмма распределения размера частиц порошка сплава ЭП741НП в мкм (рис. 1).



Рис. 1. Гистограмма распределения размера частиц порошка ЭП741НП

Цифровая обработка изображений в программном комплексе Thixomet PRO показала, что типовая форма частиц исследуемого порошка сферическая (53,6 %) и округлая (45,7 %), а основная категория зернистости порошков тонкая и средняя (10...100 мкм). На рис.2 представлены результаты анализа измерения остаточной пористости на основании полученных микроструктур образцов, вырезанных из заготовки.



Рис. 2. Исходные и проанализированные микроструктуры образцов, вырезанных из заготовки, полученной по технологии ГИП при T = 1150 °C (×500): 1 – 0...10 мм (край заготовки); 2 – 10...20 мм; 3 – 20...30 мм; 4 – 30...40 мм; 5 – 40...50 мм; 6 – 50...60 мм; 7 – 60...70 мм (центр заготовки)

Микроструктура жаропрочного никелевого сплава ЭП741НП по сечению заготовки, полученной по технологии ГИП при T=1150°С представлена твердым раствором на основе никеля (γ-фаза), упрочняющими интерметаллидными фазами типа NixMe(γ'-фаза), первичными карбидами фазами типа (Nb,Ti)С и частицами вторичных

карбидов типа Me23C6. Видно, что размер зерен матрицы (ү-фазы) соответствует размерам гранул, используемых при газостатировании.

На основании цифрового анализа была построена зависимость, отражающая изменение остаточной пористости по сечению заготовки (рис. 3).



Рис. 3. Изменение пористости по сечению заготовки из сплава ЭП741НП

Установлено, что по мере отдаления от края заготовки к ее центру, наблюдается увеличение содержания пор, размер которых лежит в диапазоне 1...20 мкм. Наличие пор преимущественно в центре заготовки объясняется недостаточным давлением, температурой и временем выдержки при газостатировании.

В ходе работы были получены зависимости изменения плотности (рис. 4, а) и микротвердости (рис. 4, б) по сечению исследуемой заготовки.



Рис. 4. Распределение физико-механических свойств по сечению заготовки из сплава ЭП741НП: а – плотности, б – твердости

Анализируя приведенные зависимости, можно сказать, что край заготовки имеет наибольшие значения плотности и микротвердости, что объясняется «арочным эффектом». При совместном действии высоких температур и давлений при газостатировании образуются заметно упрочненные участки или «арки», не полностью передающие давление внутренним областям. В результате этого, на внешней части заготовки диффузионные процессы протекают быстрее по сравнению с внутренними частями заготовки, образуется беспористая структура, обладающая повышенными физико-механическими характеристиками.

После проведения механических испытаний были получены основные свойства

образцов, представленные в табл. 2.

Образец	Тисп, °С	δ, %	<b>б0,2,</b> МПа	бв, МПа	бв/б0,2
1	20	15,17	885,5	1277,5	1,426
2	650	11,42	813,0	1155,0	1,421
3	900	5,27	353,9	567,0	1,602

Таблица 2. Механические свойства образцов после ГИП при разных температурах испытаний

#### Заключение

1. Проведен анализ порошка ЭП741НП, используемого для получения заготовок с использованием технологий ГИП

2. Гранулометрический состав исходного порошка практически не влияет на анизотропию полученных заготовок: заготовки можно считать изотропными, хотя в отдельных случаях наблюдается небольшая «вытянутость» зерен по радиусу заготовки (по результатам анализа размера зерна).

3. Результаты измерений плотности и твердости материала говорят о неоднородности процессов, протекающих при ГИП. Это необходимо учитывать при изготовлении сложных и массивных изделий с использованием технологий ГИП.

4. Полученные результаты механических свойств удовлетворяют требованиям нормативной документации на продукцию, поэтому исследования в данном направлении продолжаются

## Литература

1. Агеев С. В., Гиршов В. Л. Горячее изостатическое прессование в порошковой металлургии // Металлообработка. 2015. №4

## ОЦЕНКА КОНТАКТНОЙ ВЫНОСЛИВОСТИ МАТЕРИАЛА ПОСЛЕ ЕГО НАКАТЫВАНИЯ РОЛИКОМ И ВОЛНОВОГО ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ<sup>1</sup>

Киричек А.В. <sup>1</sup> – д.т.н., проректор по перспективному развитию, Соловьев Д.Л.<sup>2</sup> – д.т.н., профессор кафедры ТМС, Андросов К.Ю. <sup>1</sup> - научный сотрудник, Баринов С.В.<sup>2</sup> – к.т.н, доцент кафедры ТМС, Силантьев С.А.<sup>2</sup> – к.т.н, доцент кафедры ТМС, Яшин А.В.<sup>2</sup> – к.т.н, заведующий кафедрой ТМС, Григорьева Н.А.<sup>2</sup> – старший преподаватель кафедры ТМС

<sup>1</sup> Брянский государственный технический университет <sup>2</sup> Муромский институт (филиал) Владимирского государственного университета e-mail box64@rambler.ru

## ASSESSMENT OF CONTACT ENDURANCE OF MATERIAL AFTER ITS ROLLING WITH A ROLLER AND WAVE STRAIN HARDENING

Kirichek A.V.<sup>1</sup> – Doctor of Technical Sciences, Vice-Rector for Prospective Development, Soloviev D.L.<sup>2</sup> – Doctor of Technical Sciences, Professor of the Department of TMS, Androsov K.Yu.<sup>1</sup> - researcher, Barinov S.V.<sup>2</sup> - Ph.D., Associate Professor of the Department of TMS, Silantiev S.A.<sup>2</sup> - Ph.D., Associate Professor of the Department of TMS, Yashin A.V.<sup>2</sup> - Ph.D. n, head of the department of TMS, Grigorieva N.A.<sup>2</sup> – senior lecturer of the department of TMS <sup>1</sup>Bryansk State Technical University

2 Murom Institute (branch) of Vladimir State University e-mail box64@rambler.

Аннотация: Установлена возможность получения поверхностного слоя с гетерогенными областями волновым деформационным упрочнением. Проведена сравнительная оценка контактной выносливости материала после его накатывания роликом и волнового деформационного упрочнения.

**Ключевые слова:** поверхностное пластическое деформирование, твердость, долговечность, равномерность упрочнения, гетерогенная структура, контактная выносливость.

**Abstract:** The possibility of obtaining a surface layer with heterogeneous regions by wave strain hardening has been established. A comparative assessment of the contact endurance of the material after its rolling with a roller and wave strain hardening has been carried out.

**Key words:** surface plastic deformation, hardness, durability, uniformity of hardening, heterogeneous structure, contact endurance.

Долговечность зубчатых колес обычно определяется состоянием их поверхностного слоя. Для них контактная выносливость поверхностного слоя является одним из важных эксплуатационных свойств. В результате действия на поверхность таких деталей локальных циклических контактных нагрузок в поверхностном слое зарождаются микротрещины, которые в дальнейшем приводят к отслоению частиц металла и образованию на поверхности ямок (выкрашиваний). При достижении определенных размеров выкрашиваний и их количества дальнейшая эксплуатация детали становиться невозможной.

<sup>&</sup>lt;sup>1</sup> Благодарности: работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования РФ, работа «Проведение фундаментальных научных исследований» в рамках базовой части государственного задания Минобрнауки РФ по проекту №FZWR-2024-0003 (№ 075-00150-24-03) «Разработка технологической стратегии и теоретико-экспериментальное исследование ключевых элементов технологии аддитивного синтеза из металлической проволоки деталей 3DMP-методом и волнового термодеформационного упрочнения синтезируемых деталей машин».

Для повышения контактной выносливости зубчатых колес используются различные способы упрочнения, обеспечивающие высокий уровень поверхностной твердости, и необходимую глубину упрочненного слоя (1,5...2 мм и более), достаточную, чтобы исключить его деформацию и продавливание под влиянием циклической контактной нагрузки [2].

Одним из перспективных направлений повышения контактной выносливости зубчатых колес является создание упрочненного поверхностного слоя с неравномерно упрочненной (гетерогенной) структурой, т.е. когда в результате упрочнения в поверхностном слое формируются чередующиеся участки высокой и низкой твердости. Преимуществом материалов с гетерогенной структурой при действии на них циклических контактных нагрузок является торможение вязким и пластичным материалом хрупкой трещины, зародившейся в твердой структурной составляющей.

Так в работе [7] созданная гетерогенная структура в поверхностном слое методом химико-термической обработки с помощью нанесения лаковых масок на рабочие поверхности зубчатых колес позволила увеличивать их контактную выносливость в 2-3 раза.

Использование поверхностного пластического деформирования (ППД) для формирования гетерогенной структуры представляется наиболее перспективным. ППД позволяет при низких энергетических затратах и несложной технологической оснастки создавать увеличение твердости относительно исходной в среднем около 150 % на глубине до 15 мм, создавая при этом в поверхностном слое остаточные напряжения сжатия.

Однако возможности ППД по созданию гетерогенной структуры повышающей контактную выносливость до сих пор оставались неисследованным. Это связано с технологическими сложностями создания известными способами ППД упрочненного поверхностного слоя обладающего одновременно большой глубиной (до 3 мм и более) и требуемой равномерностью упрочнения.

В последнее время появился новый способ упрочнения ППД – волновое деформационное упрочнение (ВДУ), который за счет воздействия на упрочняемую поверхность управляемых волн деформации имеет более широкие возможности по формированию упрочненного поверхностно слоя с большой глубиной (до 6...8 мм) и высокими значения твердости (до 6500 МПа) [2]. Технология ВДУ позволяет достаточно точно регулировать равномерность упрочнения, создавая как равномерно, так и гетерогенно упрочненную структуру, в том числе на зубьях зубчатых колёсах [1, 3-6]. При ВДУ пластическое деформирование упрочняемого материала осуществляется импульсной нагрузкой, которая является следствием возникновения в ударной системе, при ударе, волн деформации и управляется геометрическими параметрами ударной системы. Статическая составляющая нагрузки практически участвует не В процессе упругопластического деформирования И предназначена для наиболее полного использования импульсной. В результате, упрочненная поверхность состоит из пластических отпечатков, которые перекрываются между собой в определенном порядке. Перекрытие пластических отпечатков при ВДУ будет определять равномерность упрочнения.

Для изучений особенностей распределения микротвердости в поверхностном слое после ППД были проведены сравнительные исследования образцов из стали 40Х (с исходной твердостью HV=2000-2200 МПа) обкатанных роликом и неравномерно упрочненных ВДУ. По результатам измерения микротвердости построены эпюры её распределения в поверхностном слое по глубине на 7 мм и в направлении подачи инструмента на 13 мм (рис.1 и 2).



Рис. 1 Эпюра распределения степеней упрочнения ДНV в поверхностном слое стали 40Х после обкатывания роликом. Параметры обработки: статическое давление P=60 Amm; количество проходов =1; инструмент - стержневой ролик шириной 6 мм и диаметром 10 мм.



Рис.2. Эпюра распределения степеней упрочнения ΔHV в поверхностном слое стали 40X с гетерогенными областями, полученными после ВДУ с режимами: удельная энергия ударных импульсов a=4,1 Дж/мм; частота ударных импульсов f =10 Гц; коэффициент перекрытия K=0,4.

Полученная в результате обкатывания роликом упрочненная область в поверхностном слое имеет горизонтально расположенные слои различной твердости (рис.1). Максимальная степень упрочнения располагается в поверхностном слое на глубине 0,2 мм и составляет 60-70%. Максимальная глубина упрочнения (участки с  $\Delta HV = 10...20$ %) составила 1,8...2 мм.

Упрочненный поверхностный слой после ВДУ (рис. 2) представляет собой интенсивно чередующиеся области с различными значениями твердости на глубине 2...2,5 мм. Участки с максимальной степенью упрочнения 80-90% располагаются в

поверхностном слое на глубине 0,2 мм. Общая глубина упрочнения составила более 7 мм.

Для оценки контактной выносливости исследуемых образцов были проведены их испытания при одинаковых условиях контактно-усталостного нагружения. В результате было установлено, что контактная выносливость после обкатывания повысилась в 1,5...2 раза, а у созданного ВДУ гетерогенно упрочненного поверхностного слоя в 5 раз.

Повышенное значения контактной выносливости можно объяснить тем, что ВДУ за счет своих особенностей формирования поверхностного слоя позволила создать подслой толщиной 4,5 мм со степенью упрочнения 10-20%, послуживший фундаментом, на который надежно оперлись участки с большими значениями твердости. Кроме того, на эпюре изображенной на рис.2 области со степенью упрочнения 40-50% расположенные непосредственно на поверхности образца и воспринимающие основные контактно циклические нагрузки, по сравнению с рис.1, имели большие размеры и располагались в 1,5 раза глубже. Всё это позволило образцам, с созданной в них ВДУ гетерогенной структурой, более стойко противостоять действию контактного циклического разрушения.

## Литература

1. Справочник по процессам поверхностного пластического деформирования / И. Р. Асланян, С. В. Баринов, В. Ф. Безъязычный [и др.]. – Иркутск : Иркутский национальный исследовательский технический университет, 2022. – 584 с.

2. Киричек А.В., Соловьев Д.Л., Лазуткин А.Г. Технология и оборудование статикоимпульсной обработки поверхностным пластическим деформированием. М.: Машиностроение, 2004. 288 с.

3. Исследование контактного выкрашивания поверхностей деталей машин / А. В. Киричек, Д. Л. Соловьев, С. В. Баринов, Д. Е. Тарасов // Контроль и диагностика при обеспечении качества машиностроительных изделий : 120-летней годовщине со дня рождения выдающегося российского авиаконструктора, Героя Социалистического Труда, дважды лауреата Государственной премии СССР Н. Н. Поликарпова посвящается. – Москва : Издательский дом "Спектр", 2012. – С. 294-332.

4. Киричек А.В., Волобуев А.В., Соловьев Д.Л., Баринов С.В. Разработка параметров для описания гетерогенно-упрочненной структуры // Упрочняющие технологии и покрытия, №2, 2011, с.7-9.

5. Патент РФ № 2011112190. Устройство для статико-импульсной обработки зубчатых колес / Ю.С. Степанов, А.В. Киричек, В.В. Морин, и др. Бюлл. № 10, 2012.

6. Патент РФ № 2011112188. Способ статико-импульсной обработки зубчатых колес / Ю.С. Степанов, А.В. Киричек, В.В. Морин, и др. Бюлл. № 10, 2012.

7. Картонова Л.В. Повышение долговечности деталей машин использованием материалов с регулярной гетерогенной структурой. Дис.... канд. техн. наук. Владимир: ВлГУ, 1997. 170 с.

# СРАВНЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ПОЛИМЕРОВ PLA И PLA+ ДЛЯ 3D-ПЕЧАТИ

Кулаков О.И. – научный сотрудник, Фролов А.Д. – младший научный сотрудник, Иванов Г.Ю. – младший научный сотрудник. Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН kulakov@imash.ru

COMPARATIVE WEAR RESISTANCE TESTING OF PLA & PLA+ MATERIALS FOR 3D PRINTING

Kulakov O.I. – research fellow, Frolov A.D. – junior research fellow, Ivanov G. Yu. - junior research fellow.

Mechanical Engineering Research Institute of the Russian Academy of Sciences kulakov@imash.ru

**Abstract.** This paper presents a comparative analysis of the wear resistance of two popular polylactide materials for 3D printing: PLA and its modified version PLA+. It was found that, despite higher mechanical properties of PLA+, under specific testing conditions it reaches higher levels of wear compared to standard PLA.

Key words: PLA, PLA+, 3D-printing, wear resistance, friction.

Аннотация. В данной статье представлен сравнительный анализ износостойкости двух популярных материалов из полилактида для 3D-печати: PLA и его модифицированной версии PLA+. Установлено, что несмотря на более высокие механические свойства PLA+, в заданных условиях он демонстрирует более высокие уровни износа по сравнению со стандартным PLA.

Ключевые слова: PLA, PLA+, 3D-печать, износостойкость, трение.

Композиты из натуральных волокон играют ключевую роль в машиностроении, стимулируя технологические инновации в условиях растущего осознания защиты окружающей среды и острой необходимости устойчивых решений в этой области [1-3]. Одним из наиболее популярных материалов для 3D-печати из натуральных волокон полилактид (PLA), биополимер, отличающийся экологичностью является И универсальностью. Поскольку PLA обладает такими недостатками, как хрупкость, низкие механические свойства, низкая температура стеклования и низкая ударная вязкость, склонность к разрушению под воздействием механических нагрузок, особенно в условиях трения или контакта с абразивными поверхностями, этот применимость этого материала весьма ограничена. Для увеличения механических свойств напечатанных изделий из PLA, производители полимеров для 3D печати модифицировали его путем дополнительной очистки исходного сырья и включения в состав различных модификаторов, что позволило получить материалы с хорошей способностью к биологическому разложению, гибкостью и термостойкостью [4,5]. Модифицированные материалы PLA+ позиционируются производителями как усовершенствованная версия стандартного PLA, обладающая повышенными прочностью, устойчивостью к ударным нагрузкам и межслойной адгезией. Эти свойства делают PLA+ привлекательным для более широкого спектра применений, где применение стандартного варианта PLA может оказаться неоптимальным. Следует отметить, что на сегодняшний день проведено ограниченное количество сравнительных исследований, направленных на детальное изучение различий между этими материалами в условиях контактного взаимодействия при их относительном перемещении.

Ранее было установлено, что PLA и PLA+ демонстрируют различные уровни износостойкости, что связано с их химическим составом и структурой, способом печати и формы заполнения образцов [6]. Износостойкость полилакидных изделий остается

относительно низкой, поэтому PLA не рекомендуется для использования в компонентах, подвергающихся значительным механическим воздействиям или требующих длительной эксплуатации при взаимном перемещении.

В данной работе была проведена оценка материалов PLA и PLA+ в условиях перемещения относительно неподвижных опорных поверхностей из стали для имитации работы линейных направляющих.

#### Материалы и средства

Для проведения испытаний на 3D принтере Anycubic Kobra 2 Рго были напечатаны образцы (рисунок 1) из материалов esun PLA и PLA+ при 100% заполнении, толщиной слоя 0.2 мм, со скоростью печати 230 мм/с и с направлением слоев вдоль пути трения.



Рис.1. Образцы из PLA (слева) и PLA+ (справа)

В качестве контробразца использовались шлифованные пластины, изготовленные фрезерованием из Стали 20. Испытания проводились на горизонтальной возвратнопоступательной машине трения ИМАШ ПРУ (рисунок 2) в условиях сухого трения при температуре окружающего воздуха 20 °C. Эксперименты проводились при давлении на подвижный образец 0,3 МПа. Установленная амплитуда движения подвижного образца составляла 160 мм, число циклов колебаний – 100 циклов в минуту, при этом скорость движения подвижного образца составляла 26,6 см/с. Испытания прекращались по достижении 10000 циклов. Массовый износ подвижных образцов оценивали с помощью весов ВЛР-200 для оценки износостойкости моделируемого трибосопряжения. Износ неподвижных стальных образцов не контролировался из-за его незначительности.



Рис.2. Машина трения ПРУ

## Результаты

Все образцы из PLA+ успешно прошли испытания, один из образов из PLA разрушился в ходе испытания. Было установлено, что несмотря на заявленные улучшенные механические характеристики PLA+, материал продемонстрировал более высокий средний уровень массового износа по сравнению с обычным PLA несмотря на повышенную прочность и улучшенную стойкость к механическим воздействиям. В условиях моделирования линейных направляющих при указанном режиме испытания материал PLA+ менее износостоек при длительном контакте в условиях трения под воздействием механических нагрузок. Результаты измерений массового износа подвижных образцов из полилактида представлены в таблицах 1-2.

N⁰	Масса до испытаний, мг	Масса после испытаний, мг	Износ, мг
1	1603,85	1588,00	15,85
2	1562,95	1540,55	22,40
3	1562,90	1543,00	19,90
4	1545,65	разрушение образца	-
5	1525,15	1512,15	12,00
6	1507,70	1489,70	18,00
	Средний износ		17,63

Табл. 1. Массовый износ обрацов из eSUN PLA

Табл. 2. Массовый износ обрацов из eSUN PLA+

№	Масса до испытаний, мг	Масса после испытаний, мг	Износ, мг
---	------------------------	---------------------------	-----------

1	1804,70	1776,75	27,95
2	1719,65	1701,00	18,65
3	1730,10	1707,60	22,50
4	1727,80	1702,25	25,55
5	1745,00	1722,50	22,50
6	1725,75	1707,05	18,70
	Средний износ	22,64	

Возможное объяснение этого явления может заключаться в природе модифицирующих полилактид добавок, используемых в составе PLA+. Несмотря на значительное улучшение таких характеристик, как прочность на разрыв и ударная вязкость, их влияние на износостойкость неоднозначно. За счет модификаций полилактида изменяющих структуру материал становится более подвержен образованию трещин и выкрашиванию, особенно при длительном механическом воздействии.

Эти результаты подчеркивают необходимость комплексного подхода к оценке материалов, когда важны не только заявленные производителями улучшения в прочностных характеристиках, но и реальные эксплуатационные свойства, такие как износостойкость. Данное исследование показывает, что при выборе материала для задач, связанных с интенсивным механическим износом, нельзя акцентировать внимание на прочностных характеристиках, заявленных для модифицированных материалов, таких как PLA+. Для обоснования выбора материала для 3D печати в условиях повышенного износа требуется проведение модельных испытаний с имитацией конкретных узлов трения.

## Выводы

Проведённое исследование показало, что несмотря на заявленные улучшенные механические свойства PLA+, этот вид полилактида оказался менее износостойким по сравнению с PLA без модификаций. Полученные данные подчеркивают необходимость тщательной оценки эксплуатационных характеристик материалов в условиях реального применения, особенно при выборе материала для задач, связанных с интенсивным износом изделий из полилактида.

## Благодарности

Работа выполнена с использованием оборудования Центра коллективного пользования «Наукоёмкие технологии создания машин будущего» Института машиноведения им. А.А. Благонравова РАН (Москва, Россия)

#### Литература

1. Md Azizul Islam, Md Mazharul Islam, Chunbing Yang, Awoke Fenta Wodag, Ruijie Wang, Wei Chen, Bangze Zhou, Shuo Gao, Fujun Xu, Development of three dimensional (3D) woven flax/PLA composites with high mechanical and thermal properties using braided yarns, Industrial Crops and Products, Volume 222, Part 1, 2024, 119580, ISSN 0926-6690, https://doi.org/10.1016/j.indcrop.2024.119580

2. Валетов, В. А. Аддитивные технологии (состояние и перспективы) / В. А Валетов. СПб.: Ун-т ИТМО, 2015. 63 с.

3. Малевич, Д. М. Перспективы развития аддитивных технологий в Республике Беларусь / Д. М. Малевич // Стратегические направления социально-экономического и финансового обеспечения развития национальной экономики: материалы II Междунар.

науч.- практ. конф., г. Минск, 27–28 сент. 2018 г. / редкол. В. В. Пузиков [и др.]. Минск, 2018. С. 275–276.

4. Li, Ge & Zhao, Menghui & Xu, Fei & Yang, Bo & Li, Xiangyu & Meng, Xiangxue & Teng, Lesheng & Sun, Fengying & Li, Youxin. (2020). Synthesis and Biological Application of Polylactic Acid. Molecules. 25. 5023. 10.3390/molecules25215023

5. Min Wang, Chunxia He, Xingxing Yang, Guoyan Duan, Wei Wang, Preparation and properties of PLA/PBAT composites modified with different filler particles, Materials Letters, Volume 372, 2024, 136960, ISSN 0167-577X, https://doi.org/10.1016/j.matlet.2024.136960

6. Исследование прочностных характеристик изделий, полученных методом 3Dпечати из PLA / В. А. Ермакова [и др.] // Наука и техника. 2022. Т. 21, № 2. С. 107–113. https://doi.org/10.21122/2227-1031-2022- 21-2-107-113

## КВАЗИУПРУГОЕ И НЕУПРУГОЕ ДЕФОРМИРОВАНИЕ ОДНОНАПРАВЛЕННОГО УГЛЕПЛАСТИКА ПРИ ПОВТОРНОМ КВАЗИСТАТИЧЕСКОМ РАСТЯЖЕНИИ Северов П.Б. – научный сотрудник

ФГБУН Институт машиноведения им. А.А. Благонравова Российской академии наук alpinprom@yandex.ru

## QUASI-ELASTIC AND INELASTIC DEFORMATION OF UNIDIRECTIONAL CFRP UNDER REPEATED QUASI-STATIC TENSILE TESTING Severov P.B. - research fellow Mechanical Engineering Research Institute of the Russian Academy of Sciences alpinprom@yandex.ru

**Abstract.** The issues of changing the nonlinear components of the branches of hysteresis loops during uniaxial repeated quasi-static tensile testing to the destruction of unidirectional carbon fiber-reinforced plastic (CFRP) in the direction of highest stiffness are considered. The obtained results, which partially disagree with the expected ones, stimulate the search and correction of experimental conditions in order to identify the process of accumulation of mechanical damages during repeated loads in nonlinear stress-strain dependencies.

**Key words:** unidirectional carbon fiber-reinforced plastic (CFRP), repeated quasi-static tensile testing, quasi-elasticity, damages accumulation.

Аннотация. Рассматриваются вопросы изменения нелинейных составляющих ветвей петель гистерезиса при одноосном повторном квазистатическом растяжении до разрушения однонаправленного углепластика в направлении максимальной жесткости. Полученные результаты, отчасти несовпадающие с ожидаемыми, стимулируют поиск и коррекцию условий проведения эксперимента с целью идентификации процесса накопления механических повреждений при повторных нагружениях в нелинейных зависимостях напряжений от деформаций.

**Ключевые слова:** однонаправленный углепластик, повторное квазистатическое растяжение, квазиупругость, накопление повреждений.

Образцы для испытаний вырезаны из однонаправленной плиты углепластика на основе эпоксидного связующего вдоль укладки углеродных волокон. Геометрические размеры образцов: общая длина 330 мм, ширина 40 мм, размеры минимального поперечного сечения рабочей зоны 26 х 4 мм, длина рабочей зоны 40 мм, радиус кривизны рабочей зоны 120 мм. Ось абсцисс х совпадает с продольной осью симметрии образца.

Испытания проводилось в гидравлических захватах сервогидравлической испытательной машины INOVA ИК-6033. Использовалась внешняя система сбора данных, построенная на аппаратуре и среде программирования LabVIEW фирмы National Instruments США. Она позволила с частотой 2 Гц синхронно измерять время от начала эксперимента, перемещение активного захвата, усилие, приложенное к образцу, а также удлинение образца в зоне экстензометра. Предельные значения измеряемых величин: перемещение активного захвата  $\pm 10$  мм, усилие на образце  $\pm 100$  кH, удлинение образца  $\pm 1$  мм на базе экстензометра 20 мм. В качестве сигнала обратной связи в контуре управления испытательной машины использовался выходной сигнал датчика положения плунжера цилиндра.

При испытании первого образца реализовано нагружение в соответствии с рисунком 1. На участках увеличения перемещения s↑ скорость перемещения захвата поддерживалась постоянной, 5 мкм/сек. Расстояние по оси ординат между максимальными значениями s<sub>max</sub> соседних циклов равно 100 мкм. Длительность выдержек для максимального s<sub>max</sub> = const и минимального s<sub>min</sub> = const значений перемещения составляла 20 секунд. За такое же время 20 секунд происходило изменение перемещения

от  $s_{max}$  до  $s_{min}$  на участках уменьшения перемещения  $s\downarrow$ . Суммарная диаграмма деформирования приведена на рисунке 2. Она содержит весь массив экспериментальных данных по деформациям и напряжениям, синхронно измеренных в процессе нагружения на 9-ти участках увеличения перемещения, 8-ми участках уменьшения перемещения и 16-ти участках постоянных перемещений  $s_{max} = const$  и  $s_{min} = const$ .



Полиномиальная аппроксимация экспериментальных данных  $\varepsilon_{xi}$  и  $\sigma_{xi}$  на участках увеличения перемещения s $\uparrow$  и на участках уменьшения перемещения s $\downarrow$  позволила получить уравнения верхних и нижних ветвей петель гистерезиса в области их определения от  $\varepsilon_{xmin}$  до  $\varepsilon_{xmax}$ . Каждое из семнадцати уравнений ветвей можно выразить в виде суммы линейной и нелинейной составляющих:  $\sigma_x \uparrow = \sigma_{xl} \uparrow + \sigma_{xnl} \uparrow$ ,  $\sigma_x \downarrow = \sigma_{xl} \downarrow + \sigma_{xnl} \downarrow$ . Линейные составляющие получим в результате аппроксимации синхронно измеренных  $\varepsilon_{xi}$  и  $\sigma_{xi}$  на участках увеличения и уменьшения перемещения полиномами 1-й степени. Нелинейные составляющие получим путем вычитания из уравнений ветвей их линейных составляющих.

Нелинейные составляющие верхних  $\sigma_{xnl}$  и нижних  $\sigma_{xnl}$  ветвей петель гистерезиса представлены на рисунках 3, 4 и 5. Нелинейные составляющие нижних ветвей образуют







петли гистерезиса

группу подобных кривых с одним экстремумом, выпуклых в отрицательном направлении оси ординат (рисунок 3) [1]. В начальных циклах нагружения (рисунок 4) нелинейные

гистерезиса

составляющие верхних ветвей с незначительным сдвигом вправо почти совпадают с нелинейными составляющими нижних ветвей. При дальнейшем нагружении (рисунок 3) наблюдается тенденция к выпрямлению нелинейных составляющих верхних ветвей с образованием второго экстремума в области положительных значений напряжений [2]. Сдвиг вдоль оси абсцисс между нелинейными составляющими ветвей на рисунке 4 образовался из-за участка постоянного перемещения s<sub>max</sub> = const между участками увеличения s↑ и уменьшения s↓ перемещения. Во втором цикле нагружения при исключении экспериментальных данных на участке постоянного перемещения s<sub>max</sub> = const и совмещении последней точки верхней ветви с первой точкой нижней ветви в правой вершине петли гистерезиса указанный сдвиг, как показано на рисунке 5, практически отсутствует. Что подтверждает квазиупругость материала, по крайней мере, в этом цикле нагружения.

При испытании второго образца реализовано нагружение в соответствии с рисунком 6. В первом цикле нагружения на участках изменения перемещений s<sup>1</sup> и s<sup>1</sup> скорость перемещения захвата поддерживалась постоянной, 1 мкм/сек. От цикла к циклу скорость на этих участках увеличивалась на 1 мкм/сек. Длительность выдержек для максимального s<sub>max</sub> = const и минимального s<sub>min</sub> = const значений перемещения составляла 20 секунд. Суммарная диаграмма деформирования приведена на рисунке 7. Она содержит весь массив экспериментальных данных по деформациям и напряжениям, синхронно измеренных в процессе нагружения на 11-ти участках увеличения перемещения, 10-ти участках уменьшения перемещения и 20-ти участках постоянных перемещений s<sub>max</sub> = const и s<sub>min</sub> = const.



Нелинейные составляющие верхних  $\sigma_{xnl}$  и нижних  $\sigma_{xnl}$  ветвей петель гистерезиса представлены на рисунках 8, 9 и 10. Как и в предыдущем случае, нелинейные



Рис. 8. Циклы1lc-11lc. Нелинейные составляющие верхних σ<sub>xnl</sub>↑ и нижних σ<sub>xnl</sub>↓ ветвей петель гистерезиса



3lc 0,6 σ<sub>xnl</sub>↓  $\sigma_{xnl}$ 0,4 MPa 0.2 a<sub>xnl</sub>, 0.2 0,0005 -0,0005 0 0,001 0,0015 0,002 0,0025 ε,

Рис. 9. Циклы 21с-31с. Нелинейные составляющие верхних σ<sub>xnl</sub>↑ и нижних σ<sub>xnl</sub>↓ ветвей петель гистерезиса



составляющие нижних ветвей образуют группу подобных кривых с одним экстремумом, выпуклых в отрицательном направлении оси ординат (рисунок 8). Однако характер изменения нелинейных составляющих верхних ветвей разительно отличается от характера изменения этих же нелинейных составляющих при нагружении первого образца (рисунок 3). Тенденция к выпрямлению также присутствует, но образование второго экстремума в области положительных значений напряжений не происходит. Поведение кривых на рисунках 9 и 10 совпадает с описанным ранее поведением кривых на рисунках 4 и 5.

Указанная разница в поведении однонаправленного углепластика (рисунки 3 и 8) дает повод задуматься над тем, возможно ли такое довольно странное проявление свойств материала в незначительно отличающихся программах нагружения? Специально проведённый в связи с этим эксперимент по деформированию однонаправленного углепластика при однократном квазистатическом растяжении подтвердит высказанное предположение – такой радикальный разброс свойств однонаправленного углепластика из одной плиты с большой вероятностью невозможен. Ожидаемое поведение нелинейных составляющих верхних ветвей, как при первом, так и при втором нагружениях – почти полное совпадение с нелинейными составляющими нижних ветвей (квазиупругость) вплоть до разрушения. Подобно продемонстрированной квазиупругости в начальных циклах на рисунках 5 и 10.

## Литература

1. Нелинейный характер зависимости "напряжение – деформация" для слоистых графитоэпоксидных пластиков / П.А. Лагас // Аэрокосмическая техника. – 1986. – №4. – С. 102-111.

2. Accurate analysis of the nonlinearity of hysteresis loops in the areas of active and passive deformation of CFRP laminate under repeated quasi-static loading / P.B. Severov // AIP Conf. Proc. 2899, 020126. https://doi.org/10.1063/5.0165177.

# НЕЛИНЕЙНОЕ ДЕФОРМИРОВАНИЕ ОДНОНАПРАВЛЕННОГО УГЛЕПЛАСТИКА ПРИ ОДНОКРАТНОМ КВАЗИСТАТИЧЕСКОМ РАСТЯЖЕНИИ

Северов П.Б. – научный сотрудник

ФГБУН Институт машиноведения им. А.А. Благонравова Российской академии наук alpinprom@yandex.ru

NONLINEAR DEFORMATION OF UNIDIRECTIONAL CFRP UNDER SINGLE QUASI-STATIC TENSILE TESTING

Severov P.B. - research fellow Mechanical Engineering Research Institute of the Russian Academy of Sciences alpinprom@vandex.ru

**Abstract.** The issues of the influence of non-ideal conditions for fixing the specimen in the grips of the testing machine on the change in the nonlinear components of the iterative equations of the active and passive deformation subdiagrams with a single quasi-static tensile testing of unidirectional CFRP in the direction of highest stiffness are considered. It is shown that the straightening of the nonlinear components of the iterative equations with the formation of the second extremum is a consequence of the sliding of the specimen in the grips of the testing machine. The points on the stress-strain diagram of the beginning and termination of sliding of the specimen are determined. The results obtained stimulate the search and correction of experimental conditions in order to identify the process of accumulation of mechanical damages in nonlinear stress-strain dependences.

**Key words:** unidirectional carbon fiber-reinforced plastic (CFRP), single quasi-static tensile testing, quasi-elasticity, sliding of the specimen in the grips.

Аннотация. Рассматриваются вопросы влияния неидеальных условий закрепления образца в захватах испытательной машины на изменение нелинейных составляющих итерационных уравнений поддиаграмм активного и пассивного деформирования при однократном квазистатическом растяжении однонаправленного углепластика в направлении максимальной жесткости. Показано, что выпрямление нелинейных составляющих итерационных уравнений с образованием второго экстремума является следствием скольжения образца в захватах испытательной машины. Определены точки на диаграмме деформирования начала и прекращения скольжения образца. Полученные результаты стимулируют поиск и коррекцию условий эксперимента с целью идентификации процесса накопления механических повреждений в нелинейных зависимостях напряжений от деформаций.

Ключевые слова: однонаправленный углепластик, однократное квазистатическое растяжение, квазиупругость, скольжение образца в захватах.

Образец для испытания вырезан из однонаправленной плиты углепластика на основе эпоксидного связующего вдоль укладки углеродных волокон. Геометрические размеры образца: общая длина 330 мм, ширина 40 мм, размеры минимального поперечного сечения рабочей зоны 26 х 4 мм, длина рабочей зоны 40 мм, радиус кривизны рабочей зоны 120 мм. Ось абсцисс х совпадает с продольной осью симметрии образца.

Испытания проводилось в гидравлических захватах сервогидравлической испытательной машины INOVA ИК-6033. Использовалась внешняя система сбора данных, построенная на аппаратуре и среде программирования LabVIEW фирмы National Instruments США. Она позволила с частотой 2 Гц синхронно измерять время от начала эксперимента, перемещение активного захвата, усилие, приложенное к образцу, а также удлинение образца в зоне экстензометра. Предельные значения измеряемых величин:
перемещение активного захвата ± 10 мм, усилие на образце ± 100 кН, удлинение образца ± 1 мм на базе экстензометра 20 мм. В качестве сигнала обратной связи в контуре управления испытательной машины использовался выходной сигнал датчика положения плунжера цилиндра.

Нагружение образца реализовано в соответствии с рисунком 1. На участке 0-А1-1 плунжер цилиндра перемещался с постоянной скоростью 10 мкм/сек, на участке 1-2 положение плунжера не изменялось, на участках 2-3 и 3-4 перемещение плунжера производилось в ручном режиме сначала с меньшей, а затем с большей скоростью. На рисунке 2 показано изменение напряжений в минимальном поперечном сечении рабочей зоны образца в зависимости от времени. Скольжение образца в одном из гидравлических захватов началось на участке 0-А1 в диапазоне напряжений, примерно, от 400 до 500 МПа. Положение точки начала скольжения на диаграмме деформирования будет определено ниже по тексту более точно. На участке 1-2 при неизменном положении







плунжера скольжение образца продолжалось вплоть до точки 2. Прекращение скольжения в точке 2 обусловлено началом движения плунжера в направлении, препятствующему скольжению.

Диаграмма деформирования образца и её увеличенная часть в окрестности точки 1 представлены на рисунках 3 и 4 соответственно. Поведение образца на участке 0-А1, содержащем точку начала скольжения образца, а также на участке 1-2-3-4, в точке 2 которого прекращение скольжения однозначно установлено, будет являться предметом нашего последующего внимания.







Рис. 4. Увеличение диаграммы деформирования в окрестности точки 1

Рассмотрим поведение образца на участке 0-А1, содержащем точку начала скольжения образца, положение которой пока не установлено. На рисунках 5 и 6 показаны диаграммы нагружения и деформирования образца на указанном участке активного деформирования. Максимальное значение перемещения плунжера на рисунке 5 определено по времени достижения максимального напряжения в точке А1 на рисунке 2.

Диаграмму деформирования на рисунке 6 можно разбить на несколько поддиаграмм. При этом начинаться все они будут в точке  $\varepsilon_{xmin} = 0$ , а максимальное значение  $\varepsilon_{xmax}$  каждой последующей поддиаграммы будет увеличиваться с некоторым шагом. Полиномиальная аппроксимация увеличивающихся массивов экспериментальных

данных  $\varepsilon_{xi}$  и  $\sigma_{xi}$  поддиаграмм позволила получить итерационные уравнения в области их определения от  $\varepsilon_{xmin} = 0$  до  $\varepsilon_{xmax}$ . Каждое из этих уравнений можно представить в виде суммы линейной и нелинейной составляющих:  $\sigma_x \uparrow = \sigma_{xl} \uparrow + \sigma_{xnl} \uparrow$ . Линейные составляющие получим в результате аппроксимации синхронно измеренных значений  $\varepsilon_{xi}$  и  $\sigma_{xi}$ поддиаграмм полиномами 1-й степени. Нелинейные составляющие получим путем вычитания из итерационных уравнений их линейных составляющих [1].





Рис. 5. Диаграмма нагружения на участке 0-А1

На рисунках 7 и 8 показаны нелинейные составляющие итерационных уравнений на участке 0-А1. Нелинейные составляющие начальных итерационных уравнений образуют группу подобных кривых с одним экстремумом, выпуклых в отрицательном направлении оси ординат [2]. При дальнейшем нагружении наблюдается перемена выпуклости с образованием второго экстремума в области положительных значений напряжений. Ниже будет показано, что выпрямление нелинейных составляющих итерационных уравнений и образование второго экстремума напрямую связано со скольжением образца в захватах.





Рис. 7. Итерации 1 – 11. Нелинейные составляющие поддиаграмм деформирования на участке 0-А1

Рис. 8. Итерации 1 – 8. Нелинейные составляющие поддиаграмм деформирования на участке 0-А1

Рассмотрим поведение материала на участке 1-2-3-4, содержащем точку 2 прекращение скольжения образца. На рисунках 9 и 10 показаны диаграммы нагружения и деформирования образца на указанном участке пассивного деформирования.



Аналогично разбиению диаграммы деформирования на участке 0-А1 разобьём диаграмму деформирования на участке 1-2-3-4 на поддиаграммы, начиная с точки 4. На

рисунке 11 показаны девять нелинейных составляющих итерационных уравнений на участке 4-3-2-1. Нелинейные составляющие первых семи итерационных уравнений также образуют группу подобных кривых с одним экстремумом, выпуклых в отрицательном направлении оси ординат. Нелинейная составляющая девятого итерационного уравнения





Рис. 11. Итерации 1 - 9. Нелинейные составляющие поддиаграмм деформирования на участке 4-3-2-1

Рис. 12. Итерация 8 до точки прекращения скольжения 2. Нелинейные составляющие поддиаграмм деформирования на участке 4-3-2

содержит сформировавшийся второй экстремум. Восьмое итерационное уравнение, нелинейная составляющая которого приведена на рисунках 11 и 12, определено в области деформаций от  $\varepsilon_{xmin} = 0$  до  $\varepsilon_{xmax}$  в точке 2 прекращения скольжения. До точки 2 (по деформации) кривизна нелинейной составляющей (со знаком « - » на рисунке 12) меньше кривизны нелинейной составляющей восьмого итерационного уравнения. После точки 2 кривизна нелинейной составляющей (со знаком « + » на рисунке 12) больше кривизны нелинейной составляющей (со знаком « + » на рисунке 12) больше кривизны нелинейной составляющей восьмого итерационного уравнения. Таким образом, показано, что выпрямление нелинейных составляющих итерационных кривых с образованием второго экстремума является следствием скольжения образца в захватах.

Начало скольжения образца на участке 0-А1 должно произойти при деформации несколько меньшей деформации окончания скольжения в точке 2 на участке 1-2-3-4. Это связано с движением плунжера в направлении, способствующему или препятствующему скольжению. На рисунках 13 и 14 сопоставлены нелинейные составляющие итерационных уравнений на участках активного 0-А1 и пассивного деформирования 1-2-3-4 при одинаковых максимальных деформациях, равных деформации в точке 2 прекращения скольжения. Формирование второго экстремума на участке 0-А1 происходит при меньшей деформации по сравнению с участком 1-2-3-4 (рисунок 14) и напряжении около 427 МПа.





Рис 13. Начало скольжения на участке 0-А1 и прекращение скольжения на участке 1-2-3-4. Горизонтальные стрелки – направление изменения  $\varepsilon_x$ 



На рисунках 15 и 16 показаны нелинейные составляющие итерационных уравнений на участках 0-А1 и 1-2-3-4. Совпадение нелинейных составляющих начальных итерационных уравнений на рисунке 16 свидетельствует о сохранении квазиупругих свойствах однонаправленного углепластика после нагружения образца до уровня напряжений  $\sigma_{max} = 564$  МПа.



Рис. 15. Итерации нелинейных составляющих поддиаграмм деформирования на участке 0-А1 и участке 4-3-2-1





При сохранении целостности образца ожидаемое поведение нелинейных составляющих итерационных уравнений поддиаграмм деформирования при активном нагружении - почти полное совпадение с нелинейными составляющими аналогичных при пассивном нагружении (квазиупругость). В максимально возможном уравнений диапазоне изменения деформаций. Подобно продемонстрированной квазиупругости в начальных итерациях на рисунке 16. Особые требования должны быть предъявлены условиям закрепления образцов в захватах испытательной машины для исключения влияния нежелательных эффектов на результаты проводимых механических экспериментов и, соответственно, последующих трактовок свойств исследуемых материалов.

#### Литература

1. Accurate analysis of the nonlinearity of hysteresis loops in the areas of active and passive deformation of CFRP laminate under repeated quasi-static loading / P.B. Severov // AIP Conf. Proc. 2899, 020126. <u>https://doi.org/10.1063/5.0165177</u>.

2. Нелинейный характер зависимости "напряжение – деформация" для слоистых графитоэпоксидных пластиков / П.А. Лагас // Аэрокосмическая техника. – 1986. – №4. – С. 102-111.

I. Модели и критерии разрушения материалов и живучести	И
конструкций на различных масштабно-структурных уровнях	
Абашев О.В., Поляков А.Н. Деформационные критерии малоциклового	
разрушения и их использование для определения усталостной	4
долговечности с учетом остаточных напряжений	
Артамонов М.А. Определение периода зарождения и роста	
усталостной трещины в образцах из гранулируемого никелевого	8
сплава ЭП74ІНП	
Власов Д.Д., Полилов А.Н. О возможности определения параметров	
ползучести полимерных композитов по результатам динамических	<b>I4</b>
испытаний	
Власов Д.Д., Татусь Н.А., Поляков А.Э. Определение механических	
упругих характеристик полимерных композитов, изготовленных	<b>I9</b>
методами ЗД печати	
Волков А.Н., Одинцев И.Н., Кокуров А.М. Влияние несовершенств	
формы поверхности цилиндрической оболочки на величину	24
критического осевого сжатия	
Волкова О.Д., Полилов А.Н. Развитие подхода D.H. Работнова к	30
оценке прочности композитов (к 110-летию со дня рождения)	
Воронин Н.А. Учет остаточных напряжений при оценке адгезионной	36
прочности тонких твердых покрытии микроиндентированием	
<b>Дмитриев Н.В., Власов Д.Д.</b> О методах решения задачи о потери	42
устоячивости композитных стержнея переменноя жесткости	
ДЪЯЧКОВСКИИ И.И., ЛЕПОВ Б.Б., АЧИКАСОВА Б.С., Григорьев А.Б.	A 173
микромеханизмы разрушения стали сандажа локомотивного колеса	47
при эксплуатации в экстремальных условинх севера	
влеонский С.И., писарев Б.С. Остаточные наприжении в зоне	60
контакта композитноя пластины со сферическим стальным	52
наголие отруктурного расрушении материанов при слошном	58
Покровский А.М., Матвиенко Ю.Г., Казанцев А.И. Оценка	
трещиностойкости магистрального нефтепровода с поверхностной	• •
полуэллиптической трещиной с учетом пвухосного стеснения	64
деформаций по ее фронту	
Махутов Н.А. Обоснование системы запасов прочности, ресурса,	~~
живучести и безопасности	70
Назаров В.В. Критерий разрушения в полом цилиндре в условиях	
водородной коррозии при высокой температуре	.(A
Новоженова О.Г. Развитие наследственной механики В.Н.Работнова.	94
Колокольчиков В.В.	64
Пахомов Н.А., Артамонов М.А., Старшинов Д.С. Методика	
определения стойкости к повреждениям рабочих лопаток КНД по	90

Полилов А.Н., Волкова О.D. Задачи о росте трещин расслоения в	05
композитах	20
Помазов А. П., Хазов П. А., Ситникова А. К. Геометрическое	
моделирование процессов деформирования и разрушения	IOI
сталебетонных стержней	
Скворцов О.Б., Стащенко В.И. Виброакустическое смягчение при	TOP
электропластическом эффекте	LUS
Фомина Е.И., Думанский А.М., Алимов М.А. Анализ анизотропии	
механических свойств однонаправленных углепластиков при малом	IIO
числе циклов нагружения	
Хвостунков К.А., Черяпов Т.И. Модель оценки времени до	TTA
разрушения слоистой балки при трехточечном нагружении	114

### 2. Вычислительная механика разрушения в проблемах живучести

и конструкционного материаловедения	
Перельмутер М.Н. Моделирование залечивания трещины как процесса	TOO
формирования её концевой области	LEU
Петрова И.М. Оценка параметров кривой усталости в	TOP
сверхвысокоцикловой области нагружения	TCO
Симонов А.В., Чибакова Е.А., Хазов П.А. Фактор геометрической	
детализации при численном моделировании аэродинамических	<b>I33</b>
процессов	
Софич В.Г., Разумовский И.А. Численное моделирование процесса	
образования остаточных напряжений, возникающих в зонах	<b>I39</b>
механических повреждений типа «продиров» и рисок	

З. Риск-анализ в системе критериев живучести и безопасн	но <b>ст</b> и
Джангуразов Э.Б., Корохин Р.А., Третьянов И.В., Кирейнов А.В.,	
Юрков Г. D., Солодилов В. И. Влияние герметизирующего слоя и	<b>I46</b>
циклических нагрузок на ударостойкость намоточных углепластиков	
Дубинин Е.Ф., Кунсова В.И. Использование показателей качества и	
безопасности диагностической информации при оценке	<b>151</b>
эффективности диагностических систем	
Панов А.Н., Ромапова Е.D., Бодунов Д.М. Системные пути снижения	
рисков в машиностроении и уязвимости процессов ремонта,	<b>I57</b>
восстановления, модернизации техники	
Панов А.Н., Махутов Н.А., Ромашова Е.В. Проектирование и	
методология управления рисками в машиноведении. оптимизация	<b>I63</b>
ущербов	
Постникова У.С. Применение вероятностно-графических моделей в	
анализе возникновения аварийных ситуаций на пожаровзрывоопасных	<b>T68</b>
объектах	

## 4. Динамические процессы разрушения. Диагностика и мониторинг поврежденных машин и конструкций.

Экспериментальные методы исследования

Ахметханов Р.С	. Тепловая диа	гностика.	исследование	процесса	TOA
двойного повре:	кдения образца	из стали	I7 XIC		1.14

Ахметханов Р.С., Дубинин Е.Ф. Тепловые процессы при	<b>T8</b> 0
поврежденных состояниях и разрушении технических объектов	
Бырдин В. М., Пузакина А. К. О смещении и дефляции спектров	T85
диспергирующих и обратных волн при межмодовых преобразованиях	TOO
Махутов Н.А., Васильев И.Е. Оценка потери пластичности стальных	
образцов после ударного воздействия с применением акустико-	<b>191</b>
эмиссионной диагностики	
Гадолина И.В., Плугатарь Т.П. Оценка вариабельности цифрового	TOD
метода оценки перемещений с помощью бутстреп	791
Гадолина И.В., Гасрк А.С., Ерпалов А.В. Исследование	
стабильности случайного процесса нагружения с помощью	202
спектрального и временного подхода	
Махутов Н.А., Зацаринный В.В. Эффекты нелинейности и	000
статистичности при оценках малоцикловой прочности	208
Казанцев А.Г., Абрамов В.В., Петров О.М. Методика испытания на	
ударные воздействия макетов транспортных упаковочных комплектов	214
для отработавшего ядерного топлива	
Кулаков О.И., Фролов А.Д., Иванов Г.D. Модернизация возвратно-	
поступательной машины трения	220
Лебелинский С.Г Москвитин Г.В Пугачев М.С. Тестирование	
эксплуатационной живучести литой незколегированной стали	223
Маслов С.В. Определение параметров напряженного состояния	
	228
	234
пасности локальных зон концентрации напряжения в металле	
HUGTAHHOA NOTATHDOBBHHA BODOTHHONNTH TONTTATCS BUCOTHUT	220
численное моделирование аэродинамики комплекса высотных	203
<b>москвитин 1. Б. навроцкия г. А.</b> Сравнительныя анализ	
характеристик пдо зуочатых колес в зонах контакта и впадинах	245
зубыев, полученных с использованием шко и некоторых инженерных	
<b>москвитин 1.Б, павроцким г.А.</b> исследование пдо несущих	OFT
элементов рам квадрокоптеров в связи с конструкционно-	29T
повоженова О.І. Определение реологических параметров при пАО5	257
Одинцев И.Н., Плугатарь Т.П., Волков А.Н. Методика исследования	26T
остаточных напряжений в листовом прокате	NOT
Поляков С.А., Куксенова Л.И., Кулешова Е.М., Гончаров С.D.	
Влияние структуры и состава пленки, формирующейся в контакте	030
червяк — червячное колесо, на динамические и адаптационные	203
свойства передачи	
Савенко В.С., Скворцов О.Б., Сташенко В.И. Расчет	
пондеромоторных факторов при электропластической деформации	275
металлов	
Стащенко В.И., Скворцов О.Б. Ударный механический отклик	
металла на электрический импульс тока в электропластическом	<b>28</b> I
эффекте	

Судьин В.В., Кантор М.М. Анализ труднообнаруживаемых дефектов	285
сварных соединений трубопроводов и резервуаров	200
Усов С.М., Разумовский И.А. Исследование остаточных напряжений	
в сварном соединении пластин из алюминиевого сплава методом	<b>29</b> I
сверления большого отверстия	
Махутов Н.А., Васильев И.Е., Фурсов В.D., Скворцов Д.Ф.	
Применение вибродиагностики для контроля процессов смятия	207
металла и подрастания трещины в условиях статического	~J (
нагружения	
Матвиенко Ю.Г., Чернов Д.В., Баландин Т.Д., Турбин Н.В., Родин	
Н.А. Выявление местоположения развивающихся повреждений в	202
композиционных материалах по результатам построения линейной	302
локации источников акустической эмиссии	
Шкода И.В., Ведяйкина О.И. Экспериментальное исследование	202
динамических процессов в сталебетонных конструкциях	300
Шубина Н.А., Маслов С.В. Особенности диагностики напряженного	
состояния натурных конструкций с использованием методов	314

5. Сопротивление длительному статическому и циклическому деформированию и разрушению конструкционных материалов,

работающих в экстремальных условиях

Думанский А.М., Алимов М.А., Фомина Е.И. Закономерности	
нелинейного деформирования однонаправленного углепластика с	322
термо-пластичной матрицей при одноосном растяжении	
Аунг К.Т., Думанский А.М. Прогнозирование механического	
поведения однонаправленных углепластиков при скоростном	327
нагружении	
Гаденин М.М. Анализ условий безопасной эксплуатации объектов	
техносферы по параметрам статической и циклической	333
нагруженности	
Думанский А.М., Таирова Л.П. Расчетно-экспериментальный метод	220
оценки коэффициентов термического расширения углепластиков	202
Казанкин В.А., Казанкина Е.Н., Пильгуева А.Г. Комплекс методов	
неразрушающего определения физико-механических и прочностных	
свойств материалов основанных на упругопластическом внедрении	344
индентора	
Макаренко И.В., Макаренко Л.В.Особенности нелинейных	
циклических процессов разрушения при формоизменении морфологии	349
поверхностей полуэллиптических дефектов	
Назаров В.В. Критические напряжения применения титановых	DET
сплавов ВТ5 и ВТ6 при 650°С	391
Поляков А.Э., Татусь Н.А. Развитие метода определения модуля	DEE
сдвига при кручении пластин из полимерных композитов	300
Фомин Л.В., Далинкевич А.А., Басалов D.Г. Влияние активной	
среды на длительное разрушение составного растягиваемого	050
стержня в условиях ползучести. учет классического и	309
неклассического диффузионных процессов	

6. Структура, прочностные и технологические свойства материалов со специфическими свойствами (наноматериалы и нанопокрытия, материалы с памятью формы, биметаллические материалы и т.п.)

Архипов В.Е., Москвитин Г.В., Пугачев М.С. Формирование	
многокомпонентного градиентного покрытия типа «латуни»	364
триботехнического назначения методом холодного	004
газодинамического напыления	
Бохоева Л.А., Рогов В.Е., Мэй Шуньчи. Разработка сверхпрочных	202
мно <b>гослойных пласт</b> ин из композиционных материалов	371
Елкин А.И., Рябкова В.В., Аборкин А.В. Синтез наноструктурного	
алюминиевого порошка путем высокознергетического размола	374
стружки	
Калита В.И., Комлев Д.И., Радок А.А., Михайлова А.Б., Демин	
К.D. Фрикционная обработка плазменного стального FeCrMnNiCSi	378
покрытия на цилиндрической стальной подложке	
Поляков С.А., Куксенова Л.И., Кулепова Е.М. Анализ	
закономерности формирования износостойкости пары трения «сталь-	
медный сплав» при использовании наномодифицированной добавки к	383
CMASOUHOMY MATEPHANY	
Ли Р.И., Ли В.Р., Лисовый И.В. Расчет конструктивных и	
технологических параметров турбинной мещалки пля перемешивания	386
растворов полимерных нанокомпозитов	
Мисоченко А.А. Некоторые структурные особенности сплавов с	
памятью формы на основе TiNi. полвергнутых прокатке с током	392
Плон Тлант Чжо. Новиков А.Л., Малышева Г.В. Технологические	
	300
	000
	400
отолнров вово прерывистал текучеств, вызванная импульсами тока	403
Столяров В.В. Упрочняющий эффект импульсного тока при	408
растяжении	-100
Тначенко В.В., Малахов А.D. Особенности получения сваркой	
взрывом термобиметаллических элементов, работающих в качестве	АТА
регулирующих и управляющих устройств в составе трубопроводной	373
арматуры	

7.	Керамические	И	метал	о <b>-кера</b> миче	ские	материалы	И	покрытия
	(пол	74	ение.	свойства.	Прил	(енение)		

триботехнические свойства покрытий при дазерной наплавке	<u> </u>
Лапицкая В.А., Хабарова А.В., Гринчук П.С., Кияшко М.В., Чижик	
С.А. Физико-механические свойства реакционно-спеченной 42	25
карбидокремниевой керамики	
Сахвадзе Г.Ж. Имплантация наночастиц в материал с помощью	20
технологии лазерного ударного упрочнения	29

### 8. Влияние структурного состояния на деформационные,

прочностные и трибологические характеристики конструкционных

материалов	
Албагачиев А.В., Кошелев А.В., Морозов С.В., Кулаков О.И., Раков Л.Л Сухоруков Р.D. Использование регрессионного анализа	434
при трибологических исследованиях	101
Биррков В.П., Горрнов Я.А. Влияние добавок в состав полимера на	100
его триботехнические характеристики	407
Биррков В.П., Якубовский А.А. Влияние технологии лазерной	A A T
обработки на микротвердость поверхностных слоев стали	****
Воркачев К.Г., Кантор М.М., Боженов В.А., Солнцев К.А. Влияние	
микроструктуры горячекатаной низкоуглеродистой	115
низколегиорованной стали на рассеяние значений ударной вязкости	440
по результатам множественных испытаний на ударный изгиб	
Демченко А.А., Хлыбов А.А. Исследование структуры и свойств	
заготовки из жаропрочного сплава ЭП74ІНП из металлического	450
порошка, полученного методом газовой атомизации	
Киричек А.В., Соловьев Д.Л., Андросов К.В., Баринов С.В.,	
Силантьев С.А., Яшин А.В., Григорьева Н.А. Оценка контактной	AFE
выносливости материала после его накатывания роликом и	400
волнового деформационного упрочнения	
Кулаков О.И., Фролов А.Д., Иванов Г.D. Сравнение	450
износостойкости полимеров PLA и PLA+ для 3d-печати	409
Северов П.Б. Квазиупругое и неупругое деформирование	
однонаправленного углепластика при повторном квазистатическом	464
растяжении	
Северов П.Б. Нелинейное деформирование однонаправленного	460
углепластика при однократном квазистатическом растяжении	400



#### 7-я Международная научно-техническая конференция

# Живучесть и конструкционное материаловедение ЖивКоМ — 2024

Survivability and Structural Material Science SSMS - 2024

> 29—31 октября 2024 г. Москва

https://ssms-imash.com

 $\odot$  имаш Ран, 2024