СЕКЦИЯ III

Подсекция III-4

Механика разрушения и повреждений

КРИТЕРИЙ УСТАЛОСТНОЙ ПРОЧНОСТИ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ, ОСНОВАННЫЙ НА КОНЦЕПЦИИ ПОВРЕЖДЕННОСТИ

<u>А.Р. Арутюнян</u>¹, Р.А. Арутюнян²

^{1, 2}Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург a.arutyunyan@spbu.ru

Аннотация. Композиционные материалы при циклических нагружениях деформируются и разрушаются вследствие накопления дефектов различной природы, что подтверждают многочисленные экспериментальные исследования. На основе этих результатов и с учетом концепции рассеянного повреждения и разрушения в работе сформулирован критерий усталости для этих материалов. Относительное изменение модуля упругости в процессе циклических нагружений рассматривается в качестве параметра сплошности (поврежденности). Дано сравнение полученных теоретических кривых накопления повреждений и кривых усталости с экспериментальными результатами по усталости углепластиков.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 18-01-00146).

Введение

Первые исследования усталости композиционных материалов были выполнены в 1964г. Боллером [1], который исследовал циклическое растяжение пластмасс, армированных стекловолокном. С этого времени началось интенсивное исследование усталости композитов, которое продолжается и в настоящее время. Эти исследования показывают, что основные процессы усталостного разрушения вызваны накоплением поврежденности. При этом мера повреждения определяется различными процессами деградации материала: разрушение волокон, расслоение, разрушение матрицы, совместное разрушение матрицы и волокон, отрывы на поверхности раздела, повторные включения. До того, как произойдет полное разрушение материала, последовательность указанных повреждений может быть самой разнообразной. При этом, как показывают опыты [2], кривая накопления суммарной величины повреждений является возрастающей функцией времени (числа циклов нагружения) до момента макроразрушения.

В общей постановке кинетическое уравнение для параметра поврежденности рассматривалось в работах [3, 4]. При рассмотрении этой концепции исходят из следующих положений. Так как реальные материалы имеют случайную структуру, поэтому параметр сплошности ψ или повреждености $\omega = 1 - \psi$ является статистическим показателем, который может быть задан с помощью некоторого кинетического уравнения, базирующегося на двух гипотезах. Согласно первой гипотезе хрупкое разрушение протекает со скоростью, зависящей только от напряжения. Согласно второй гипотезе, и в соответствии с представлениями статистической физики, скорость хрупкого разрушения зависит от напряжения и величины накопленной поврежденности.

Данная концепция была использована в работах Качанова-Работнова [5, 6] и на ее основе ими был сформулирован критерий хрупкого разрушения в условиях высокотемпературной ползучести. Согласно этим работам вводится параметр сплошности или повреждености, зависящие от времени t. Причем при t=0, $\omega=0$, т.е. в начальном состоянии система не повреждена. Система разрушается при условии $\omega=1$ Для параметра сплошности (поврежденности) используется кинетическое уравнение, правая часть которого задается в виде степенной зависимости от величины эффективного напряжения и для этого простого случая формулируется критерий длительной прочности.

Формулировка критерия усталостной прочности композиционных материалов на основе концепции поврежденности

Воспользуемся параметрами поврежденности и сплошности, выраженными через отношения модулей упругости поврежденного и неповрежденного материала. Диаграмма напряжение-деформация для этих материалов близка к линейной с предельной деформацией в пределах двух-трех процентов. Поэтому в первом приближении для этих материалов можно использовать модель упругой среды.

Принимается принцип эквивалентных напряжений [7], согласно которому компоненты тензора напряжений поврежденной среды $\sigma_{ij\omega}$ определяется через компоненты σ_{ij} тензора напряжений неповрежденной среды соотношением

$$\sigma_{ij\omega} = \frac{\sigma_{ij}}{1 - \omega} = \frac{\sigma_{ij}}{\psi} \tag{1}$$

Далее принимается принцип эквивалентности деформаций, согласно которому деформация поврежденной среды \mathcal{E}_D при простом растяжении выражается соотношением

$$\varepsilon_D = \frac{\sigma}{1 - \omega} \frac{1}{E}, \qquad \varepsilon_D = \frac{\sigma}{E_D}, \tag{2}$$

где E, E_D – модули упругости, соответственно, неповрежденного и поврежденного материала.

Из соотношений (2) следует

$$\omega = 1 - \frac{E_D}{E}, \ \psi = \frac{E_D}{E} \tag{3}$$

Таким образом, параметры поврежденности и сплошности выражаются через отношение модулей упругости поврежденной и неповрежденной среды.

Учитывая эти соотношения и принимая концепцию поврежденности, сформулируем критерий усталости для композиционных материалов. Введем следующие два обобщенных понятия: эффективное время [8] $z = tf^{-\alpha}$ (α – постоянная, f = N/t – частота нагружения, N – число циклов нагружения) и эффективное напряжение σ_a/ψ (σ_a – амплитуда напряжения цикла).

Кинетическое уравнение для параметра поврежденности зададим в виде

$$\frac{d\psi}{dz} = -A \left(\frac{\sigma_a}{\psi}\right)^n,\tag{4}$$

где A, n – постоянные.

Учитывая принятые обозначения, уравнение (4) можно записать через число циклов нагружения

$$\frac{d\psi}{dN} = -Af^{-(1+\alpha)} \left(\frac{\sigma_a}{\psi}\right)^n \tag{5}$$

Решение уравнения (5) при начальном условии N = 0, $\psi = 1$ имеет вид

$$\psi = \left[1 - (n+1)Af^{-(1+\alpha)}\sigma_a^n N\right]^{\frac{1}{n+1}}$$
(6)

Кривая $\psi = E_D / E$ согласно формуле (6) и экспериментальные точки, полученные при циклическом нагружении стеклопластика согласно работе [9] показаны на рис. 1. При расчетах приняты следующие значения коэффициентов: n = 8, $A = 1,93 \cdot 10^{-26} [M\Pi a]^{-8}$, $\alpha = 0$, $f = 5\Gamma \mu$, $\sigma_a = 347 M\Pi a$.



Рис. 1. Кривая поврежденности согласно формуле (6) – сплошная линия и опытные точки, полученные при циклическом нагружении образцов из стеклопластика [9].

В реальных условиях в момент разрушения величина параметра поврежденности (согласно рис. 1) не достигает нулевого значения. Разрушение наступает при некоторой критической величине $\psi = \psi_*$. Принимая в (6) условие разрушения в виде: $N = N_f$, $\psi = \psi_*$ ($\psi_* \neq 0$) получим следующий критерий усталостной прочности

$$\sigma_a^n N_f = \frac{(1 - \psi_*)^{n+1} f^{(1+\alpha)}}{(n+1)A}$$
(7)

В двойных логарифмических координатах $lg \sigma_a - lg N_f$ критерий (7) выражается в виде прямой линии, что согласуется с результатами многочисленных опытов на усталость, например, образцов из углепластика и стеклопластика [10, 11].

На рис. 2 представлена кривая усталости (7) и экспериментальные точки для усталости однонаправленного стеклопластика согласно работе [9]. При расчетах приняты следующие значения коэффициентов: n = 8, $A = 1,93 \cdot 10^{-26} [M\Pi a]^{-8}$, $\alpha = 0$, $f = 5\Gamma \mu$, $\psi_* = 0,6$.



Рис. 2. Кривая усталости согласно критерию (7) и экспериментальные точки для однонаправленного углепластика согласно работе [9].

Заключение

Обзорные исследования усталости композиционных материалов показывают, что в процессе длительного циклического нагружения этих материалов, в частности, стеклопластиков и углепластиков основным механизмом деформирования и разрушения можно считать различного рода повреждения. Данные повреждения описываются с помощью параметра повреждениости, кинетическое уравнение для которого разработано методами механики рассеянного повреждения и разрушения. Параметр поврежденности (сплошности) определяется относительным изменением модуля упругости в процессе циклических нагружений. В качестве условия разрушения рассматривается критическая величина повреждений и на этой основе формулируется критерий усталостной прочности. Наблюдается хорошее согласие теоретических кривых поврежденности и усталости с результатами соответствующих опытов для однонаправленного стеклопластика согласно работе [9].

- 1. Boller K.H. Composite Materials: Testing and Design. ASTM STR 460. 1969. 217p.
- 2. Salkind M.J. Fatigue of composites. Composite Materials: Testing and Design. ASTM STR 497. 1972. P. 143-169.
- 3. Haward R.N. The extension and rupture of cellulose acetate and celluloid // Trans. Farad. Soc. 1942. V. 38. P. 394-400.
- 4. Бокшицкий М.Н. Длительная прочность полимеров. М.: Химия. 1978. 310с.
- 5. Качанов Л.М. О времени разрушения в условиях ползучести // Изв. АН СССР. ОТН. 1958. N 8. C. 26-31.
- 6. Работнов Ю.Н. Ползучесть элементов конструкций М.: Наука. 1966. 752с.
- Lemaitre J. A Course on Damage Mechanics. Jane Lamaitre, Rodrigue Desmorat. Verlag Berlin Heidelberg: Springer, 2005. 380p.
- Alexander R. Arutyunyan, Robert A. Arutyunyan. The frequency dependence of the fatigue fracture criterion // Proceedings of XXXIII Summer School-Conference "Advanced problems in mechanics". June 28 - July 5, 2005. St.-Petersburg (Repino). St.-Petersburg: IPME RAS. 2005. P. 7-8.
- 9. Dharan C.K.H. Fatigue failure mechanisms in a unidirectionally reinforced composite material. Fatigue of composite materials. ASTM STP. 569. American Society of Testing and Materials. 1975. P. 171-188.
- Оуен М.Дж. Усталостное повреждение стеклопластиков. Глава 7. В кн.: Композиционные материалы. Том 5. Разрушение и усталость. (Под редакцией Л. Браутмана и Р. Крока). М.: Мир. 1978. С. 333-362.
- 11. Оуен М. Дж. Усталость углепластиков. Глава 8. В кн.: Композиционные материалы. Том 5. Разрушение и усталость. (Под редакцией Л. Браутмана и Р. Крока). М.: Мир. 1978. С. 363-393.

ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗМЕНЕНИЯ УПРУГИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛОВ В ДЕФОРМИРОВАНИЕ И РАЗРУШЕНИЕ ОБРАЗЦОВ ИЗ ТЕРМОПЛАСТИЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Ю.В. Баяндин, М.В. Банников, Д.Д. Бутманов

Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь buv@icmm.ru

Аннотация. Целью работы является исследование упругих и прочностных свойств термопластичных материалов для 3D-печати: акрилонитрилбутадиенстирол (ABS), модифицированный гликолем полиэтилентерефталат (PETG), термопластичный эластомер (TPE), полилактид (PLA), сополимер бутадиена и стирола (SBS). Проведены стандартные испытания на растяжение образцов, изготовленных с укладкой слоев параллельно и перпендикулярно оси растяжения. Исследования механических и прочностных свойств позволяют оценить несущую способность изделий из термопластичных материалов. Результаты стандартных испытаний могут быть использованы для моделирования поведения таких изделий при квазистатических, циклических и динамических нагрузках.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 17-48-590562.

Введение

В настоящее время интенсивно развивается применение аддитивных технологий в различных отраслях промышленности [1]. Аддитивные технологии с использованием термопластичных материалов находят широкое применение в прототипировании моделей и будущих изделий, в литейном производстве для изготовления форм, в медицине для изготовления имплантатов и зубного протезирования, а также во многих других приложениях [2-4]. Одним из самых популярных методов изготовления таких изделий является наплавление (FDM), при котором модель формируется послойной укладкой расплавленной нити (пластик, металл, воск и др.). Распространенными материалами для 3D-принтеров являются термопластичные полимеры, которые практически не меняют свои физико-механические характеристики после отверждения. Интерес представляет изучение деформационных и прочностных свойств получаемого при печати образца, который является послойной конструкцией с определенным чередованием укладки нити и различным процентом заполнения [5, 6]. При этом различные термопластичные материалы обладают своими отличительными особенностями, некоторые из них являются более пластичными, другие проявляют более высокие прочностные характеристики. В настоящее время данные по испытаниям изделий из термопластов, изготовленных послойной наплавкой, достаточно разрозненные, поэтому возникает необходимость в проведении таких исследований для целого ряда материалов [7-9]. Также интерес представляет изучение прочностных свойств при циклических [10] и динамических воздействиях [11].

Целью работы является исследование упругих и прочностных свойств нескольких материалов, которые доступны на отечественном рынке. В работе исследовано пять видов доступных материалов: акрилонитрилбутадиенстирол (ABS), модифицированный гликолем полиэтилентерефталат (PETG), термопластичный эластомер (TPE), полилактид (PLA), сополимер бутадиена и стирола (SBS). Пластик ABS более распространен и имеет большие упругие и прочностные характеристики по сравнению с другими, а применение пластика PLA обусловлено его экологическими свойствами. Термопластичные эластомеры, которые представляют собой комбинацию эластомера и термопласта, объединяют в себе свойства резин и пластиков. Альтернативными по отношению к ABS и PLA являются пластики PETG и SBS, которые сравнительно недавно появились на рынке, последнему отдается предпочтение в инженерных и механических приложениях, так как он более гибкий и имеет высокое предельное удлинение на разрыв.

Механические испытания образцов

Стандартные образцы для испытаний на растяжение были изготовлены на 3D-принтере «Flying bear p902» со 100% заполнением пластика. С целью изучения влияния типа укладки слоев на механические свойства по отношению к направлению растяжения печать производилась в двух направлениях при изготовлении: горизонтальное расположение образца (укладка слоев вдоль образца) и вертикальное расположение образца (укладка слоев вдоль образца) и вертикальное расположение образца (укладка слоев вдоль образца) и вертикальное расположение образца. Испытания проводились в лаборатории физических основ прочности ИМСС УрО РАН на гидравлической разрывной машине BIS-100 в условиях квазистатического растяжения со скоростью деформации 1 мм/мин в соответствии с ГОСТ 11262-2017 [12]. Геометрия образцов для стандартных испытаний на растяжение представлена на рисунке 1.



Рис. 1. Геометрия образца [12]

В таблице 1 представлены характерные размеры образцов.

Таблица 1. Геометрические размеры образцов

Параметр	10	l_1	l_2	l ₃	b ₁	b ₂	r	d
Значение	25±0,5	80	52±1	40±0,5	$11\pm0,2$	5±0,2	6±0,2	1-4

Характерный вид образцов после испытаний представлен на рисунке 2. Результаты механических испытаний представлены в таблице 2.



Рис 2. Образцы из пластика PLA (а) и SBS (б) после испытаний

Таблица 2. Механические и прочностные характеристики

Материал	Е, ГПа	□ _m , M∏a	ε _m , %	ε _b , %
ABSg	$1,00\pm0,04$	29,82±0,15	4,0±0,2	17,1±4,9
ABSv	0,99±0,16	18,52±1,15	2,3±0,1	2,3±0,1
PETGg	1,14±0,09	44,95±0,24	5,7±0,1	13,6±2,6
PETGv	$1,02{\pm}0,08$	6,58±1,95	0,9±0,1	0,9±0,1
PLA	1,70±0,29	55,9±1,7	5,9±1,4	8,8±1,3
TPE	0,04±0,01	11,05±1,92	>600	>600
SBS	$0,46{\pm}0,09$	12,72±0,65	6,3±0,8	180±60

На рисунках 3 и 4 приведены диаграммы нагружения образцов для всех исследуемых материалов. На графиках латинскими буквами обозначены различные варианты изготовления образцов (g – горизонтальная печать образцов, v – вертикальная печать образцов), цифрами – номера образцов.



Рис. 3. Диаграммы нагружения образцов из ABS (а) и РЕТС (б)



4. диаграммы нагружения образцов из PLA (a), ТРЕ и SB3

Заключение

По результатам стандартных испытаний на растяжение было установлено, что модуль упругости образцов снижается в 2-3 раза по отношению к значениям исходных значений модулей термопластичных материалов. Самым прочным оказался PLA (~55 МПа), ниже предел прочности оказался у PETG (~45 МПа) и ABS (~30 МПа). Термопластичные эластомер TPE и сополимер SBS имеют более низкий предел прочности (~10-13 МПа), но при этом они подвергаются большим деформациям в силу своего состава. Также было установлено снижение характеристик для образцов, напечатанных вертикально, что может быть связано с адгезией и отрывом слоев.

- 1. Bikas H., Stavropoulos P., Chryssolouris G. Additive manufacturing methods and modelling approaches: a critical review // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2016. V. 83. №. 1-4. P. 389-405.
- Каблов Е.Н., Семенова Л.В., Петрова Г.Н., Ларионов С.А., Перфилова Д.Н. Полимерные композиционные материалы на термопластичной матрице // Известия вузов. Сер.: Химия и химическая технология. 2016. Т. 59. № 10. С. 61-71.
- 3. Петрова Г.Н., Ларионов С.А., Сорокин А.Е., Сапего Ю.А. Современные способы переработки термопластов // Труды ВИАМ. 2017. Т. 59. № 11. С. 7.
- 4. Петрова Г.Н., Ларионов С.А., Платонов М.М., Перфилова Д.Н. Термопластичные материалы нового поколения для авиации // Авиационные материалы и технологии. 2017. № S. C. 420-436.
- Garg A., Bhattacharya A., Batish A. Chemical vapor treatment of ABS parts built by FDM: Analysis of surface finish and mechanical strength // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. 2017. V. 89. № 5-8. P. 2175-2191.
- 6. Christiyan K. G. J., Chandrasekhar U., Venkateswarlu K. A study on the influence of process parameters on the Mechanical Properties of 3D printed ABS composite // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. IOP Publishing, 2016. V. 114. № 1. P. 012109.
- Upadhyay K., Dwivedi R. and Kumar Singh A. "Determination and Comparison of the Anisotropic Strengths of Fused Deposition Modeling P400 ABS" in *Advances in 3D printing & additive manufacturing technologies*, edited by D. I. Wimpenny, P. M. Pandey and L. J. Kumar, Springer, Singapore, 2017. P. 9-28.
- Adamczak S., Bochnia J., Kaczmarska B. Estimating the uncertainty of tensile strength measurement for a photocured material produced by additive manufacturing // Metrology and Measurement Systems. 2014. V. 21. №. 3. P. 553-560.
- Hinchcliffe S. A., Hess K. M., Srubar W. V. Experimental and theoretical investigation of prestressed natural fiber-reinforced polylactic acid (PLA) composite materials // Composites Part B: Engineering. 2016. V. 95. P. 346-354.
- 10. Afrose M. F. et al. Effects of part build orientations on fatigue behaviour of FDM-processed PLA material // Progress in Additive Manufacturing. 2016. V. 1. №. 1-2. P. 21-28.
- 11. Chevrychkina A. A., Evstifeev A. D., Volkov G. A. Analysis of the Strength Characteristics of Acrylonitrile– Butadiene–Styrene Plastic under Dynamic Loading // Technical Physics. 2018. V. 63. №. 3. P. 381-384.
- 12. ГОСТ 11262-2017. Пластмассы. Метод испытания на растяжение. Стандартинформ, Москва, 2018.

МЕТОД МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ ДЛЯ МОДЕЛИРОВАНИЯ РАСПРОСТРАНЕНИЯ ТРЕЩИН В УСЛОВИЯХ СМЕШАННОГО НАГРУЖЕНИЯ

О.Н. Белова¹

¹Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева, Самара belovaonik@yandex.ru

Аннотация. В работе представлены результаты атомистического моделирования пластины с центральной трещиной, находящейся под действием смешанного нагружения. К образцу прикладывались растягивающие и сдвиговые нагрузки. Вычисления проводились для пластин из меди и алюминия. Моделирование проведено с помощью метода молекулярной динамики в программном пакете LAMMPS. В результате получены картины распространения трещины с течением времени. Зафиксированы углы распространения дефекта для различных параметров смешанного нагружения. Получены поля напряжений.

Работа выполнена при поддержке гранта РНФ № 16-08-00571

Введение

Анализ вопросов смешанного нагружения элементов конструкций с трещинами имеет большое практическое значение. Оборудование на предприятиях зачастую подвергается растягивающим, сдвиговым и скручивающим нагрузкам. При этом оно может быть подвержено коррозионному и тепловому воздействию. Важно своевременно выявить образование деформаций и трещин, выяснить причины их возникновения и предсказать путь их распространения. Данная задача актуальна в настоящее время. Особенный интерес вызывает моделирование распространения трещины при смешанном нагружении, так как данный тип нагрузки наиболее распространен. Существуют различные подходы решения данной задачи. Многие исследователи изучают процессы разрушения в различных материалах с помощью моделирования методом молекулярной динамики [1-11]. В работе представлено решение задачи распространения трещины в пластине методом атомистического моделирования.

Метод молекулярной динамики

Метод молекулярной динамики - обобщенное название численных методов решения различных физических задач при помощи моделирования (имитации) движения атомов, молекул, коллоидных и т.п. частиц, составляющих исследуемую систему. Предполагают известными законы взаимодействия между частицами в рамках классической механики. Численно интегрируя уравнения механики, можно проследить за движением частиц и, усредняя по времени и по всем частицам, попытаться вывести микро- и макроскопические характеристики изучаемой системы. Это универсальный метод исследования веществ позволяет моделировать системы размером до 10^9 частиц, что соответствует характерному объему мкм³. Главное преимущество данного метода – возможность расчета не только термодинамических характеристик, но и кинетических свойств вещества, таких как коэффициенты переноса, а также динамики равновесных и неравновесных процессов. Особенно полезен данный метод для изучения свойств в нанометровых масштабах, поскольку экспериментальные исследования в этой области затруднены.

Ключевым фактором обеспечения достоверности результатов атомистического моделирования является выбор потенциала взаимодействия в системе. Для моделирования пластины был выбран потенциал внедренного атома (EAM – embedded atom method), хорошо описывающий взаимодействия в металлах, в частности, для меди – Cu_u3.eam, для алюминия – Al_jnp.eam. и Al99.eam.alloy. Потенциалы взяты из сайта собрания потенциалов - https://www.ctcms.nist.gov/potentials/. Ниже приведено сравнение результатов моделирования с использованием двух последних потенциалов при нагружении, соответствующем параметру смешанности нагружения $M_e=0.5$ (Puc 1, Puc. 2). Цветом показаны значения компонент тензора напряжения. В левой колонке представлена компонента тензора напряжения σ_{11} , в средней – σ_{22} , в правой – σ_{12} .

Обработка полученных результатов была проведена в OVITO (Open Visualization Tool) – научное программное обеспечение для визуализации и анализа данных моделирования атомов и частиц.



Рис. 1 Распределение напряжения при деформации, соответствующей параметру смешанности нагружения M_e=0.5, при моделировании пластины из материала, описанного потенциалом взаимодействия Al_jnp.eam, с течением



Рис. 2 Распределение напряжения при деформации, соответствующей параметру смешанности нагружения *M_e*=0.5, при моделировании пластины из материала, описанного потенциалом взаимодействия Al99.eam.alloy, с течением времени

Трещина инициировалась путем задания двух областей – под трещиной и над ней, между которыми отсутствовало взаимодействие. Также проведены расчеты для моделей, где трещина создавалась путем удаления ряды атомов. Размеры моделируемого образца также варьировались. Рассматривались случаи, где трещина составляла 2%, 5%, 10% от длины пластины. Пластина моделировалась квадратной формы с размерами сторон 50, 100, 200, 300 кристаллических ячеек. Толщина пластины во всех расчетах была равна 1 кристаллической ячейке. Перед приложением нагрузки система приводилась в равновесие при помощи (nvt) ансамбля. При этом постоянными остаются количество элементов, объем и температура. Моделирование проводилось при разных температурах.

В ходе вычислений рассматривались различные способы приложения нагрузки. Первый способ заключался в том, что нагрузка прикладывалась к верхней границе. То есть создавалось два региона – нижний (2 слоя атомов снизу) и верхний (2 слоя атомов сверху) и первый из них фиксировался, а элементам второго придавались скорость движения и направление. Во втором случае всем атомам системы задавались модуль скорости и направление.

Заключение

В результате компьютерного эксперимента были получены значения углов распространения трещины под действием смешанного нагружения. Приведено сравнение результатов в зависимости от материала, температуры и способов задания трещины и нагружения.

- 1. Л.В. Степанова, С.А. Бронников, О.Н. Белова. Оценка направления роста трещины в условиях смешанного нагружения (нормальный отрыв и поперечный сдвиг): обобщенные критерии классической механики разрушения и атомистическое моделирование смешанного нагружения (метод молекулярной динамики) // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. 2017. № 4. С. 189-213.
- L.V.Stepanova, S.A. Bronnikov S.A. Mathematical modeling of the crack growth in linear elastic isotropic materials by conventional fracture mechanics approaches and by molecular dynamics method: Crack propagation direction angle under mixed mode loading // Journal of Physics: Conference Series. 2018. V. 973(1). 012050.
- 3. O.N.Belova, L.V.Stepanova Estimation of crack propagation direction angle under mixed mode loading in linear elastic isotropic materials by generalized fracture mechanics criteria and atomistic modeling (molecular dynamics method) // Journal of Physics: Conference Series. 2018. V.1096. P. 012060.
- 4. Nghia Trong Mai, Seung Tae Choi. Atomic-scale mutual integrals for mixed-mode fracture: Abnormal fracture toughness of grain boundaries in graphene. // International Journal of Solids and Structures. 2018. № 138. C. 205-216
- 5. Sourav Gur, Mohammad Rafat Sadata, George N. Frantziskonis, Stefan Bringuier, Lianyang Zhang, Krishna Muralidharan. The effect of grain-size on fracture of polycrystalline silicon carbide: A multiscale analysis using a molecular dynamics-peridynamics framework //Computational Materials Science. 2019. № 159. C. 341-348
- 6. Yu Wei, Yongheng Li, Dandan Huang, Chujia Zhou, Junhua Zhao. Fracture properties of nanoscale single-crystal silicon plates: Molecular dynamics simulations and finite element method. // Engineering Fracture Mechanics. 2018. № 202. C. 1-19.
- 7. Xiangguo Zeng, Tixin Han, Yang Guo, Fang Wang. Molecular dynamics modeling of crack propagation in titanium alloys by using an experiment-based Monte Carlo model //Engineering Fracture Mechanics 2018. № 190. C. 120-133.
- 8. Sanjib C. Chowdhurya, Ethan A. Wisea, Raja Ganesha, John W. Gillespie Jr. Effects of surface crack on the mechanical properties of Silica: A molecular dynamics simulation study // Engineering Fracture Mechanics. 2019. № 207. C. 99-108.
- 9. Tao Nia, Mirco Zaccariotto, Qi-Zhi Zhu, Ugo Galvanetto. Static solution of crack propagation problems in Peridynamics // Computer methods in applied mechanics and engineering. 2019. № 346 C. 126-151.
- 10. Liang Zhanga, Yasushi Shibuta, Xiaoxu Huang, Cheng Lu, Mao Liu. Grain boundary induced deformation mechanisms in nanocrystalline Al by molecular dynamics simulation: From interatomic potential perspective // Computational Materials Science. 2019. № 156. C. 421-433.
- 11. Divya Singh, Pankaj Sharma, Sahil Jindal, Prince Kumar, Piyush Kumar, Avinash Parashar. Atomistic simulations to study crack tip behaviour in single crystal of bec niobium and hep zirconium // Current Applied Physics 2019. № 19. C. 37-43.

ОПИСАНИЕ ЭФФЕКТА СМЫКАНИЯ ТРЕЩИНЫ ПРИ УСТАЛОСТНОМ НАГРУЖЕНИИ

Д.А. Билалов¹, М.В. Банников¹, <u>С.Р. Баяндин</u>², О.Б. Наймарк¹

¹Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь

²Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь krd2874@mail.ru

Аннотация. Предложена модификация уравнения Пэриса при помощи которой можно описать эффект смыкания трещины. Прописана зависимость константы Пэриса от параметра совершённой работы. Выделены два энергетических барьера, отвечающие за схлопывание и возобновление роста трещины. Определены дополнительные константы построенной модели. Полученные результаты численных расчётов находятся в хорошем соответствии с данными эксперимента. Это говорит о том, что предложенная модель способна адекватно описывать эффект схлопывания трещины.

Работа выполнена при поддержке гранта Российского научного фонда № 18-72-00142.

Введение

Актуальной задачей в инженерной практике является проектирование надежных элементов конструкций, которые имеют минимально необходимый запас прочности. Это способствует значительному снижению стоимости изделия и повышает его экономическую рентабельность. Данная проблема сложна, особенно если компоненты технического объекта испытывают переменные нагрузки, которые приводят к деградации прочностных характеристик – накоплению повреждений, возникновению трещин и разрушению. В ситуации, когда материал испытывает циклическое нагружение с постоянной амплитудой напряжений, долговечность можно оценить на основании построения кривых выносливости, а при исследовании кинетики развития трещин – по кинетической диаграмме усталостного разрушения [1]. Цель данной работы – модификация кинетического уравнения роста усталостной трещины типа Пэриса [2] для описания эффекта смыкания трещины, открытого Элбером [3].

Математическая постановка задачи

Классический вариант уравнения Пэриса имеет вид [2]:

$$\frac{dl}{dN} = C \left(\frac{\Delta K}{E \sqrt{l_0}}\right)^m$$

$$\Delta K = \Delta \sigma \sqrt{\pi l} \; ,$$

где l – длина трещины, N – номер цикла, C, m – константы, E – модуль Юнга, l_0 – начальная длина трещины, σ – напряжение. В таком виде уравнение не способно описать эффект смыкания трещины. Это связано с тем, что коэффициент интенсивности напряжений (КИН) K прямо пропорционально зависит от длины трещины. При смыкании трещины (уменьшении параметра l) параметр K также уменьшается. При этом на графике, отражающем зависимость скорости роста усталостной трещины от коэффициента интенсивности напряжений (рис. 1), не наблюдается разрыва, который является следствием схлопывания трещины.

Эффект смыкания трещины связывают с образованием большой зоны пластической деформации в окрестности её вершины [5]. Таким образом, возникает необходимость ввести параметр состояния, который учитывал бы совершённую работу в процессе усталостного нагружения. В качестве такого параметра была выбрана освобождающаяся поверхностная энергия трещины согласно Гриффитсу [5]:

$$\gamma = \frac{\sigma^2 \pi l}{2E} \, .$$

Нормированием параметра у на начальную длину трещины получим выражение для удельной объёмной энергии ([у_V] = Па):

$$\gamma_V = \frac{\sigma^2 \pi l}{2E l_0} \,. \tag{1}$$

Согласно Гриффитсу, данное выражение даёт оценку освобождённой энергии при достижении трещиной фиксированного размера l. В нашем случае важна совершённая работа при достижении трещиной размера l. Для этого необходимо проинтегрировать выражение (1) по циклам нагружения, принимая во внимание, что l(N) есть функция от N:

$$\int_{0}^{N_{0}} \gamma_{V} dN = \int_{0}^{N_{0}} \frac{\sigma^{2} \pi l(N)}{2El_{0}} dN = \frac{\sigma^{2} \pi}{2El_{0}} \int_{0}^{N_{0}} l(N) dN \equiv \Gamma, \qquad (2)$$

где Г – работа (затраченная энергия), совершённая для достижения трещины размера *l* (после *N*₀ циклов), отнесённая к единице объёма, как и γ_V . Для численного интегрирования выражение (2) удобно записать в дифференциальной форме:

$$\frac{d\Gamma}{dN} = \frac{\sigma^2 \pi l(N)}{2El_0} = \frac{K^2}{2El_0}.$$
(3)



Рис. 1. Зависимость скорости роста трещины от КИНа для материала АК4 [4]

Для связи (3) с уравнением Пэриса предлагается сделать зависимой от параметра Г константу С:

$$\frac{dl}{dN} = C(\Gamma) \left(\frac{\Delta K}{E\sqrt{l_0}} \right)^m = C(\Gamma) \left(\frac{\Delta \sigma \sqrt{\pi l(N)}}{E\sqrt{l_0}} \right)^m, \tag{4}$$

$$C(\Gamma) = C_0 \cdot th\left(\frac{\Gamma - \Gamma_1}{\Gamma_0}\right) \cdot \left\{th\left(\frac{\Gamma - \Gamma_2}{\Gamma_0}\right) + \Delta C_0\right\},\tag{5}$$

где C_0 – совпадает с C в случае, если $C = const; \Delta C_0$ – константа, отвечающая за изменение скорости роста усталостной трещины после завершения процесса смыкания и возобновлении роста; Γ_1 и Γ_2 – характерные энергетические барьеры, отвечающие за начало процесса схлопывания и возобновления процесса роста трещины соответственно; $\Gamma_0 = \sigma^2 \pi / (2 \cdot E)$ – обезразмеривающий множитель, равный энергии в начальный момент, когда длина трещины равна l_0 . Физический смысл соотношений (3)-(5) заключается в том, что существует некоторый барьер накопленной энергии, после которого трещина начинает смыкаться. Однако после преодоление другого энергетического барьера рост трещины возобновляется.

Результаты моделирования

Полученная система дифференциальных уравнений (3)-(5) интегрировалась численно методом Адамса. Константы C_0 и m – определялись из вида кинетической диаграммы (рис. 1). Параметры Γ_1 , Γ_2 , ΔC_0 были найдены путём решения задачи минимизации невязки между экспериментальными [4] и расчётными данными. Полный список констант, используемых при численном решении следующий: E = 72 ГПа, $\Gamma_1 = 31$ МПа, $\Gamma_2 = 60$ МПа, $\Delta C_0 = 0.55$, $C_0 = 0.01$, m = 2.48, $l_0 = 0.000255$ м. Результаты расчёта представлены на рис. 2.



Рис. 2. Зависимость скорости роста трещины от КИНа в расчёте (точки) и эксперименте [4] (сплошные линии)

Можно сделать вывод, что предложенная модификация хорошо описывает эффект смыкания трещины при усталостном нагружении. Из недостатков модификации можно выделить неспособность описания всей кинетической диаграммы (нелинейный участки на начальной и финальной стадиях роста трещины). Однако, уравнение Пэриса изначально не претендовало на описание нелинейных участков.

- 1. Панасюк В. В. Механика квазихрупкого разрушения материалов. Киев: Наук. думка, 1991. 416 с.
- Paris P.C., Erdogan F. A // Journal of Basic Engineering; Transaction, American Society of Mechanical Engineers, Series D. 1963. Vol. 85. P. 528–534.
- 3. Elber W. // Eng. Fract. Mech. 1970. Vol. 21. P. 37–45.
- 4. Barenblatt G.I., Botvina L.R. // Proc. R. Soc. Lond. A. 1993. Vol. 442. P. 489-494.
- 5. Ботвина Л.Р. Кинетика разрушения конструкционных материалов. М.: Наука, 1989. 230 с.

РАЗРУШЕНИЕ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ В РЕЖИМЕ МНОГО- И ГИГАЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ

Д.А. Билалов, Ю.В. Баяндин, О.Б. Наймарк

Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь ledon@icmm.ru

Аннотация. Построена математическая модель для описания поведения металлов и сплавов при различных типах нагружения. Параметры модели идентифицированы на примере сплава АМг2.5. Численно получена кривая Вёлера (S-N диаграмма) в диапазоне 10²-10¹⁰ циклов нагружения. Описан эффект дуальности кривой усталостного разрушения. Рассмотрен процесс предварительного динамического деформирования и последующих усталостных испытаний. Показано, что исследуемый материал слабо чувствителен к предварительному динамическому нагружению, что подтверждается экспериментами.

Работа выполнена при поддержке грантов РФФИ № 18-08-01186 а, 17-41-590149 р_а, 17-08-00905 а.

Введение

Проведено теоретическое исследование процесса усталостного разрушения сплава AMr2.5 после предварительного динамического нагружения. Статистическая теория дефектов [1-3] была использована для построения математической модели деформируемого твёрдого тела с мезоскопическими дефектами (микросдвиги и микротрещины), которая способна адекватно описать деформационное поведение пластичных материалов при различных типах нагружения. Численное изучение усталостного разрушения при количестве циклов 10⁷-10⁹ требует больших вычислительных мощностей, что делает решение краевой задачи затруднительным и возможным лишь при мало- и многоцикловой усталости [4-6]. С целью экономии расчётного времени рассматривалось поведение представительного объёма материала.

Математическая постановка задачи

Полная система уравнений для описания реакции материала на усталостное нагружение выглядит следующим образом:

$$\dot{p} = \dot{\varepsilon}_0^{n_p} \left(\Gamma_{p\sigma} \sigma(t) - \Gamma_p \frac{\partial F}{\partial p} \right), \tag{1}$$

$$\dot{\delta} = -\dot{p}_0^{n_\delta} \Gamma_\delta \frac{\partial F}{\partial \delta} \,, \tag{2}$$

$$\frac{F}{F_m} = \frac{p^2}{2} - \frac{p^2}{2\delta} + c_1 p + c_2 \ln(c_3 + c_4 p + p^2) - \frac{\sigma(t)p}{2G},$$
(3)

$$\sigma(t) = \sigma_A \sin(2\pi \upsilon t) \,, \tag{4}$$

$$p_{t=0} = 0, \delta_{t=0} = \delta_0, \qquad (5)$$

где p – деформация, обусловленная дефектами; $\sigma(t)$ – напряжение; σ_A и υ – амплитуда и частота напряжений; δ – параметр структурного скейлинга; $\Gamma_{p\sigma}$, Γ_p , Γ_δ – положительные кинетические коэффициенты; $\dot{\varepsilon}_0 = \dot{\varepsilon}/\dot{\varepsilon}_c$, $\dot{p}_0 = \dot{p}/\dot{\varepsilon}_c$, $\dot{\varepsilon}$ - скорость деформации, $\dot{\varepsilon}_c = 1$ с⁻¹; n_σ и n_δ – параметры, характеризующие скоростную чувствительность материала; G – модуль сдвига; c_1 , c_2 , c_3 , c_4 , F_m – константы потенциала неравновесной свободной энергии F; $\delta_0 = 1,15$.

Идентификация параметров модели

Неизвестные параметры модели идентифицировались в три этапа: 1 – определение кинетических коэффициентов с использованием диаграмм деформирования [7]; 2 – идентификация параметров, отвечающих за скоростную и температурную чувствительность с использованием экспериментальных данных о прочности материала при различных скоростях деформации [7] и температурах [8]; 3 – определение констант из уравнения для параметра структурного скейлинга (2) с использованием данных усталостных испытаний [7]. Иллюстрация решений задач минимизации невязок между экспериментальными и расчётными данными приведена на рис. 1а.



Рис. 1. Диаграммы деформирования при различных скоростях деформации: точки – эксперимент [7], сплошная линия – расчёт (а). S-N-диаграмма: сплошная линия – расчёт, точки – статистический разброс экспериментальных данных [7] (б) Результаты расчётов

Зависимость количества циклов до разрушения N_c от амплитуды приложенных напряжений изображена на рис. 16. Теоретическая S-N диаграмма удовлетворительно соответствует эксперименту [7]. Эффект дуальности кривой Вёлера, который заключается в изменении угла наклона S-N диаграммы в логарифмических координатах при переходе от много- к гигацикловой усталости, был описан (рис. 16). Уровень напряжений, при которых изменяется вид S-N кривой, соответствует пределу пропорциональности, когда связь напряжений и деформаций становится линейной.



Рассмотрен вариант предварительного динамического нагруженияс последующим испытанием материала на усталостную прочность. Такое комбинированное воздействие находит различные приложения в авиамоторостроении. Например, попадание камешков или птицы в лопатки двигателя при взлёте. Также примером может служить случайный удар (техник уронил гаечный ключ) по какому-либо элементу конструкции, после чего они отправляются в эксплуатацию. Смена состояния материала после динамического пластического деформирования учитывалось посредствам δ (задано иное значения δ_0). Для того, чтобы определить значение δ_0 в зависимости от скорости и величины предварительной деформации, решалась задача динамического нагружения. Соответствующая зависимость параметра δ изображена на рис. 26. Сравнение S-N кривых при $\delta_0 = 1,15$ и $\delta_0 = 1,05$ можно видеть на рис. 2а. Расчёт показал, что сплав AMr2.5 слабо чувствителен к предварительному динамическому нагружению, что подтверждено экспериментом [7].

- 1. Билалов Д.А., Соковиков М.А., Чудинов В.В., Оборин В.А., Баяндин Ю.В., Терёхина А.И., Наймарк О.Б. // Вычислительная механика сплошных сред. 2015. Т. 8, №3. С. 319-328.
- 2. Билалов Д.А., Соковиков М.А., Чудинов В.В., Оборин В.А., Баяндин Ю.В., Терёхина А.И., Наймарк О.Б. // Вычислительная механика сплошных сред. 2017. Т. 10, № 1. С. 103-112.
- 3. Билалов Д.А., Баяндин Ю.В., Наймарк О.Б. // Вычислительная механика сплошных сред. 2018. Т. 11, № 3. С. 323-334.
- 4. Волков И.А., Коротких Ю.Г., Панов В.А., Шишулин Д.Н // Вычислительная механика сплошных сред. 2014. Т. 7, № 1. С. 15-22.
- 5. Волков И.А., Игумнов Л.А., Тарасов И.С. // Вычислительная механика сплошных сред. 2017. Т. 10, № 1. С. 17-30.
- 6. Гучинский Р.В., Петинов С.В. // Вычислительная механика сплошных сред. 2015. Т. 8, № 4. С. 376-385.
- 7. Froustey C., Lataillade J.L. // Materials Science and Engineering A. 2009. Vol. 500. P. 155-163.
- Фролов К.В. Машиностроение. Энциклопедия. Том II-3: Цветные металлы и сплавы. Композиционные металлические материалы. М.: Машиностроение, 2001. 880 с.

РАЗРУШЕНИЕ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ТЕЛ ИЗ БЕТОНА МЕТОДОМ ГИДРОРАЗРЫВА ПРИ НЕОДНОРОДНОМ НАПРЯЖЕННОМ СОСТОЯНИИ

В.А. Блинов¹, М.А. Леган^{1,2}

¹ Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН, Новосибирск ² Новосибирский государственный технический университет, Новосибирск blin89-08@mail.ru

Аннотация. Экспериментальное исследование гидравлического разрыва (ГР) толстостенных цилиндров с приложением диаметральной нагрузки проведено на образцах в виде цилиндров с центральным круговым отверстием и круговым отверстием, расположенным на расстоянии половины радиуса от центра цилиндра под углом 45 градусов к линии приложения нагрузки. Образцы были изготовлены из бетона на основе глиноземистого цемента марки ГЦ-40. Для численного моделирования использовался метод граничных элементов и градиентный критерий разрушения.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Правительства РФ (грант 14.W03.31.0002), а также Российского фонда фундаментальных исследований (код проекта 18-08-00528).

Введение

Технология гидравлического разрыва широко используется в добыче нефти и газа. Однако разрушение при неоднородном напряженном состоянии вокруг ствола скважины требует дальнейшего анализа. В этом исследовании сравнивались численные расчеты с использованием локального критерия максимальных напряжений и нелокального градиентного критерия разрушения с экспериментальными данными о гидравлическом разрыве цилиндрических образцов из бетона в неоднородном поле напряжений, чтобы определить наиболее подходящие для этой цели критерии. Реальные скважины имеют значительно больший диаметр, чем лабораторные модели, поэтому важно исследовать масштабный эффект, который, согласно литературе, имеет место при гидравлическом разрыве (с увеличением диаметра отверстия предельное давление уменьшается). Известно, что при наличии концентрации напряжений масштабный фактор проявляется в большей степени, чем при однородном напряженном состоянии.

Результаты экспериментов и численных расчетов

Экспериментальное исследование гидравлического разрыва толстостенных цилиндров с приложением диаметральной нагрузки проводилось на образцах в виде цилиндров с центральным круговым отверстием и круговым отверстием, расположенным на расстоянии половины радиуса от центра цилиндра под углом 45 градусов к линии приложения нагрузки. Для изучения масштабного эффекта были испытаны цилиндры разного диаметра с различными диаметрами отверстий (диаметры цилиндров: 103,5 мм, 235 мм, 300 мм; соответствующие диаметры отверстий 10,5 мм, 24 мм, 31мм). Эксперименты по гидравлическому разрыву проводились с использованием модифицированной экспериментальной установки, создающей высокое давление масла. В качестве жидкости гидроразрыва использовалось компрессорное масло Total Dacnis 32. Перед подачей давления масла цилиндры сжимались по диаметру с помощью рычажной системы с подвешенными грузами.

Образцы были изготовлены из бетона на основе глиноземистого цемента марки ГЦ-40. Получение раствора для изготовления образцов проводилось путем смешивания песка, цемента и воды в пропорции 3/2/1 соответственно. Предельные напряжения в материале определялись для четырех типов напряженного состояния: при растяжении в условиях изгиба, при сжатии, при чистом сдвиге на поверхности отверстия и при сложном напряженном состоянии в условиях диаметрального сжатия сплошного цилиндра.

Значение предельного растягивающего напряжения $\sigma_p = 2,11$ МПа было получено из испытаний на трехточечный изгиб бетонной балки с использованием градиентного критерия разрушения.

Значение критического коэффициента интенсивности напряжений бетона $K_{\rm lc} = 0,221 \,{\rm M\Pi a \cdot m^{1/2}}$, которое использовалось для вычисления параметра L_1 в градиентном критерии разрушения, было получено из экспериментов по диаметральному сжатию цилиндрических образцов с центральным разрезом [1].

Диаметральная нагрузка была пропорциональна диаметру образца и составляла 9800 H, 7676 H, 3381 H для диаметров 300 мм, 235 мм и 103.5 мм соответственно. Моделирование процесса гидравлического разрыва, с учетом неоднородности напряженного состояния вблизи отверстия, проводилось с использованием метода граничных элементов (в варианте метода фиктивных нагрузок) с помощью программы, написанной на языке Fortran [2]. Для численных расчетов предельного давления, а также определения места и направления разрушения применен алгоритм совместного использования метода граничных элементов и градиентного критерия разрушения [3, 4], модифицированный для задачи гидравлического разрыва. Согласно градиентному критерию для определения начала разрушения сравнивать с пределом прочности материала σ_e нужно не максимальное значение принятого эквивалентного напряжения σ_1 , а максимальное значение эффективного напряжения σ_e . Эффективное напряжение пропорционально первому главному напряжению σ_1 , принятому в качестве эквивалентного, и, кроме того, зависит от локальной неравномерности поля напряжений в окрестности рассматриваемой точки и представительного размера L_1 неоднородности материала, характеризующего его дефектность. В качестве параметра локальной неравномерности распределения напряжений используется относительный градиент $g_v = |\text{grad } \sigma_v|/\sigma_v$ положительного напряжения σ_v , действующего на плоскости, включающей площадку первого главного напряжения в рассматриваемой точке тела, где плоскость и площадка имеют общую нормаль v. Размер L_1 , характеризующий дефектность материала, находится из условия согласования градиентного критерия разрушения с теорией трещин и выражается через две стандартные характеристики материала – предел прочности σ_e и критический коэффициент интенсивности напряжений $K_{\rm Ic}$ по формуле $L_1 = (2/\pi) \frac{K_{\rm Ic}^2}{\sigma_e^2}$. Для бетона на основе глиноземистого цемента марки ГЦ-40, из которого был изготовлены образцы, определено значение $L_1 = 7$ мм. Выражение для эффективного напряжения записывается в виде

$$\sigma_e = \sigma_1 / \left(1 - \beta + \sqrt{\beta^2 + L_1 g_v} \right)$$

Будем считать, что разрушение в окрестности рассматриваемой точки начинается при достижении эффективным напряжением σ_e предела прочности материала σ_e , и первоначально распространяется по площадке действия первого главного напряжения. В случае гидроразрыва это площадка действия окружного напряжения.

Экспериментальные и расчетные значения предельного давления *p** (для локального критерия максимальных напряжений и градиентного критерия разрушения) приведены в таблице с целью сравнения. Для наглядности экспериментальные данные и результаты расчетов представлены графически на рисунках 1 и 2.

Диаметр образца	Расположение отверстия	Кол-во эксп.	Ст. откл., МПа	Эксп. значение <p*>, МПа</p*>	Численный расчет <i>р</i> *, МПа	Критерий
внешний 300 мм	нантр	3	0.03	3 060	2,97	град.
внутренний 31 мм	центр	5	0,05	3,009	0,771	макс. напр.
диаметр. нагрузка	45* D/2	4	0.1401	2.072	3,11	град.
<i>Р</i> =9800 Н	$43^{+} \text{K}/2$	4	0,1491	2,975	1,035	макс. напр.
внешний 235 мм		2	0.2125	2 244	3,253	град.
внутренний 24 мм	центр	5	0,5155	5,544	0,773	макс. напр.
диаметр. нагрузка	45* D/2	5	0.541	2 251	3,385	град.
<i>Р</i> =7676 Н	$43^{+} \text{K}/2$	5	0,341	5,554	1,04	макс. напр.
внешний 103,5 мм		5	0 5249	2 659	4,46	град.
внутренний 10,5 мм	центр	5	0,3248	5,038	0,773	макс. напр.
диаметр. нагрузка	45* D /2	2	0.220	2 220	4,53	град.
<i>Р</i> =3381 Н	45* K/2	5	0,329	5,329	1,045	макс. напр.

Таблица. Сравнение экспериментальных и численных результатов

Из полученных результатов следует, что при разрушении цилиндрических образцов гидравлическим разрывом имеет место масштабный эффект (с увеличением диаметра отверстия предельное давление уменьшается). Показано, что локальный критерий максимальных напряжений дает существенно заниженные значения критического давления p^* . Из рисунков 1 и 2 видно, что для образцов диаметром 103,5 мм градиентный критерий дает завышенные значения критического давления. Это связано с тем, что диаметр отверстия 10,5 мм близок к значению параметра $L_1 = 7$ мм. В случаях, когда диаметр отверстия в несколько раз превышает значение параметра L_1 , достигается хорошее соответствие между экспериментальными результатами и численными оценками по градиентному критерию разрушения.



Рис. 1. Сравнение результатов для случая центрального отверстия.



Рис. 2. Сравнение результатов для случая отверстия, расположенного на расстоянии половины радиуса от центра цилиндра под углом 45 градусов к линии приложения нагрузки.

Заключение

На модифицированной установке проведено экспериментальное исследование гидроразрыва сжатых по диаметру толстостенных бетонных цилиндров с отверстиями, расположенными в центре цилиндра и смещенными от центра. Цилиндры были изготовлены из бетона на основе песка и глиноземистого цемента марки ГЦ-40. С помощью метода граничных элементов, локального критерия максимальных напряжений и градиентного критерия предельного состояния проведено моделирование разрушения в неоднородных полях напряжений. Установлено, что локальный критерий максимальных напряжений дает существенно заниженные значения предельного давления при гидроразрыве. Показано, что с помощью градиентного критерия можно получить удовлетворительное соответствие результатов расчетов и экспериментальных данных по гидроразрыву в неоднородных полях напряжений.

- 1. Н.В. Новиков, А.Л. Майстренко // ФХММ. 1983. Т. 19, № 5. С. 46-51.
- 2. Крауч С., Старфилд А. Методы граничных элементов в механике твердого тела. М.: Мир, 1987. 322 с.
- 3. М.А. Леган, В.А. Блинов // Вычислительная механика сплошных сред. 2017. Т. 10, № 3. С. 332–340.
- 4. Legan M A Blinov V A 2018 J. Appl. Mech. Tech. Phys. 59(7) P. 1227–1234.

ОПТИМИЗАЦИЯ КОНСТРУКЦИИ ОТВЕТСТВЕННЫХ АВИАЦИОННЫХ ДЕТАЛЕЙ НА ОСНОВЕ ЖЁСТКОСТИ НАПРЯЖЁННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ

А.С. Букатый, С.А. Букатый, Е.В. Зотов, В.В. Лунин

Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королёва (Самарский университет), Самара bukaty@inbox.ru

Аннотация. С целью диагностики наиболее опасных зон разработан безразмерный комплексный критерий, который предлагается использовать для анализа напряжённого состояния ответственных авиационных деталей. Критерий включает коэффициент жёсткости напряжённого состояния и энергетический критерий, характеризующий напряжённость материала в упругопластической области. Оптимизация геометрических размеров и формы деталей осуществляется в соответствии с условием минимизации разработанного критерия. Разработана методика применения критериев для оптимизации конструкции ответственных деталей ГТД, подвергающихся действию статических или циклически изменяющихся нагрузок в многоцикловой и малоцикловой области.

Ключевые слова: жёсткость напряжённого состояния, хрупкое разрушение, вязкое разрушение, критерии напряжённого состояния, оптимизация конструкции.

Надёжность и ресурс основных авиационных деталей достигаются путём обеспечения нормируемых коэффициентов запаса прочности *n*. Но при исследовании проблемы разрушения важно учитывать способность металлов разрушаться хрупко или пластично в зависимости от внешних условий и от вида напряжённого состояния, характеризуемого соотношением нормальных и касательных напряжений.

В общем случае напряжённое состояние (HC) в точке характеризуется тензором напряжений T_{σ} , который можно разложить на шаровой тензор $T_{\sigma 0}$ и девиатор напряжений D_{σ} . Одним из факторов, оказывающим большое влияние на вид напряжённого состояния и свойства материалов является гидростатическое давление, характеризуемое шаровым тензором $T_{\sigma 0}$. Многочисленные исследования влияния гидростатического давления сжатия на свойства металлов при растяжении показали [1], что пластичность материала под давлением резко возрастает. При этом растёт и истинное сопротивление разрыву S_{κ} без какоголибо существенного увеличения предела текучести и сопротивления малым пластическим деформациям.

Таким образом, способность материалов к значительной пластической деформации зависит от вида напряжённого состояния, характеристика которого получила название «жёсткость напряжённого состояния» (ЖНС) [2]. Исследованиями [3] установлено, что независимо от типа НС перед разрушением в малом объёме материала начинается локализация пластических деформаций, величина которых определяет тип разрушения – *хрупкое разрушение отрывом* при отсутствии или очень малых пластических деформациях и *вязкое разрушение сдвигом* при существенных пластических деформациях. Следовательно, ЖНС характеризует не только способность материалов пластически деформироваться, но и определяет работоспособность деталей под действием статических и переменных циклически изменяющихся нагрузок. Это особенно важно учитывать для деталей, работающих в малоцикловой области, так как их работоспособность и долговечность напрямую зависят от способности материала пластически деформироваться. Поэтому при выборе геометрических параметров ответственных деталей и конструкций необходимо руководствоваться критериями, учитывающими не только прочностные характеристики материала, но и ЖНС.

Проведённые расчёты и анализ показал, что из всех критериев для характеристики ЖНС наилучшим образом подходит критерий Г.А. Смирнова-Аляева [4]

$$K_{\mathbf{x}} = \frac{3\sigma_0}{\sigma_i} = \frac{\sqrt{2}(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)}{\sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2}},$$
(1)

где $\sigma_0 = (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)/3$ – октаэдрическое напряжение; σ_i – интенсивность нормальных напряжений.

Для конструкционных достаточно пластичных материалов перед разрушением происходит локализация деформаций в наиболее нагруженной области деталей [3]. При этом предельная пластичность материала зависит от жёсткости напряжённого состояния. Кроме того, переход материала в предельное состояние, соответствующее началу разрушения, зависит не только от жёсткости напряжённого состояния, но и от уровня напряжённости, которую наилучшим образом характеризует удельная потенциальная энергия упругой деформации, которую представим в следующем виде

$$U_{0y} = \frac{1}{2E} \Big[\sigma_x^2 + \sigma_{1y}^2 + \sigma_z^2 - 2\mu \big(\sigma_x \sigma_y + \sigma_y \sigma_z + \sigma_x \sigma_z \big) + 2 \big(1 + \mu \big) \big(\tau_{xy}^2 + \tau_{yz}^2 + \tau_{xz}^2 \big) \Big]$$

или в главных напряжениях:

$$U_{0y} = \frac{1}{2E} \Big[\sigma_1^2 + \sigma_2^2 + \sigma_3^2 - 2\mu \big(\sigma_1 \sigma_2 + \sigma_2 \sigma_3 + \sigma_3 \sigma_1 \big) \Big].$$
(2)

Поэтому для оценки работоспособности деталей, оптимизации их размеров и формы или диагностики – поиска наиболее опасных элементов в конструкции необходимы критерии, учитывающие оба вышеуказанных фактора при выполнении условия прочности.

В задачах диагностики или оптимизации конструкции деталей удобнее пользоваться безразмерными критериями. Критерий $K_{\text{ж}}$ представлен в безразмерном виде. Поэтому энергетический критерий представим как отношение U_{0y} к некоторой предельной величине $U_{0 \text{ пред}}$. Величину $U_{0 \text{ пред}}$ получим из выражения (2) как энергию, необходимую для появления в материале пластических деформаций при испытании образцов на растяжение

$$U_{0 \text{ npeg}} = \frac{\sigma_{\text{T}}^2}{2E}, \qquad (3)$$

где $\sigma_{\rm T}$ – напряжение, равное физическому или условному пределу текучести материала.

Тогда энергетический критерий для деталей, работающих в упругой области, будет иметь следующий вид

$$K_{Uy} = \frac{U_0}{U_{0npeg}} = \frac{1}{\sigma_r^2} \Big[\sigma_1^2 + \sigma_2^2 + \sigma_3^2 - 2\mu \big(\sigma_1 \sigma_2 + \sigma_2 \sigma_3 + \sigma_3 \sigma_1 \big) \Big].$$
(4)

В оптимизационных задачах – поиске оптимальных геометрических параметров деталей часто величина U_{0y} существенно меньше величины $U_{0 \text{ пред}}$. Поэтому для повышения информативности и эффективности критерия следует в качестве предельной $U_{0 \text{ пред}}$ в (4) принять величину $U_{0 \text{ нсх}}$, полученную в начальном расчёте

$$K_{Uy_{0}} = \frac{U_{0}}{U_{0 \text{ nex}}} = \frac{\left[\sigma_{1}^{2} + \sigma_{2}^{2} + \sigma_{3}^{2} - 2\mu(\sigma_{1}\sigma_{2} + \sigma_{2}\sigma_{3} + \sigma_{3}\sigma_{1})\right]}{\left[\sigma_{1}^{2} + \sigma_{2}^{2} + \sigma_{3}^{2} - 2\mu(\sigma_{1}\sigma_{2} + \sigma_{2}\sigma_{3} + \sigma_{3}\sigma_{1})\right]_{\text{nex}}}.$$
(5)

Для диагностики наиболее нагруженных областей деталей и элементов конструкций в качестве основного комплексного критерия K следует использовать произведение критериев ЖНС K_{π} (1) и энергетического K_{Uy} (4)

$$K = K_{*} \cdot K_{Uy} = \frac{\sqrt{2} (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3) [\sigma_1^2 + \sigma_2^2 + \sigma_3^2 - 2\mu (\sigma_1 \sigma_2 + \sigma_2 \sigma_3 + \sigma_3 \sigma_1)]}{\sigma_r^2 \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2}},$$
(6)

а для задач оптимизационных

$$K_{\rm O} = K_{\rm *} \cdot K_{\rm Uy_o} = \frac{\sqrt{2}(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)}{\sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2}} \times \frac{\sigma_1^2 + \sigma_2^2 + \sigma_3^2 - 2\mu(\sigma_1\sigma_2 + \sigma_2\sigma_3 + \sigma_3\sigma_1)}{\left[\sigma_1^2 + \sigma_2^2 + \sigma_3^2 - 2\mu(\sigma_1\sigma_2 + \sigma_2\sigma_3 + \sigma_3\sigma_1)\right]_{\rm tex}}.$$
(7)

В задачах диагностики конструкции и определения её «слабых» мест, где в процессе эксплуатации начинается зарождение микро- и макротрещин, при анализе НДС детали нужно искать области с максимальной величиной критериев $K = \max K$. Если расчёты на прочность показывают несколько областей с наибольшими и близкими по величине эквивалентными напряжениями σ_{3KB} или критериями (6), то наиболее опасными следует считать области с наибольшей положительной величиной критерия K_{*} .

Оптимизацию конструкции деталей, работающих как в упругой, так и в упруго-пластической областях, следует проводить соответственно из условий $K_0 \rightarrow \min K_0$.

При проектировании нового изделия задачу определения необходимых размеров ответственных деталей решают методом последовательных приближений. Для этого разработана методика оптимизации конструкции ответственных деталей ГТД.

Разработанные критерии могут быть использованы в задачах исследования длительной и циклической прочности теплонагруженных деталей ГТД, а также при разработке эквивалентных опытных образцов для проведения эквивалентных испытаний на малоцикловую усталость, ползучесть и длительную прочность деталей сложной формы с концентраторами напряжений. Достоверность и эффективность критериев подтверждается результатами исследований [5-8].

Литература

1. Бандес М. Механические свойства материалов под гидростатическим давлением. – В кн.: Механические свойства материалов под высоким давлением. Пер. с англ. – М.: Мир, 1973, с. 19 – 80.

- 2. Фридман Я. Б. Механические свойства материалов. М.: Оборонгиз, 1946. 424 с.
- 3. Пашков П. О. Пластичность и разрушение металлов. Л.: Судпромгиз, 1950. 259 с.
- 4. Смирнов-Аляев Г. А. Механические основы пластической обработки металлов. Инженерные методы. Л.: Машиностроение, 1968. 272 с.
- 5. Букатый С. А., Букатый А.С., Андреев И.Б. Разработка методики оптимизации параметров замкового соединения лопатка-диск типа «ёлка» // Вестник Самарского государственного аэрокосмического университета. 2011. Ч.2. № 3(27). С. 259–265.
- 6. Букатый С.А., Букатый А.С., Андреев И.Б. Оптимизация конструкции ответственных деталей ГТД на основе критериев напряжённого состояния // Вестник Рыбинского государственнго авиационного технического университета им. П.А.Соловьева // Рыбинск, 2016. № 4 (39). -С.4–12.
- Bukatyi S.A., Bukatyi A.S., Okrugin A.A. Construction diagnostics of the aircraft parts on the basis of the energy method and the stress-state stiffness criterion // Proceedings of the 3rd International Conference on Dynamics and Vibroacoustics of Machines (DVM2016) June 29–July 01, 2016 Samara, Russia. Procedia Engineering 176 (2017), p. 310–318.
- Букатый С.А., Пахоменков А.В., Солнцев Г.А., Букатый А.С. Прогнозирование малоцикловой долговечности деталей газотурбинного двигателя методом эквивалентных испытаний образцов с концентратором напряжений при растяжении-сжатии // Вестник Самарского университета. Аэрокосмическая техника, технологии и машиностроение. // – Самара, Том 17, № 2, 2018. С. 37–46

ИССЛЕДОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ И КОЛИЧЕСТВА МИКРОДЕФЕКТОВ ПРИ Одноосном растяжении нержавеющей стали.

А.А. Быков, Н.В. Буртелова, В.С. Молчанов

Московский физико-технический институт (национальный исследовательский университет), г. Долгопрудный Aleks-Bykov@yandex.ru burtelova031@gmail.com

Аннотация. В работе представлено исследование зависимости количества дефектов в образцах из стальной проволоки от приложенной нагрузки. В результате томографического исследования образцов, разгруженных после достижения различных значений растягивающих напряжений, была определена зависимость количества дефектов от приложенной нагрузки, которая описывается следующим образом: в процессе упругого нагружения и затем пластического деформирования количество дефектов растет, однако в момент начала пластических деформаций оно резко падает до почти начального значения.

Задачи усталостного разрушения материалов традиционно решаются моделированием накопления континуальной поврежденности [1,2]. Интерпретация таких моделей основана на представлении, что нагружение провоцирует возникновение дефектов и их рост, и, когда их концентрация и размеры достигают критического значения, происходит разрушение. Концентрация и размеры дефектов часто ассоциируются с величиной поврежденности, которая, как считается, при нагружении монотонно растет. Необходима непосредственная экспериментальная проверка монотонности роста количества дефектов и их размеров при нагружени для построения моделей динамики поврежденности.

В работе экспериментально было исследована зависимость количества обнаруживаемых дефектов от растягивающей нагрузки приложенной к образцам. Образцы изготавливались из проволоки (нержавеющая сталь св-07Х16Н6) с начальным диаметром 1,93 мм, длиной рабочего участка 238 мм. С помощью разрывной машины (Com-Ten) образцы нагружались до предзаданной нагрузки и быстро разгружались. Затем с помощь рентгеновского томографа Nanomex 180 были получены трехмерные цифровые изображения для анализа.

На рис. 1 показана диаграмма нагружения вплоть до разрушения, представленная авторами также в работе [3]. Нелинейность начального участка нагружения объясняется некоторой неровностью проволоки и её начальным выпрямлением, затем идет линейный участок упругой деформации примерно до нагрузки, составляющей 2200 Н. На последнем участке происходит пластическое деформирование, образование шейки и разрушение образца.



Рис. 1. Диаграмма нагружения образца [3].

На рис. 2 показаны томографические изображения продольных сечений образцов, разгруженных в различные моменты времени. В них можно обнаружить дефекты, которые условно разделимы на два типа. Первый – это длинные нитевидные дефекты, ориентированные почти параллельно оси. Второй тип – это небольшие точечные дефекты на пределе разрешения проведенной томографии (2,7 мкм).



Рис. 2. Срезы томографических изображений образцов, разгруженных по достижении различных значений осевой нагрузки

В исследовании проводилось распознавание дефектов и определение их количества в каждом из образцов в зоне видимости томографа (участок длиной около 2,3 мм). На рис. 3. показана зависимость количества дефектов, отнесенные к исследованному объему, от величины нагрузки, которая была достигнута в образцах. Данную зависимость можно разделить на два участка, на которых происходит монотонный рост функции, разделенных относительно малым участком, где начинается пластическое деформирование и резкое падение количества обнаруживаемых дефектов.



Рис. 2. Результаты моделирования штамповки конической детали; (а) - форма заготовки после 1-го перехода, (б) - форма заготовки после 3-го перехода

Наиболее вероятное объяснение подобного поведения состоит в том, что при упругом нагружении образцов у поверхности, между зернами или в других ослабленных местах непрерывно образуются объемные дефекты, при этом рядом с ними возникают области с локальными остаточными напряжениями. Когда образец начинает пластически деформироваться во всем объеме, появляется возможность релаксации данных напряжений с одновременным частичным или полным закрытием дефекта.

Полученные результаты могут быть применены при построении моделей накопления поврежденности материалов при их растяжении.

- 1. Волков И.А., Игумнов Л.А. Введение в континуальную механику поврежденной среды. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2017. 304 с. + 8 с. цв. вкл. ISBN 978-5-9221-1725-8.
- 2. Работнов Ю.Н. Механика деформируемого твердого тела. Учеб. пособие для вузов. 2-е изд., испр. М.: Наука. Гл. ред. Физ.-мат. лит., 1988. 712 с.
- А.А. Быков, Н.В. Буртелова, В.С. Молчанов Экспериментальное определение поля радиальных перемещения в шейке образцов после испытания на растяжение // Письма в Журнал Технической Физики, 2019, том 45, вып. 3, сс. 13-15

ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА И ФОРМЫ ЧАСТИЦ НАПОЛНИТЕЛЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

А.Х. Валеева, И.Ш. Валеев

¹Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа ²Башкирский государственный университет, Уфа valeevs@imail.ru

Аннотация. На основе математического моделирования и натурных экспериментов исследованы микроструктура и механические свойства композиционных покрытий на основе никеля, представляющих металломатричные композиты с наполнителями. В качестве наполнителя рассмотрены ультрадисперсная оксидокерамика и технический углерод, получаемые при очистке дымовых газов, являющихся многотоннажным отходом нефтехимических производств. Эффективность указанных наполнителей оценивалась в сравнении с нанокластерными алмазами.

Введение

Для повышения эксплуатационных свойств в состав композиционных покрытий обычно вводятся ультрадисперсные порошки (оксиды, карбиды, бориды и др.), как наполнители [1,2]. Известно, что размер частиц армирующей (второй) фазы (дисперсность частиц) оказывает определяющее влияние на характеристики композиционных материалов [3]. Результаты теоретических и экспериментальных исследований показывают, что для улучшения физико-механических свойств композиционных материалов и повышения их износостойкости необходимы порошки с размером частиц 1–2 мкм и менее. Дисперсность имеет существенное значение для материала частиц и рассматривается как отдельный оценочный параметр, т.к. с ее изменением меняются физико-химические и механические свойства вещества. При степени дисперсности до 10 нм многие материалы, включая алмазы, теряют свои абразивные свойства, что дает широкие возможности для их применения в качестве наполнителя смазок и защитно-смазочных покрытий, как для процессов пластической деформации, так и при эксплуатации подшипников скольжения в энергетике, машиностроении и других отраслях.

Наиболее простым и экономичным является способ получения композиционных покрытий, заключающийся в том, что выбирают готовую армирующую фазу, а матрицу и ее структуру формируют электроосаждением из ванны в присутствии армирующей фазы [1,4]. Данный способ позволяет получать компактные, практически беспористые покрытия заданной толщины, обладающие ультрадисперсной структурой, непосредственно на поверхности изделия. При этом используются эргономичные методы и приемы, обеспечивающие минимальные затраты материалов И энергии. Композиционные электрохимические покрытия (КЭП) за счет включения дисперсных материалов в металлическую матрицу совмещают в себе свойства металлов (электро- и теплопроводность, пластичность и др.) и неметаллов (жаропрочность, химическая стойкость, высокая твердость и др.).

Целью работы является сравнение механических свойств композиционных покрытий с наполнителями из ультрадисперсной оксидокерамики и технического углерода, получаемых при очистке дымовых газов, являющихся многотоннажным отходом нефтехимических производств, с нанокластерными алмазами.

Материалы и методики

В среде программного продукта ANSYS созданы модели дисперсно-упрочненного композиционного материала площадью 100 мкм² с частицами второй фазы квадратного и круглого сечения, с одинаковым процентным ее содержанием в матрице (3.14%), но с различной площадью одной частицы (от 0.0314 мкм² – 100 частиц равномерно распределены в матрице, до 3.14 мкм² – 1 частица находится в центре матрицы). В качестве матрицы рассматривали никель (Ni), со следующими параметрами материала: Модуль Юнга E=180 ГПа; коэффициент Пуассона v=0.31; плотность ρ=8490 кг/м³; предел текучести σ_т=900 МПа; начальный модуль упругости σ_{0.2}=445 МПа. Свойства материала частиц приняты следующими: E=358.1 ГПа; v=0.2; плотность ρ=3750 кг/м³ (соответствует оксидокерамике).

Изучали напряженно-деформированное состояние (НДС) при осадке и растяжении композиционного материала со скоростью деформирования 0.1 мм/мин.

Степень использования ресурса пластичности при пластической деформации (скалярный параметр поврежденности) $\psi(t)$ для монотонной деформации определяли соотношения [5]:

$$\psi(t) = \Lambda / \Lambda_p$$

где: $\Lambda = \int_{0}^{t} H d\tau$ - степень деформации сдвига, соответствующая моменту времени t; H – интенсивность скоростей деформации сдвига; Λ_{p} – степень деформации сдвига, соответствующая разрушению

(показатель пластичности металла).

При вычислении предельной степени деформации сдвига Λ_p использована приближенная зависимость [6]:

$$\Lambda_{p} = 2\sqrt{3}\ln\left(\frac{1}{1-\varphi}\right)e^{-1,2k} \tag{2},$$

определяющая Λ_p в зависимости от показателя напряженного состояния $k=\sigma/T$ при известных значениях ϕ (относительного сужения) материалов. Значение относительного сужения принималось как $\phi = 0.5$.

В натурных экспериментах как наполнители для композиционных электрохимических покрытий исследованы порошки оксидокерамики (ОК), нанокластерных алмазов (НА) и технического углерода (ТУ). В многокомпонентное соединение качестве оксидокерамики использовано Al_2O_3 *SiO₂*Cr₂O₃*K₂O (алюмокремнехромовый порошок), в ультрадисперсном состоянии. Алюмокремнехромовый порошок является наиболее распространенным крупнотоннажным отходом многих производств. В частности, производства мономеров для синтетических каучуков, и вырабатывается в аппаратах с комбинированной электронно-ионной технологией при реализации тонкой очистки дымовых газов в химической и нефтеперерабатывающей отраслях. Он характеризуется высокой устойчивостью в агрессивных средах, термостойкостью и не разлагается в обычных условиях. Порошок НА получают детонационным методом, он обладает рядом специфических свойств, обеспечивающих его применение в качестве армирующей фазы (абсолютная химическая стабильность, высокая термостабильность). Порошок ТУ является также отходом производства, получаемом при тонкой очистке дымовых газов в химической и нефтеперерабатывающей отраслях.

Композиционные электролитические покрытия (КЭП) получали на образцах из стали 20. Для осаждения КЭП применяли электролит Уоттса [1,4]. Содержание наполнителя в электролите составляло 10, 20, 50, 70 г/л. Условия электролиза: pH=3.5÷4.5, температура 40÷60°С; катодная плотность тока 0.5 – 1.0 кА/м², механическое перемешивание. В целях сопоставления исследовали покрытие из чистого никеля. Для механических испытаний покрытия отделяли от подложки. Толщина образцов составляла 200 мкм.

Химический состав и микроструктуру покрытий определяли методом рентгеноспектрального анализа с помощью анализатора JXA-6400 (Япония).

Микротвердость измеряли методом Виккерса на приборе ПМТ-3М (Россия) путем вдавливания четырехгранной алмазной пирамидки с углом при вершине 136° при нагрузке 5 г и времени выдержки 10с.

Механические испытания проводились при деформации растяжением при температуре 400°С и скорости деформации (8x10⁻⁴)с⁻¹ на универсальном динамометре фирмы «Instron».

Результаты и обсуждения

При моделировании установлено, что поврежденность композиционного материала растет с увеличением площади одной частицы (рис.1.). В случае если частицы армирующей фазы имеют круглое сечение, при осадке всегда обеспечивается такой уровень поврежденности, который может быть устранен при рекристаллизационном отжиге (ω≤0.3). Частицы армирующей фазы с квадратным сечением приводят к значительным разрушениям даже при малых размерах, обеспечивая приемлемый уровень поврежденности только при площади, меньшей 0.3 мкм². Это можно объяснить большей концентрацией напряжений на острых углах. При растяжении приемлемый уровень поврежденности обеспечивают частицы квадратного сечения площадью менее 0.1 мкм² и частицы круглого сечения площадью менее 0.2 мкм².



Рис. 1. Зависимость поврежденности от площади сечения одной частицы: a) – частицы квадратного сечения; б) частицы круглого сечения

Микроструктурные исследования показали, что порошки ОК и НА характеризуются сложной многоуровневой структурой. Первичные наночастицы, диаметром 3–5 нм, имеющие сферическую форму, объединены в прочные первичные кластерные агрегаты, размером от 20 до 500 нм. Далее первичные агрегаты объединяются во вторичные агрегаты и агломераты с размером 0.5–5мкм. ТУ имеет более крупные первичные частицы (10 – 30 нм), формой близкой к кубической.

Исследования микроструктуры покрытий с нанокластерными алмазами в качестве армирующей фазы показали, что наиболее мелкие размеры кристаллитов наблюдаются при содержании НА в количестве 0.9%, увеличение содержания наполнителя в КЭП до 1.3% приводит к значительному росту частиц и растрескиванию покрытия. Однородная мелкозернистая структура покрытия при использовании в качестве второй фазы оксидокерамики образуется при введении в покрытие 4.4% наполнителя. Увеличение количества второй фазы в покрытии приводит к росту размеров кристаллитов. При использовании в качестве вещества второй фазы ТУ мелкозернистая структура покрытия наблюдается при количестве второй фазы 1.4 и 1.5%. При большем количестве ТУ происходит увеличение размеров кристаллитов и растрескивание покрытия.

Для дальнейших механических испытаний были выбраны покрытия, обладающие однородной мелкозернистой структурой, содержащие 0.9% НА, 4.4% ОК, 1.5% ТУ. Видно, что микротвердость покрытий с наполнителями значительно выше, чем у чистого никеля (рис.2а), добавление НА приводит к росту микротвердости в 2.1 раза, ОК – в 3.8. раза, ТУ – в 1.8 раза. Напряжения течения КЭП с НА и ОК выше, чем у покрытия из чистого никеля, в то время как ТУ снижает показатели пластичности покрытия (рис.2б).



Рис.2. Микротвердость (а) и напряжение течения (б) покрытий с соответствующими наполнителями.

Выводы

1. На основе результатов математического моделирования показано, что определяющее влияние на скалярный параметр поврежденности композиционных покрытий оказывает размер, равномерность распределения и геометрическая форма частиц армирующей фазы. Установлено, что в качестве наиболее эффективной армирующей фазы должны использоваться порошки с частицами шаровидной формы, размером до 200 нм.

2. Проведены измерения микротвердости и испытания на растяжение никелевых покрытий с оксидокерамикой, нанокластерными алмазами и техническим углеродом. Введение в никелевые покрытия исследуемых порошков приводит к росту микротвердости. Оксидокерамика и нанокластерные алмазы повышают напряжения течения примерно на 15 %, технический углерод снижает, что подтверждает результаты математического моделирования.

3. Порошок оксидокерамики может применяться в качестве эффективной армирующей фазы для покрытий на основе никеля, заменяя дорогостоящие порошки нанокластерных алмазов.

- 1. Бородин И.Н. Упрочнение деталей композиционными покрытиями. М.: Машиностроение, 1980. 141 с.
- 2. Люты М., Костюкович Г.А., Скаскевич А.А. и др.// Трение и износ. 2002. № 4. с. 411-424.
- 3. Sadykov F.A., Barykin N.P., Aslanyan. I.R. Wear. 1999 (225-229). p. 649-655.
- 4. Сайфуллин Р.С. Композиционные покрытия и материалы. М.: Химия, 1977. 272 с.
- 5. Колмогоров В.Л. Механика обработки металлов давлением. Екатеринбург: Изд-во УГТУ-УПИ, 2001. 836 с.
- 6. Лабутин А.А., Коротаев Ф.Ф., Гуляев Г.П. О прогнозировании ресурса разрушения при пластической деформации металлов. Исследования в области пластичности и ОМД. Тула. 1975. вып. 3. с.95-98.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ ВЕЛИЧИНЫ НАКОПЛЕННОЙ ЭНЕРГИИ ДЕФОРМАЦИИ С ЦЕЛЬЮ ДИАГНОСТИКИ ТЕКУЩЕЙ СТЕПЕНИ ПОВРЕЖДЕННОСТИ МАТЕРИАЛА

А.И. Ведерникова, А.Ю. Изюмова, О.А. Плехов

Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь terekhina.a@icmm.ru

Аннотация. Представлены результаты расчета мощности источников тепла на основе решения осредненного уравнения теплопроводности с использованием температурных данных. Верификация источников тепла, получаемых на основе ИК-сканирования, проведена с помощью контактного датчика потока тепла. Показана взаимосвязь между моментом разрушения образцов из сплава BT1-0 и изменением характера генерации тепла, вызванного необратимым деформированием материала. Установлено, что при достижении некоторого критического значения накопленной энергии происходит зарождение макротрещины, при этом скорость накопления энергии стремится к нулю.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ №18-31-00293 мол а.

Введение

Исследования многих авторов [1-7] направлены на создание теоретических моделей, описывающих поведение материала в процессе деформирования и разрушения, включающих в себя термодинамические и структурные параметры системы, как характеристики, определяющие протекание процесса деформирования и разрушения материала. Диссипация энергии в металлах в процессе их пластического деформирования и в следствие изменения их внутренней структуры приводит к тепловыделению в областях локализации деформации. Современные эксперименты, выполненные с применением техники инфракрасного сканирования позволяют исследовать процессы накопления и диссипации энергии в материале и получить более полное представление о механизмах локализации пластической деформации [1-4]. Зачастую исследователи расходятся в оценках количественного соотношения между выделяемым теплом и запасаемой (накапливаемой) материалом энергией, что приводит к возникновению проблем при разработке методов оценки степени поврежденности [5].

В данной работе используется метод инфракрасной термографии (ИКТ) в совокупности с контактным датчиком потока тепла, работающим на основе элемента Пельтье, в процессе квазистатического растяжения образцов из титанового сплава ВТ1-0 для исследования эволюции источников тепла и определения момента перехода материала в критическое состояние.

Материалы и условия эксперимента

Экспериментальное исследование проводилось на серии плоских образцов из титанового сплава BT1-0 с размером рабочей части 120×20×3 мм (геометрия образцов соответствовала ГОСТ 1497-84). В качестве нагружающего устройства использовалась испытательная электромеханическая машина Shimadzu AG-X Plus (300 кH). Скорость движения захватов составляла 5 мм/мин. Для записи эволюции поля температур использовалась инфракрасная камера FLIR SC5000. Поверхность образцов, предназначенная для инфракрасной съемки, полировалась абразивной бумагой (на завершающей стадии полировки размер абразивных частиц не превышал 20 мкм) и затем покрывалась тонким слоем аморфного углерода. На область примыкания датчика потока тепла и поверхности образца наносилась термопаста для улучшения характеристик теплового контакта.

Оценка диссипируемой и накопленной энергий по данным метода ИКТ

Изюмовой А.Ю. и соавт. [6] была разработана совокупность алгоритмов для анализа данных ИКТ, позволяющая проводить расчёт мощности локализованных источников тепла на основе осредненного по объему рабочей области образца уравнения теплопроводности:

$$S(t) = mc \frac{\partial \theta(t)}{\partial t} + \beta V(\theta(t) - T_0), \qquad (1)$$

где θ – средняя температура, T_0 – температура окружающей среды, m – масса области, по которой берется средняя температура, c – удельная теплоемкость, S(t) – мощность источников тепла (Вт), V – объем, β – параметр материала, определяющий потери тепла, связанные с теплообменом с окружающей средой. Параметр β определяется экспериментально из тестов по остыванию образцов после их точечного нагрева.

На основе данных об изменении средней температуры поверхности образца во время механического испытания и экспериментально определенной величины параметра β , согласно формуле (1) была оценена зависимость мощности источника тепла на поверхности исследуемого образца от времени. На рисунке la представлены графики, полученные с помощью контактного датчика потока тепла [7] и на основе обработки

данных ИКТ. Не абсолютное соответствие данных теплового потока, получаемых двумя методами, можно объяснить различной чувствительностью приборов, тем не менее полученные результаты позволяют говорить о возможности использования бесконтактных измерений для оценки величины источников тепла и их распределения на поверхности материала.

Мощность, вырабатываемая со стороны испытательной машины для деформирования образца при квазистатическом растяжении, рассчитывалась из экспериментальных данных силы нагружения и скорости деформирования. Значение запасенной (накопленной) энергии определялось как разница между значениями механической работы и диссипируемой энергией. Результаты расчета значения запасенной в материале энергии в процессе деформирования представлены на рисунке 16.



Рис. 1. (а) Сравнение данных мощности источника тепла, получаемых на основе метода ИКТ и датчика потока тепла; (б) значения механической работы, диссипированной энергии и запасаемой в материале энергии в процессе квазистатического растяжения образца из титанового сплава BT1-0.

Анализ данных на рисунке 1 позволяет утверждать, что при приближении материала к моменту разрушения значение запасаемой в материале энергии достигает некоторого критического значения, а скорость запасания энергии стремится к нулю.

В работе [8] представлен алгоритм, позволяющий на основе уравнения энергетического баланса оценить потоки энергии кондуктивного, конвективного и радиационного характера (см. рис. 2а):

$$\int_{V} \left(\iint \sigma_{ij} \cdot d\varepsilon_{ij} \right) \cdot dV = \int_{V} -\lambda \cdot \nabla^{2} T \cdot dV + \int_{S_{cv}} \alpha \cdot (T - T_{\infty}) \cdot dS_{cv} + \int_{S_{ir}} \kappa \cdot \sigma_{n} \cdot (T^{4} - T_{\infty}^{4}) \cdot dS_{ir} + \int_{V} \left(\rho \cdot c \cdot \frac{\partial T}{\partial t} + \dot{E}_{p} \right) \cdot dV ,$$

$$(2)$$

где λ – коэффициент теплопроводности материала, α – коэффициент теплоотдачи, κ – коэффициент излучения, σ_n - постоянная Стефана-Больцмана, ρ – плотность, c – удельная теплоемкость, T_{∞} – комнатная температура, T(t) – изменение температуры образца от времени, \dot{E}_p - скорость изменения накопленной энергии.

Анализ эволюции накопленной энергии, представленный на рисунке 26, совпадает с результатом, полученным на основе осредненного по объему уравнения теплопроводности (1). Данный факт подтверждает эффективность использования величины накопленной энергии в качестве параметра в критериях разрушения.



Рис. 2. а) Потоки энергии кондуктивного, конвективного и радиационного характера б) зависимость значения механической работы, диссипированной энергии и запасаемой в материале энергии в процессе квазистатического растяжения образца из титанового сплава BT1-0.

Заключение

Развитие необратимой деформации в материале сопровождается процессами накопления и диссипации энергии. В работе показана эффективность использования метода инфракрасного сканирования для оценки величины накопленной энергии в титановом сплаве BT1-0 на основе алгоритма, основанного на решении осредненного уравнения теплопроводности. Проведена верификация данных мощности источников тепла, получаемых на основе ИК-сканирования, с использованием методики прямой регистрации потока тепла (контактный датчик потока тепла). Показано, что при достижении запасенной энергии некоторого критического значения материал переходит в критическое состояние.

- 1. P. Rosakis, A.J. Rosakis, G. Ravichandran, J. Hodowany // Journal of the Mechanics and Physics of Solids. 2000. Vol. 48. P. 581-607.
- 2. G. La Rosa, A. Risitano // International Journal of Fatigue. 2000. Vol. 22. P. 65–73.
- 3. W. Oliferuk, M. Maj, B. Raniecki // Materials Science and Engineering: A. 2004. Vol. 374. P. 77-81.
- 4. A. Benaarbiaa, A. Chrysochoos, R. Gilles // Polymer Testing. 2014. Vol. 34. P. 155–167.
- 5. О.А. Плехов, N. Saintier, О. Наймарк // Журнал технической физики. 2007. Т. 77. В. 9. С. 135-137.
- 6. A. Fedorova, M. Bannikov, A. Terekhina, O. Plekhov // Qualitative Infrared Thermograthy Journal. 2014. Vol. 11. Issue I. P. 2-9.
- 7. А.Ю. Изюмова, А.Н. Вшивков, А.Е. Прохоров, ПлеховО.А., В. Venkatraman // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. 2016. № 1. С. 68–81.
- 8. G. Meneghetti // International Journal of Fatigue. 2007. Vol. 29. P. 81-94.

РАСЧЕТ ДИНАМИЧЕСКОЙ ПРОЧНОСТИ ТУК ПРИ АВАРИЙНЫХ ПАДЕНИЯХ

О.Ю. Виленский, С.А. Душев, Д.А. Лапшин, А.М. Татарский

AO «ОКБМ Африкантов», Нижний Новгород silaev@okbm.nnov.ru

Аннотация. Проведен анализ динамического воздействия высокой интенсивности в конструкции ТУК. Определена актуальность решения данной задачи, цели и пути решения. Кратко освещены теоретические основы конструкционного демпфирования - поглощения энергии удара путем неупругого сопротивления (значительного пластического деформирования) материала деформируемых элементов конструкций. Сформулированы необходимые условия использования расчетных методов для оценки работоспособности ТУК. Кратко освещены возможности современных вычислительных комплексов (ANSYS, LS-DYNA) в которых реализовано полномасштабное математическое 3D-моделирование позволяющее выполнять достаточно глубокий и детальный анализ динамических процессов. Описаны расчетно-экспериментальные методы исследования моделей деформирования конструкционных материалов при статическом и динамическом нагружениях и определение на основе экспериментальных исследований параметров моделей (модели Jonson-Cook, модель Allen, Rule & Jones, модель Соwper-Symonds) из библиотеки LS-DYNA.

Показано, что установка демпфирующего устройства является эффективным средством снижения динамических нагрузок на ТУК, позволяет локализовать зону динамического воздействия. При наличии комплекса необходимых условий, использование расчетных методов обоснования работоспособности демпфирующих устройств на стадии проектирования позволяет избежать дорогостоящих натурных испытаний, что способствует повышению конкурентоспособности изделий за счёт снижения их себестоимости. Сделан вывод, что расчетное обоснование работоспособности разрабатываемых конструкций возможно при наличии достоверных данных о характеристиках деформирования, которые могут быть получены в результате экспериментального исследования конструкционных материалов.

Введение

Современный этап развития атомной энергетики характеризуется повышенными требованиями безопасности, предъявляемыми к объектам использования атомной энергии (ОИАЭ).

Особое место на этих объектах занимают системы хранения и транспортирования ядерного топлива (СХТЯТ). Особенностью таких систем является потенциальная возможность (в детерминистской постановке) возникновения аварийных ситуаций, связанных с падением оборудования при проведении транспортнотехнологических операций (ТТО), что может привести к серьёзным радиационным последствиям.

Для транспортировки и хранения радиоактивных материалов применяют специально разработанные транспортно-упаковочные комплекты (ТУК). ТУК - комплекс технических средств, используемых для размещения отработавшего ядерного топлива (ЯТ), обеспечивающий ядерную и радиационную безопасность, а также сохранность ЯТ при хранении и транспортировании ЯТ по территории ОИАЭ и к месту хранения отработавшего топлива.

В конструктивном исполнении ТУК является сложным и дорогостоящим изделием, к которому предъявляются повышенные требования безопасности. Например, ТУК должен отвечать требованиям динамической прочности при воздействии ударных нагрузок высокой интенсивности, обладать при этом определенными демпфирующими качествами, снижающими внешние динамические перегрузки. В соответствии с требованиями НП-061-05 при проведении ТТО должна исключаться как возможность выпадения ядерного топлива из контейнера, так и любое нарушение в положении располагающегося в нём ядерного топлива. Выполнение подобных требований, возможно, прежде всего, в случае сохранения целостности (герметичности) ТУК и отсутствия недопустимого формоизменения.

Упомянутые выше требования по обеспечению безопасности ТУК предусматривают подтверждение его показателей безопасности путём проведения натурных испытаний на ударные воздействия по регламентируемым нормативным требованиям, в частности, при падении ТУК на жёсткую плиту с определенной высоты в различных положениях, падение ТУК на металлический штырь и т.п. Однако такие испытания крайне затруднены, прежде всего, в силу их значительной стоимости.

Получение достоверных оценок поведения ТУК возможно также на основе проведения численных виртуальных экспериментов. В подобных обстоятельствах особую актуальность приобретает возможность отработки конструктивных решений на стадии проектирования ТУК путём проведения многовариантных расчётных исследований с применением современных программных комплексов. Реализуемое в них полномасштабное компьютерное 3D-моделирование деформационного процесса, позволяет выполнить достаточно глубокий и детальный анализ динамических процессов, сократить сроки проектирования и снизить стоимость проекта.

Математическое описание динамических процессов пластического деформирования конструкций сводится к решению трехмерных нестационарных задач механики деформируемого твердого тела.

Описание конструкции и определение рассмотренного сценария падения ТУК

В АО «ОКБМ Африкантов» разрабатывается конструкция ТУК удовлетворяющая всем требованиям нормативных документов и особенностям его эксплуатации с привязкой к различным ОИАЭ (рис. 1).



Рис. 1. Расчетная модель ТУК

На основании анализа транспортно-технологического тракта выявлен один из наиболее вероятных вариантов падения. В данной работе рассмотрены результаты численного анализа аварийного падения ТУК на бетонное основание с высоты 9 м в вертикальном положении на дно ТУК, с целью выявления эффективности нижнего демпфера. Данный вариант падения возможен при проведении ТТО внутри ОИАЭ при подъёме ТУК краном на 9 м в случае обрыва крепежных или строповых элементов. При анализе падения ТУК применен детерминистский подход, когда полностью определены количественные характеристики ударного воздействия, свойства объекта и установлены нормами безопасности требования к объекту.

Математическое моделирование поведения материала

В случае высокоскоростного динамического нагружения, сопровождающегося значительным пластическим деформированием, необходимо иметь действительные диаграммы деформирования. Действительные диаграммы получаются на основе расчетно-экспериментальных исследований путем определения параметров математической модели деформирования материалов.

Степень достоверности результатов численного моделирования процесса деформирования в процессе соударения во многом определяется качеством математических моделей, адекватно описывающих влияние условий нагружения на диаграммы деформирования конструкционных материалов. Поскольку указанный процесс является динамическим, определяющие соотношения должны учитывать влияние скорости деформации на радиус поверхности текучести. Кроме того, локальные интенсивные пластические деформации в условиях ударного нагружения приводят к существенному адиабатическому разогреву и разупрочнению материала. В связи с этим при моделировании деформирования материала необходимо также учитывать влияние температуры на механические характеристики.

В рассмотренном нами варианте падения ТУК, наиболее нагруженным элементом конструкции является нижний демпфер, выполненный из стали 12Х18Н10Т. В расчете использованы результаты экспериментальных исследований данной стали в условиях сжатия и растяжения при различных скоростях деформации и температурах, подробно рассмотренных в [1].

Получены диаграммы деформирования и предельные характеристики разрушения в диапазоне скоростей деформаций от 0,001 с⁻¹ до 1500 с⁻¹ и при температурах от 20 до 350 ⁰C.

В работе для определения характеристик исследуемой стали при динамическом нагружении используется метод Кольского по схеме Николаса [2 - 5] с различными вариантами разрезного стержня Гопкинсона. Исследованный материал показал положительную чувствительность предела текучести к росту скорости деформации и отрицательную чувствительность к повышению температуры. Динамическая

диаграмма деформирования (~1000 с⁻¹) оказалась на 8% выше статической кривой (по пределу текучести). При разогреве образцов до 350⁰С придел текучести уменьшился на 20%. Предельные характеристики пластичности (относительное удлинение δ и относительное сужение сечения ψ) практически не зависели от скорости деформации и температуры и близки к справочным данным ($\delta \approx 38\%$ и $\psi \approx 40\%$).

По результатам экспериментальных исследований деформирования стали 12X18H10T при статическом и динамическом нагружениях определены параметры модели Jonson-Cook из библиотеки LS-DYNA. Модель Jonson-Cook определяет напряжение текучести как функцию деформации, скорости деформации и температуры.

Анализ напряженно-деформированного состояния расчетной модели ТУК

Поскольку конструкция ТУК в процессе соударения работает в упругопластической области, в качестве основного параметра оценки состояния элементов ТУК принималась пластическая деформация. Наиболее нагруженный элемент конструкции – нижний демпфер. Максимальные пластические деформации, возникающие в демпфере, изготовленного из стали 12Х18Н10Т, достигают значений, равных величине предельной деформации разрушения (рис. 2).



Рис. 2. Распределение пластических деформаций в демпфере после соударения ТУК о жесткое основание, (отн. ед.)

За счет пластического деформирования демпфирующего элемента, происходит значительное гашение кинетической энергии падающего ТУК. Демпфер, с высокой степенью рассеивания, реализует свои демпфирующие способности. Остальные элементы ТУК, отвечающие за его целостность, испытывают незначительные перегрузки, и удовлетворяют условиям динамической прочности.

Заключение

Примененный в работе комплексный подход, включающий в себя разработку и обоснование подробной полномасштабной конечно-элементной расчетной модели ТУК, применение аттестованного современного программного комплекса ANSYS/LS-DYNA и исследования динамических характеристик используемых конструкционных материаов, позволило с умеренной долей консерватизма использовать расчетные методы при разработке ТУК.

По результатам полномасштабного математического 3-D моделирования на стадии проектирования, было разработано демпфирующее устройство с высокой степенью поглощения кинетической энергии, что позволило оптимизировать конструкцию и отказаться от промежуточных натурных испытаний. Данный факт способствоввал повысить конкуретоспособность разрабатываемого изделия за счет снижения его себестоимости.

- 1. Лапшин Д.А. Расчетно-экспериментальный анализ прочности внутриобъектовых транспортных контейнеров реакторов типа БН в авариях с падением: Дисс. канд. техн. наук. Нижний Новгород, 2015.
- Кольский Г. Исследование механических свойств материалов при больших скоростях нагружения / Механика. 1950. N4. C.108–119.
- Брагов А.М., Ломунов А.К. Особенности построения диаграмм деформирования методом Кольского // Прикладные проблемы прочности и пластичности. Статика и динамика деформируемых систем: Всесоюз. межвуз. сб./ Горьк. унт.1984. С.125–137.
- 4. Bragov A.M., Lomunov A.K. Methodological aspects of studying dynamic material properties using the Kolsky method // *Int.J. of Impact Engineering*, 1995. 16(2), p.321–330.
- 5. Nicholas T. Tensile testing of materials at high rates of strain // Exp. Mech. 1981. Vol.21, N 5. P.177–195.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ НЕУПРУГОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ СЛОЖНЫХ И КОМПЛЕКСНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

<u>В.Э. Вильдеман</u>¹

¹Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь wildemann@pstu.ru

Аннотация. Рассматриваются вопросы исследования свойств конструкционных материалов с использованием современных испытательных систем, средств измерений и диагностики, получения новых данных о закономерностях процессов деформирования и разрушения при сложных нестационарных, комбинированных и комплексных термомеханических воздействиях. Рассмотрены некоторые актуальные направления и результаты экспериментальных исследований свойств материалов (металлов и композитов), связанные с эффектами накопления повреждений в условиях закритического деформирования, много- и малоцикловой усталости при сложном напряженном состоянии.

Работа выполнена при поддержке грантов РФФИ (16-41-590360, 19-01-00555, 19-41-590016)

Введение

Создание современных и перспективных технических систем требует углубленного изучения закономерностей механического поведения конструкционных материалов в сложных, близких к эксплуатационным, условиях внешних воздействий. Это создает основу для совершенствования технологий проектирования, создания новых материалов и изделий, развития математических моделей их механического поведения и методов прочностного анализа, включающего оценку безопасности, ответственных конструкций. Развитие моделей механического поведения материалов требует накопления экспериментальных данных об особенностях деформирования и разрушения при сложном напряженном состоянии, а также при комплексных поэтапных квазистатических, циклических и динамических воздействиях в различных комбинациях, что соответствует реальным условиям работы материалов в конструкциях. Это является основой согласованного использования различных теорий механики деформируемого твердого тела, разработки новых моделей накопления повреждений при комплексных термосиловых воздействиях, развития методов прогнозирования ресурса и условий макроразрушения.

Методические вопросы экспериментальных исследований свойств материалов и конструкций при сложных термомеханических воздействиях

Анализ современных методов и подходов изучения механического поведения металлов и композитов позволяет сделать вывод о перспективности проведения комплексных экспериментальных исследований, которые направлены на получение наиболее полной информации о протекающих процессах деформирования и накопления повреждений.

Приобретают особую актуальность развитие методологии и проведение экспериментальных исследований материалов с использованием современных испытательных и измерительных систем. С этой целью в Пермском национальном исследовательском политехническом университете функционирует Центр экспериментальной механики, оснащенный сервогидравлическими, электромеханическими, электромеханическими, электродинамическими, ударными испытательных машинами, современными средствами измерений и диагностики. Проводится использование испытательных машин, обеспечивающих программное нагружение образцов или элементов конструкций с реализацией заданных режимов, совместно со средствами регистрации сигналов акустической эмиссии, оптических систем анализа полей перемещений, деформаций и их скоростей, а также аппаратуры термосканирования. Получение синхронизированных данных указанными методами дает возможность изучения кинетики накопления повреждений и сопоставления различных подходов к её оценке.

Важную информацию о поведении материалов в условиях близких к эксплуатационным или технологическим дают испытания при комплексных этапных квазистатических, циклических, ударных и температурных воздействиях. Некоторые методологические вопросы, методические особенности и результаты экспериментальных исследований свойств металлических, полимерных и композиционных материалов при сложных термомеханических воздействиях описаны в [1, 2, 3, 4].

Закритическое деформирование конструкционных материалов при сложном напряженном состоянии

Деформационное разупрочнение материалов на закритической стадии деформирования [5] непосредственно предшествует моменту разрушения. Изучение основных закономерностей этого явления, а также их математическое моделирование создают условия для более адекватного прогнозирования условий разрушения деформируемых тел и анализа возможностей управления процессами накопления повреждений. Условия макроразрушения, формирующиеся на закритической стадии деформирования, в отличие от

традиционных представлений не являются однозначно связанными с напряженно-деформированным состоянием в точке деформируемого тела. Ключевую роль в переходе от стадии равновесного накопления повреждений к неравновесной, лавинообразной, стадии разрушения кроме свойств материала играет нагружающая система.

Анализ экспериментальных данных о закономерностях закритического деформирования и условиях разрушения деформируемых тел, разработанные элементы математической теории устойчивой закритической деформации, результаты математического моделирования процессов разрушения структурно неоднородных тел приводят к выводам о том, что предельное напряжение не является константой материала, прочностные характеристики, вероятно, должны быть отнесены не к материалу как таковому, а к некоторой деформируемой области конечных размеров, условия разрушения имеют нелокальный характер и ключевым образом определяются не только свойствами среды, но и механическими свойствами нагружающей системы. Последняя может играть роль жесткого «удерживающего» окружения, стабилизирующего процесс накопления дефектов, либо, напротив, «подпитывать» процесс повреждения запасенной упругой энергией, приводя к динамическому разрушению.

Условия разрушения формируются в процессе деформирования. Разрушение не происходит при фиксированном, наперед заданном, для данного материала значении какой-либо меры напряженного состояния в точке. Стремление к более адекватному прогнозированию момента разрушения, когда равновесная стадия накопления повреждений в силу целого ряда условий сменяется стадией неустойчивого, лавинообразного, изменения системы дефектов, приводит к отказу от использования критериев прочности в традиционном их понимании. Предлагаемый альтернативный подход заключается в том, что условия разрушения в результате потери устойчивости процесса неупругого деформирования определяются непосредственно из решения краевой задачи, при формулировке которой диссипативные свойства материала учитываются в определяющих соотношениях с помощью материальных функций, в общем случае с использованием тензора поврежденности четвертого ранга, а условия нагружения — с помощью локальных или нелокальных граничных условий третьего рода.

С точки зрения построения определяющих соотношений крайне важным является получение экспериментальной информации об условиях перехода к закритической стадии и характере разупрочнения при сложном напряженном состоянии [6, 7]. Естественно, что при этом возникает ряд методических трудностей интерпретации данных в условиях нарушения макрооднородности и появления локализации деформаций [8]. Выведены условия устойчивости закритического деформирования в опытах на растяжение и кручение с учетом характеристик разупрочнения, геометрии образцов и жесткости испытательной системы. Получены новые данные о закритической стадии деформирования конструкционных материалов, включающие полные диаграммы деформирования при активном квазистатическом нагружении и разгрузке при растяжении и кручении тонкостенных трубчатых образцов в условиях нормальных и повышенных температур. С целью выявления закономерностей поведения материалов при комбинированных воздействиях разработаны и апробированы методики экспериментального изучения влияния дополнительных вибрационных воздействий в процессе закритического деформирования на реализацию деформационных ресурсов за счет возможной стабилизации процесса накопления повреждений [9].

Усталостная долговечность конструкционных сплавов в условиях сложного напряженного состояния

Работы в рамках данного актуального направления предусматривают экспериментальное изучение усталостной прочности современных и перспективных металлов и сплавов в условиях сложного напряженного состояния, в частности, влияния постоянных и переменных составляющих напряжений на усталостную долговечность при бимодальном нагружении, исследование многоцикловой усталости сплавов при непропорциональном нагружении в условиях одно- и двухчастотных бимодальных воздействий, анализ влияния концентраторов напряжений на долговечность при многоосной усталости.

Практическое использование полученных результатов предусматривает разработку и апробацию математических моделей прогнозирования усталостной долговечности в условиях сложного напряженного состояния с целью уточненного расчета ресурса деталей и узлов. Например, для алюминиевого сплава экспериментально обнаружено, что снижение усталостной долговечности в результате действия постоянной относительно небольшой касательной составляющей напряжений и аналогичной постоянной нормальной составляющей при осевом и сдвиговом циклическом нагружении соответственно может составлять несколько десятков процентов.

Проводятся испытания на малоцикловую усталость при жестком или мягком режимах нагружения в широком диапазоне повышенных температур [10]. Осуществляется реализация комплексных программ экспериментальных исследований циклической долговечности при сложных формах и параметрах цикла, разных видах напряженного деформированного состояния (одноосное, плоское напряженное состояние) и последовательностях нагружения (растяжение, кручение), комбинации которых позволяют учитывать реальные режимы работы материалов в элементах конструкций.

Процессы накопления повреждений и разрушение при комплексных квазистатических, циклических и ударных воздействиях

Большое значение имеет изучение поведения конструкционных материалов, в частности композитов, в условиях комбинированных и комплексных воздействий. Представляют интерес зависимости остаточной статической прочности от параметров предварительного циклического нагружения, зависимости усталостной долговечности от степени предварительного квазистатического нагружения, остаточной прочности после различных ударных воздействий, например, в опытах на сжатие после пробивания композитных панелей.

Используемые методики позволяют проводить оценку остаточной прочности и жесткости конструкционных композитов после циклического нагружения при различных видах напряженнодеформированного состояния [11]. Показана эффективность представления результатов в виде предложенных диаграмм усталостной чувствительности материалов, что позволяет естественным образом выявить стадийность изменения остаточной статической прочности (начального повреждения, стабилизации и обострения) при циклических воздействиях, а также определить соответствующие пороговые значения по числу циклов.

Проводятся экспериментальные исследования закономерностей усталостного накопления повреждений и процессов разрушения в зависимости от структурных особенностей слоисто-волокнистых и пространственноармированных конструкционных композитов при различных видах напряженно-деформированного состояния и условиях нагружения, а также в условиях неоднородностей полей, вызванных концентраторами напряжений, с контролем сигналов акустической эмиссии и разогрева образцов в процессе циклического нагружения. Получены новые экспериментальные данные об изменении прочностных свойств слоистых волокнистых композиционных материалов с различной ориентацией укладки армирующих слоев на различных стадиях vсталостного накопления повреждений.

Заключение

Рассматриваются вопросы развития методов экспериментальной механики в части изучения неупругого поведения материалов при сложных напряженных состояниях, комбинированных и комплексных термомеханических воздействиях. Внимание уделено особенностям совместного использования современных испытательных систем и средств регистрации деформационных и температурных полей, а также сигналов акустической эмиссии. Приводятся данные о закритическом деформировании сталей при плоском напряженном состоянии. много- и малопикловой усталости сплавов при двухосных воздействиях, а также при реализации сложных режимов циклического нагружения. Анализируются полученные экспериментальные данные о накоплении повреждений и разрушении полимерных слоисто-волокнистых композитов при комплексных квазистатических, циклических и ударных воздействиях.

- 1. Вильдеман В.Э. [и др.] Механика материалов. Методы и средства экспериментальных исследований. Пермь: Издво Перм. нац. исслед. политехн. ун-та, 2011. 165 с.
- 2. Экспериментальные исследования свойств материалов при сложных термомеханических воздействиях / В.Э. Вильдеман, М.П. Третьяков, Т.В. Третьякова и др. Под ред. В.Э. Вильдемана. М.: ФИЗМАТЛИТ. 2012. 212 с.
- Третьякова Т.В., Вильдеман В.Э. Пространственно-временная неоднородность процессов неупругого 3. деформирования металлов. — М.: ФИЗМАТЛИТ, 2016. 120 с.
- 4. Вильдеман В.Э., Ломакин Е.В, Третьяков М.П., Третьякова Т.В., Лобанов Д.С. Экспериментальные исследования закритического деформирования и разрушения конструкционных материалов. — Пермь: Изд-во Перм. нац. исслед. политехн. ун-та, 2018. 156 с.
- 5. Вильдеман В.Э., Соколкин Ю.В., Ташкинов А.А. Механика неупругого деформирования и разрушения композиционных материалов. — М.: Наука, 1998. — 288 с. Вильдеман В.Э., Ломакин Е.В., Третьяков М.П. Закритическое деформирование сталей при плоском напряженном
- 6. состоянии // Известия Российской академии наук. Механика твердого тела. — 2014. — № 1. — С. 26-36.
- Вильдеман В.Э., Ломакин Е.В., Третьякова Т.В., Третьяков М.П. Закритическое деформирование и разрушение тел 7. с концентраторами в условиях плоского напряженного состояния // Известия РАН. Механика твердого тела. 2017. № 5. C. 22-29.
- Вильдеман В.Э., Ломакин Е.В., Третьякова Т.В., Третьяков М.П. Закономерности развития неоднородных полей при 8. закритическом деформировании стальных образцов в условиях растяжения // Известия Российской академии наук. Механика твердого тела — 2016. — №5. — С.
- Вильдеман В.Э., Ломакин Е.В., Третьяков М.П. Эффект вибрационной стабилизации процесса закритического 9 деформирования // Доклады академии наук. — 2016. — Vol. 467, No. 3. — Р. 284.
- 10. Ильиных А.В., Вильдеман В.Э., Третьяков М.П. Экспериментальное исследование механического поведения конструкционных сплавов при двухосном циклическом нагружении // Вестник ПНИПУ. Аэрокосмическая техника. -2017. — № 51, — c. 115-123
- 11. Wil'deman V. E., O. A. Staroverov, Lobanov D. S. Diagram and parameters of fatigue sensitivity for evaluating the residual strength of layered gfrp composites after preliminary cyclic loadings. Mechanics of Composite Materials, 2018, 54 - 3, 313-320.

УСТАЛОСТНОЕ ПОВЕДЕНИЕ КОНСТРУКЦИОННЫХ СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ ОДНООСНЫХ И ДВУХОСНЫХ ЦИКЛИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ

В.Э. Вильдеман¹, <u>А.С. Янкин</u>², А.И. Мугатаров³, Т.В. Чернова⁴

Центр экспериментальной механики, Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь ¹wildemann@pstu.ru, ²yas.cem@yandex.ru, ³cem_mugatarov@mail.ru, ⁴thechernovs2009@yandex.ru

Аннотация. Представлены результаты экспериментальных исследований усталостной долговечности конструкционной легированной стали 40ХГМА и сплава алюминия Д16Т при двухосном циклическом нагружении. Экспериментальные данные приведены в виде точек на графиках и соответствующих аппроксимирующих линий, отражающих зависимости числа циклов до разрушения от относительных величин постоянных составляющих касательных и нормальных напряжений. Во всех испытаниях задаваемые величины дополнительных составляющих компонент напряжений не превышали значений соответствующих условных пределов текучести.

Работа выполнена при поддержке РФФИ 19-01-00555 А и в рамках государственного задания Минобрнауки России 9.7529.2017/9.10.

Введение

Подавляющее число ответственных элементов конструкций при эксплуатации подвергается комплексным, в том числе многоосным, циклическим нагрузкам и оценка их влияния на долговечность металлических материалов является важной практической задачей, а необходимость изучения процессов усталости в условиях сложного напряженного состояния послужила причиной появления экспериментальных работ в данной области с использованием специализированных технических устройств и методик многоосного нагружения.

Циклические воздействия часто осложнены асимметрией цикла вследствие наличия статических нагрузок, обусловленных, например, силами тяжести или линейной перегрузкой. Кроме того, статические нагрузки могут возникать по отличным от циклических осям [1-5], в результате чего наблюдаются, например, циклические нагрузки изгиба с постоянным кручением и др. Стоит отметить, что исследований в данной области существенно меньше, чем при одноосных воздействиях, а также отсутствует комплексный подход к изучению. Кроме того, в работах, в основном, уделяется внимание пределу выносливости при базах более 10⁶ циклов, то есть рассматриваются такие нагрузки, при которых материал (условно) может выдержать неограниченное количество циклов нагружения. Однако при проектировании конструкций с установленным (ограниченным) сроком службы с целью экономии ресурсов важно определять не только предел выносливости, но и получать кривые усталости при различных уровнях дополнительных статических составляющих.

Основной текст

Экспериментальные исследования по оценке долговечности металлических материалов при многоосном циклическом нагружении проводились на образцах алюминиевого сплава Д16Т и легированной стали 40ХГМА, изготовленных с учетом требований стандарта ГОСТ 25.502. На рисунке 1 представлен эскиз используемых образцов корсетного типа, которые изготавливались из одной партии прутков сплава алюминия диаметром 10 мм, находящегося в состоянии поставки, и из заготовки буровой штанги диаметром 22 мм (сталь 40ХГМА) без дополнительной термической обработки. Химический состав исследуемых материалов приведен в таблице 1. Для образцов сплава алюминия Д16Т диаметр рабочей части составлял d = 5,0 мм, для образцов стали 40ХГМА d = 4,0 мм. Радиус корсетной части образцов составлял не менее R = 20,0 мм.

Испытания проводились на двухосевой сервогидравлической системе Instron 8850 (100 кH/1000 Hм, 30 Гц) и универсальной электродинамической системе Instron ElectroPuls E10000 (10 кH/100 Hм, 100 Гц), предназначенных для проведения как одноосных, так и двухосных статических и циклических испытаний при растяжении-сжатии и кручении.

40ΧΓΜΑ										
C Si Mn P S Cr Ni Mo V Cu								Al		
0,402	0,275	0,874	<0,005	<0,003	0,882	0,274	0,252	0,005	0,159	0,010

|--|

т *с*

1 37

Д16Т									
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	Pb
0,29	0,28	4,28	0,75	1,48	0,017	0,009	0,12	0,06	0,05


Рис. 1. Эскиз образца корсетного типа для испытаний на усталость

В рамках квазистатических испытаний были определены механические характеристики: модуль Юнга *E*, модуль сдвига *G*, пределы пропорциональности при растяжении σ_{nu} и кручении τ_{nu} , условные пределы текучести при растяжении $\sigma_{0,2}$ и кручении $\tau_{0,3}$, остаточное удлинение после разрыва δ , относительное поперечное сужение ψ (табл. 2). На основании полученных данных была разработана программа усталостных испытаний, состоящая из трех частей, которая приведена в таблице 3. Результаты приведены на рис. 2-4 [6].

Гаолица 2. Механические характеристики исследуемых материалов									
Материал	Е, ГПа	$\sigma_{\pi u},$ ΜΠα	<i>σ</i> _{0.2} , МПа	$\sigma_{\scriptscriptstyle \rm B}, {\rm M}\Pi$ а	δ, %	ψ, %	<i>G</i> , ГПа	<i>τ</i> пц, МПа	<i>τ</i> _{0.3} , МПа
40ΧΓΜΑ	210,1 ± 1,1	771,9±41,4	910,4 ± 4,2	1018,8± 6,5	$15,9 \pm 0,5$	49,2 ± 2,2	86,1± 1,05	411,9± 15,9	574,2 ± 9,5
Д16Т	$75,4 \pm 0,9$	$\begin{array}{c} 307 \pm \\ 41 \end{array}$	$\begin{array}{r} 336 \pm \\ 52 \end{array}$	-	-	-	$\begin{array}{c} 30,0\pm\\ 1,8 \end{array}$	124 ± 5	153 ± 8

Таблица 2. Механические характеристики исследуемых материалов

Палана	Вид циклического нагружения				
Параметры	Растяжени	Кручение			
режима	Материал образцов				
	40 ХГМА	Д16Т	Д16Т		
Частота испытания, Гц	50	50	3,4		
Коэффициент асимметрии цикла	- 0,5	-1	-1		
Амплитуда напряжений в цикле	$0,5 \cdot \sigma_{0,2} \div 0,61 \cdot \sigma_{0,2}$	$0,5 \cdot \sigma_{0,2}; 0,61 \cdot \sigma_{0,2}$	$0, 7 \cdot \tau_{0,3}; 0, 75 \cdot \tau_{0,3}$		
Величина постоянной составляющей напряжений	$0,35 \cdot au_{0,3}; 0,7 \cdot au_{0,3}$	$0 \div 0,\!84 \!\cdot\! au_{0,3}$	$0 \div 0, 6 \cdot \sigma_{0,2}$		
Количество образцов	22	36	26		



Рис. 2. Кривые усталости стали 40ХГМА, соответствующие степенной аппроксимации (линии), построенные в простых (а) и двойных логарифмических (б) координатах, полученные при различных уровнях постоянной составляющей касательного напряжения, и экспериментальные данные (точки): *τ* = 0 МПа (●), *τ* = 200 МПа (♦), *τ* = 400 МПа (▲)



Рис. 3. Зависимость усталостной долговечности сплава Д16Т при циклическом растяжении с амплитудами $\sigma_a = 0.5 \sigma_{0.2}$ (1) и $\sigma_a = 0.61 \sigma_{0.2}$ (2) от постоянной составляющей касательных напряжений



Рис. 4. Зависимость долговечности сплава Д16Т при циклическом кручении с амплитудами $\tau_a = 0,7 \tau_{0,3}(1)$ и $\tau_a = 0,75 \tau_{0,3}(2)$ от постоянной составляющей нормальных напряжений

Заключение

В работе проведено экспериментальное исследование, направленное на оценку влияния постоянных составляющих компонент напряжений при циклическом нагружении по различным компонентам в опытах на совместное растяжение с кручением цилиндрических образцов корсетного типа, изготовленных из сплава алюминия Д16Т и конструкционной стали 40ХГМА. Показано, что в результате воздействия постоянных составляющих напряжений как в условиях циклического растяжения-сжатия, так и циклического кручения наблюдается снижение числа циклов до разрушения образцов. Причем реализованные величины постоянных составляющих напряжений заведомо не превышали соответствующих значений условных пределов текучести для рассмотренных материалов. Полученные опытные результаты могут рассматриваться в качестве данных для прочностных расчетов в части установления допустимых пределов постоянных составляющих компонент напряжений, возникающих в конструкциях, которые не будут приводить к значимому снижению долговечности изделий, работающих в условиях циклического нагружения.

- 1. Sines G. Failure of materials under combined repeated stresses with superimposed static stress, National Advisory Committee for Aeronautics (N.A.C.A). Washington, Technical Note 3495, 1955, 69 p.
- Bennebach M., Palin-Luc T. Effect of static and intermittent shear stress on the fatigue strength of notched components under combined rotating bending and torsion // Procedia Engineering, 6th Fatigue Design conference, Fatigue Design, 2015. – V. 133. – pp. 107-114. DOI: 10.1016/j.proeng.2015.12.635
- Bennebach M., Palin-Luc T., Messager A. Effect of mean shear stress on the fatigue strength of notched components under multiaxial stress state // Procedia Engineering, 7th International Conference on Fatigue Design, Fatigue Design, 2018. – V. 213. – pp. 25-35. DOI: 10.1016/j.proeng.2018.02.004
- Močilnik V., Gubeljak N., Predan J. The Influence of a Static Constant Normal Stress Level on the Fatigue Resistance of High Strength Spring Steel // Theoretical and Applied Fracture Mechanics. – 2017. – V. 91. – pp. 139-147. DOI: 10.1016/j.tafmec.2017.06.002
- 5. Papuga J., Halama R. Mean stress effect in multiaxial fatigue limit criteria // Archive of Applied Mechanics. 2018. pp. 1-12. DOI: 10.1007/s00419-018-1421-7
- Вильдеман В.Э., Третьяков М.П., Староверов О.А., Янкин А.С. Влияние режимов двухосного нагружения на усталостную долговечность алюминиевого сплава Д16Т и стали 40ХГМА // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. – 2018. – № 4. – С. 169-177. DOI: 10.15593/perm.mech/2018.4.16

МНОГОУРОВНЕВАЯ МОДЕЛЬ ДЛЯ ОПИСАНИЯ НЕУПРУГОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ С УЧЕТОМ ЭВОЛЮЦИИ ПОВРЕЖДЕННОСТИ

П.С. Волегов, Н.В. Котельникова, К.А. Курмоярцева

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь crocinc@mail.ru

Аннотация. Рассматривается задача построения физически обоснованной модели для описания неупругого деформирования поликристаллических тел в условиях интенсивных неупругих деформаций с учетом механизмов формирования и эволюции микроповреждений. Предложена структура математической модели, рассмотрен механизм формирования микротрещин путем объединения дислокаций в головной части скопления, поджатого на препятствии, предложены геометрические параметры формирующейся микротрещины. Приведены основные соотношения, описывающие процесс деформирования на мезоуровне с учетом плотности дислокаций и микротрещин.

Работа выполнена при поддержке гранта РНФ № 17-19-01292.

Введение

Вопросы физически прозрачного описания поврежденности и разрушения являются одними из ключевых при проектировании конструкций и определении допустимых условий их эксплуатации. Накопление поврежденности и, как следствие, разрушение представляет собой чрезвычайно сложный, многостадийный процесс, управляемый большим количеством факторов [1]. В зависимости от изменяющихся условий нагружения и внутренней структуры материала можно получить значительно отличающиеся характеристики процесса разрушения. Известно, что характерные дефектные структуры в материале существенно различаются не только в зависимости от таких параметров, как тип кристаллической решетки, упругие и/или пластические свойства, энергия дефекта упаковки, но и от того, насколько близко к границе раздела (свободной поверхности образца, границе зерна или фазы, другим микро-, мезо- или макроскопическим границам раздела) находится рассматриваемая «точка» материала. Так или иначе, во всех случаях процессы повреждения и разрушения определяются внутренней структурой материала и историей внешних воздействий (напряженнодеформированным состоянием, температурными воздействиями и т.д.). Для лучшего понимания процессов накопления поврежденности необходимо определять и описывать в рамках некоторых модельных представлений механизмы формирования и эволюции микроповреждений, а также области температур и напряжений, в которых эти механизмы действуют. Такие процессы являются принципиально многомасштабными, в них задействованы механизмы, реализующиеся на различных масштабных (и структурных) уровнях. Исходя из этого, физически обоснованное описание такого рода явлений следует вести в рамках многоуровневых моделей неупругого деформирования, в которые явным образом вводятся переменные, характеризующие эволюционирующую микроструктуру (включая поврежденность), и формулируются критерии разрушения [2]. Таким образом, возникает необходимость дополнения многоуровневых математических моделей неупругого деформирования поликристаллических тел [3] переменными, явным образом учитывающими формирование и эволюцию системы микроповреждений в материале в процессе интенсивных неупругих деформаций, в целях создания моделей материалов, позволяющих описывать переход к разрушению.

Структура, основные положения и соотношения многоуровневой модели

Модель разрабатывается на основе физических теорий упруговязкопластичности [3], модифицированной учетом дефектов низших масштабных уровней, а также различных механизмов их взаимодействия. Используется прямая модель, в которой выделяются несколько уровней, соответствующие различным физическим процессам и различным носителям деформации и поврежденности. В разрабатываемой модели предлагается ввести три масштабных уровня: макроуровень, мезоуровень-I и мезоуровень-II. На макроуровне рассматривается представительный макрообъем поликристалла (совокупность монокристаллов), для которого решается краевая задача с учетом расположения в объеме относительно поверхности детали. Характерными структурами на макроуровне являются границы зерен, свободные поверхности и макротрещины. На мезоуровне-І описывается деформирование зерен, причем для описания отдельно взятого зерна следует использовать несколько элементов мезоуровня-І. Это позволяет учитывать возможную разориентацию субзерен, а также потоки дислокаций между субзернами. Также на мезоуровне-І представляется возможным описание формирование мезотрещин как совокупности микротрещин нижнего структурного уровня. Таким образом, характерными структурами на мезоуровне-І являются зерна, субзерна, межзеренные границы и мезотрещины. На мезоуровне-II описывается эволюция дислокационной структуры на системах скольжения. Элементами мезоуровня-II также являются кристаллиты, образующие субзерна, ориентация которых может отличаться от средней ориентации субзерен кристаллита, внутри которого находятся рассматриваемые элементы, на углы разориентации, характерные для фрагментов. Характерными структурами на мезоуровне-II являются дислокации различных типов, их скопления на СС, барьеры и микротрещины.

Для описания полей внутренних мезо- и микронапряжений в кристаллитах рассмотрен процесс образования дислокационных скоплений вблизи двух типов барьеров: образованных расщепленными дислокациями и представляющих собой внутренние границы (например, границы зерен и субзерен). Решена задача определения поля напряжений скопления дислокаций, поджатых у некоторого препятствия дислокационной природы. Получены значения среднего и наименьшего расстояния между дислокациями в скоплении, а также сделана оценка зависимости длины скопления от действующего касательного напряжения в рассматриваемой системе скольжения. По результатам численных экспериментов можно сделать вывод, что минимальное расстояние между головными дислокациями достигает «насыщения» и перестает изменяться при некотором пороговом значении дислокаций в скоплении; конкретная величина этого расстояния зависит от характеристик исследуемого материала, а также действующих напряжений. Полученные на микроуровне результаты, включающие в том числе геометрические и энергетические характеристики барьеров, использованы для описания возможных сценариев развития дислокационной субструктуры вблизи барьера: образование микротрещины, разрушение барьера путем его рекомбинации или преодоление барьера дислокациями скопления путем переползания.

Схема зарождения дислокационной трещины в результате объединения дислокаций в головной части скопления для плоского случая представлена на рис. 1. Для скопления дислокаций существуют оценки основных параметров: общая длина скопления $L = Gbn / [\pi \tau (1-\nu)]$, где τ – напряжение в плоскости сдвига, которое действует на нагромождение дислокаций, G – модуль сдвига, ν – коэффициент Пуассона, n – количество дислокаций в скоплении, b – длина вектора Бюргерса. Длина трещины, образовавшейся в результате объединения дислокаций скопления, выводится минимизацией энергии дислокационной трещины [4].

Трещина является объемным дефектом, в работе предполагается, что дислокационная трещина имеет клиновидную форму (рис. 2). Будем считать, что скопление дислокаций, при достижении плотности дислокаций критического значения, переходит в супердислокацию с длиной вектора Бюргерса B = nb, где n – количество дислокаций в скоплении. Такую супердислокацию и будем считать зародышевой трещиной. При этом основание клиновидной микротрещины совпадет с вектором Бюргерса супердислокации, $l_x = B$, а длина трещины равна $l_y = n^2b/2$ [4]. Для элемента мезоуровня-II вводится гипотеза о равномерном распределении

дислокаций по системам скольжения, поэтому предполагается, что микротрещина пересекает весь элемент.





Рис. 1. Скопление дислокаций с образованным «клином»

Рис. 2. Характерная геометрия и размеры микротрещины

Предложен способ учета дислокационных трещин в многоуровневой модели неупругого деформирования поликристаллов. Для описания процессов накопления повреждений в металлах предполагается использовать прямую многоуровневую математическую модель, основанную на физических теориях упруговязкопластичности. При этом деление на масштабные уровни производится с учетом необходимости описания различных физических процессов. В качестве определяющего соотношения мезоуровня-І принят гипоупругий закон с использованием несимметричной индифферентной меры скорости деформации:

$$d\sigma/dt + \sigma \cdot \omega - \omega \cdot \sigma = \overline{\mathbf{n}} : (\mathbf{l} - \omega - \mathbf{z}^{in}), \qquad (1)$$

где σ – тензор напряжений Коши (отклик), ω – спин подвижной системы координат (ПСК), относительно которой определяется квазитвердое движение [5], $\overline{\mathbf{n}}$ – тензор упругих свойств, имеющий постоянные компоненты в базисе ПСК, l – транспонированный градиент скорости перемещений (кинематическое воздействие).

Скорость неупругой деформации определяется по скоростям сдвига в системах скольжения:

$$\mathbf{z}^{in} = \sum_{k=1}^{n} \left\langle \dot{\gamma}^{(k)} \right\rangle \mathbf{b}^{(k)} \mathbf{n}^{(k)} , \qquad (2)$$

где $\dot{\gamma}^{(k)}$ – скорость сдвига в *k*-й системе скольжения отдельного элемента мезоуровня-II, **b**^(k) и **n**^(k) – единичные векторы направления скольжения и нормали плоскости скольжения *k* –й системы скольжения (в

актуальной конфигурации), соответственно. Осреднение скоростей сдвигов в уравнении (2) ($\langle \dot{\gamma}^{(k)} \rangle$) осуществляется по отдельным элементам мезоуровня-II, входящим в элемент более высокого уровня (мезоуровня-I). Скорость сдвига определяется на каждой системе скольжения мезоуровня-II с использованием уравнения Орована с учетом разделения дислокаций на положительные и отрицательные ($\rho^{(k)} = \rho^{(k)}_+ + \rho^{(k)}_-$). Под действием касательных напряжений на одной и той же системе скольжение движение положительных и отрицательных дислокаций осуществляется, в противоположные стороны. Скорость сдвига при этом определяется соотношением:

$$\dot{\gamma}^{(k)} = \dot{\gamma}^{(k)}_{+} + \dot{\gamma}^{(k)}_{-} = b^{(k)} \rho^{(k)}_{+} v^{(k)}_{+} - b^{(k)} \rho^{(k)}_{-} v^{(k)}_{-},$$
(3)

где $b^{(k)}$ – модуль вектора Бюргерса, $\rho_{\pm}^{(k)}$, $v_{\pm}^{(k)}$ – плотности и скорости движения положительных или отрицательных дислокаций соответственно. Скорость движения дислокаций можно определить следующим соотношением:

$$v_{\pm}^{(k)} = \pm v_{0}^{(k)} \left| \frac{\tau_{c\pm}^{(k)}}{\tau_{c\pm}^{(k)}} \right|^{m} \exp\left[-\frac{\Delta F}{\kappa \theta} \right] H(\left| \tau^{(k)} \right| - \tau_{c\pm}^{(k)}) sign(\tau^{(k)}),$$
(4)

где $\tau_{c\pm}^{(k)}$ – критическое напряжение сдвига на соответствующей системе скольжения, ΔF – энтальпия активации движения дислокации, κ – константа Больцмана, θ – абсолютная температура, $H(\cdot)$ – функция Хэвисайда, $\tau^{(k)} = \mathbf{n}^{(k)} \cdot \mathbf{\sigma} \cdot \mathbf{b}^{(k)}$ – сдвиговое напряжение в *k*-й системе скольжения, напряжения $\mathbf{\sigma}$ устанавливаются интегрированием уравнения (1).

Критические напряжения сдвига в общем случае зависят от плотностей дислокаций и барьеров на системах скольжения, учитывает взаимодействия дислокаций различных систем скольжения и сопротивление границ кристаллитов. В общем виде соотношения для критических напряжений можно представить следующим соотношением:

$$\tau_{c\pm}^{(k)} = \tau_{c\pm_0}^{(k)} \sqrt{\sum_{\beta} (g_{1_{\pm}}^{(k,\beta)} \rho_{+}^{(\beta)} + g_{2_{\pm}}^{(k,\beta)} \rho_{-}^{(\beta)})} + \tau_{\text{barrier}}^{(k)} + \tau_{\text{boundary}}^{(k)},$$
(5)

где компоненты матрицы *g*^(*k*,*β*) описывают взаимодействий дислокаций различных систем скольжения с учетом разделения на положительные и отрицательные.

Изменение плотности дислокаций, описываемое на мезоуровне-II, может происходить за счет таких механизмов, как зарождение новых дислокаций (источники Франка-Рида), аннигиляция разноименных дислокаций на каждой из систем скольжения. Кроме того, плотности дислокаций в элементе могут изменяться за счет притока и оттока из соседних элементов мезоуровня-II.

Показано, что после образования микротрещина может выступать как сток для решеточных дислокаций, что может, с одной стороны, способствовать уменьшению плотности дислокаций в зерне, а с другой – приводить к увеличению длины микротрещины. Кроме того, показано, что при формировании микротрещины путем слияния дислокаций в головной части скопления, поджатого к границе зерна, источником дислокаций, поглощаемых микротрещиной, является сама граница.

Заключение

В работе рассмотрены физические аспекты формирования микроповреждений в поликристаллических материалах в процессах неупругого деформирования. Предложена структура многоуровневой математической модели, включающей подмодель формирования микротрещин путем формирования «супердислокаций» вблизи препятствий, а также способ учета микротрещин в модели мезоуровня.

- 1. В.В. Рыбин. Большие пластические деформации и разрушение металлов. М.: Металлургия, 1986. 224 с.
- Волегов П.С., Грибов Д.С., Трусов П.В. Поврежденность и разрушение: модели, основанные на физических теориях пластичности// Физическая мезомеханика. – 2015. – Т. 18, № 6. – С. 12-23.
- 3. Трусов П.В., Волегов П.С., Кондратьев Н.С. Физические теории пластичности: учебное пособие. Пермь: Изд-во ПНИПУ, 2013. 244 с.
- 4. Владимиров В.И. Физическая природа разрушения металлов. М.: Металлургия, 1984. 280 с.
- Trusov P.V., Shveykin A.I., Kondratev N.S. Multilevel metal models: formulation for large displacements gradients// Nanoscience and Technology: An International Journal. – 2017. – Vol. 8, Iss. 2. – Pp. 133–166.

КОНТИНУАЛЬНАЯ МОДЕЛЬ ПОВРЕЖДЁННОЙ СРЕДЫ, ИСПОЛЬЗУЕМАЯ ДЛЯ РАСЧЁТА УСТАЛОСТНОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ И ДЛИТЕЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ КОНСТРУКЦИЙ

<u>И.А. Волков</u>¹, Л.А. Игумнов¹, Д.Н. Шишулин¹

¹Научно-исследовательский институт механики Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород pmptmvgavt@yandex.ru

Аннотация. С позиций механики повреждённой среды развита математическая модель, описывающая процесс деградации начальных прочностных свойств конструкционных материалов (металлов и их сплавов) при усталости и ползучести. Методом численного моделирования исследуются процессы вязкопластического деформирования и накопления повреждений в поликристаллических конструкционных сплавах. Представлены результаты численного моделирования усталостной долговечности и длительной прочности конструкций в ряде прикладных задач. Отмечены новые качественные и количественные особенности процесса разрушения. Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 18-08-00881.

Введение

Развитие конструкций и аппаратов современного энергомашиностроения, самолётостроения и др. характеризуется увеличением их рабочих параметров, снижением металлоёмкости за счёт рационального проектирования и применения новых конструкционных материалов, значительным ростом удельного веса нестационарных режимов термоциклического нагружения, существенным расширением температурного диапазона работы машиностроительных конструкций. Подобные тенденции привели к тому, что в настоящее время одной из основных задач проектирования конструкций и аппаратов новой техники является решение задачи надёжной расчётной оценки ресурса вновь проектируемых аппаратов, диагностики выработанного и прогнозирования индивидуального остаточного остаточного ресурса, действующих конструкций в процессе эксплуатации.

В настоящей работе развита математическая модель механики повреждённой среды, используемая для оценки долговечности материалов и конструкций при усталости и ползучести. Методом численного моделирования и сравнением полученных результатов с опытными данными проведены исследования закономерностей накопления повреждений в конструкционных сплавах при усталости и ползучести.

Определяющие соотношения механики поврежденной среды

Модель повреждённой среды, развитая в [1] состоит из трёх взаимосвязанных частей:

- определяющих соотношений, описывающих вязкопластическое поведение материала;
- эволюционных уравнений, описывающих кинетику накопления повреждений; _
- _ критерия прочности повреждённого материала.
- а. Для описания процессов деформирования при монотонном и циклическом деформировании в пространстве напряжений вводится поверхность текучести:

$$F_{s} = S_{ij}S_{ij} - C_{p}^{2} = 0, \ S_{ij} = \sigma_{ij} - \rho_{ij}^{P}.$$
⁽¹⁾

Принимается эволюционное уравнение для радиуса поверхности текучести вид:

$$\dot{C}_{p} = \left[q_{\chi}H\left(F_{\rho}\right) + a\left(Q_{s} - C_{p}\right)\Gamma\left(F_{\rho}\right)\right]\dot{\chi} + q_{3}\dot{T}$$
⁽²⁾

$$C_{p} = C_{p}^{0} + \int_{0}^{t} \dot{C}_{p} dt , \ \dot{\chi} = \left(\frac{2}{3} \dot{e}_{ij}^{p} \dot{e}_{ij}^{p}\right)^{1/2}, \ \chi_{m} = \int_{0}^{t} \dot{\chi} H \left(F_{\rho}\right) dt , \ \chi = \int_{0}^{t} \dot{\chi} dt ,$$
(3)

$$q_{\chi} = \frac{q_2 A \psi_1 + (1 - A) q_1}{A \psi_1 + (1 - A)}, \quad Q_s = \frac{Q_2 A \psi_2 + (1 - A) Q_1}{A \psi_2 + (1 - A)}, \quad 0 \le \psi_i \le 1 \ (i = 1, 2), \tag{4}$$

$$A = 1 - \cos^2 \theta, \ \cos \theta = n_{ij}^e n_{ij}^s, \ n_{ij}^e = \frac{\dot{e}'_{ij}}{(\dot{e}'_{ij}\dot{e}'_{ij})^{\frac{1}{2}}}, \ n_{ij}^s = \frac{S_{ij}}{(S_{ij}S_{ij})^{\frac{1}{2}}},$$
(5)

$$H(F_{\rho}) = \begin{cases} 1, F_{\rho} = 0 \land \rho_{ij}^{p} \dot{\rho}_{ij}^{p} > 0 \\ 0, F_{\rho} < 0 \lor \rho_{ij}^{p} \dot{\rho}_{ij}^{p} \le 0 \end{cases}, \ \Gamma(F_{\rho}) = 1 - H(F_{\rho}) . \tag{6}$$

где q_1, q_2, q_3 – модули монотонного изотропного упрочнения, а Q_1 и Q_2 – модули циклического упрочнения. Уравнение для смещения центра поверхности текучести имеет вид:

$$\dot{\rho}_{ij}^{p} = g_{1}^{p} \dot{e}_{ij}^{p} - g_{2}^{p} \rho_{ij}^{p} \dot{\chi} - g_{3}^{p} \rho_{ij}^{p} \dot{T} , \ \rho_{ij}^{p} = \int_{0}^{t} \dot{\rho}_{ij}^{p} dt ,$$
⁽⁷⁾

где $g_1^p > 0, g_2^p > 0$ и $g_3^p > 0$ — модули анизотропного упрочнения.

Для описания процессов ползучести вводим в пространстве напряжений эквипотенциальные поверхности ползучести F_c имеющие общий центр ρ_{ij}^c и различные радиусы C_c :

$$F_{c}^{(i)} = S_{ij}^{c}S_{ij}^{c} - C_{c}^{2} = 0, \ S_{ij}^{c} = \sigma_{ij}' - \rho_{ij}^{c}, \ i = 0, 1, 2, \dots$$
(8)

Среди этих эквипотенциальных поверхностей можно выделить поверхность с радиусом C_c , соответствующую нулевой скорости ползучести:

$$\overline{C}_{c}^{(0)} = \overline{S}_{ij}^{c} \overline{S}_{ij}^{c} - \overline{C}_{c}^{2} = 0 , \ \overline{S}_{ij}^{c} = \overline{\sigma}_{ij}^{\prime} - \rho_{ij}^{c}.$$
(9)

Принимаем что,

$$\bar{C}_{c} = \bar{C}_{c}(\chi_{c}, T); \ \dot{\chi}_{c} = \left(\frac{2}{3}\dot{e}_{ij}^{c}, \dot{e}_{ij}^{c}\right)^{\frac{1}{2}}; \ \chi^{c} = \int_{o}^{t} \dot{\chi}^{c} dt; \ \psi_{c} = \left[\frac{\left(S_{ij}^{c}S_{ij}^{c}\right)^{\frac{1}{2}} - \bar{C}_{c}}{C_{c}}\right]; \ \lambda_{c} = \begin{cases} 0, \psi_{c} \leq 0\\ \lambda_{c}, \psi_{c} > 0 \end{cases}.$$
(10)

Эволюционное уравнение для изменения координат центра поверхности ползучести имеет вид:

$$\dot{\rho}_{ij}^{c} = g_{1}^{c} \dot{e}_{ij}^{c} - g_{2}^{c} \rho_{ij}^{c} \dot{\chi}_{c} , \qquad (11)$$

где g_1^c и $g_2^c > 0$ –экспериментально определяемые материальные параметры.

Закон градиентальности можно представить в виде:

$$\dot{e}_{ij}^{c} = \lambda_{c} \left(\psi_{c}, T \right) S_{ij}^{c} = \lambda_{c} \psi_{c} S_{ij}^{c} = \lambda_{c} \left(\frac{\sqrt{S_{ij}^{c} S_{ij}^{c}} - \bar{C}_{c}}{C_{c}} \right) S_{ij}^{c}, \tag{12}$$

где λ_c для каждого из трёх участков кривой ползучести определяется в виде:

$$\lambda_{c}^{I} = \lambda_{c}^{(0)} \left(1 - \frac{e_{11}^{c}}{e_{11}^{c(1)}} \right) + \lambda_{c}^{(1)} \frac{e_{11}^{c}}{e_{11}^{c(1)}}, \quad \lambda_{c}^{II} = \frac{3}{2} \frac{\dot{e}_{11}^{jcm}}{\left(\sigma_{11}^{\prime} - \frac{3}{2}\rho_{11}^{c} - \bar{\sigma}_{c}\right)}, \quad \lambda_{c}^{III} = \lambda_{c}^{II} / \left(1 - \omega\right)^{r_{c}}, \quad (13)$$

б. Эволюционное уравнение накопления усталостных повреждений представим в виде:

$$\dot{\omega}_{p} = \frac{\alpha_{p} + 1}{r_{p} + 1} f_{p}(\beta) Z_{p}^{\alpha p} \left(1 - \dot{\omega}_{p} \right)^{-r_{p}} \left\langle \dot{Z}_{p} \right\rangle, Z_{p} = \frac{W_{p} - W_{a}}{\left(W_{p}^{f} - W_{a} \right)}, \left\langle \dot{Z}_{p} \right\rangle = \frac{\left\langle \dot{W}_{p} \right\rangle}{\left(W_{p}^{f} - W_{a} \right)}, f_{p}(\beta) = \exp(k_{p}\beta), \tag{14}$$

где α_p , r_p , k_p – материальные параметры.

Эволюционное уравнение при ползучести сформулируем в виде:

$$\dot{\omega}_{c} = \frac{\alpha_{c}+1}{r_{c}+1} f_{c}(\beta) Z_{c}^{\alpha_{c}} (1-\omega_{c})^{-r_{c}} \left\langle \dot{Z}_{c} \right\rangle, \ Z_{c} = \frac{W_{c}}{W_{c}^{f}}; \left\langle \dot{Z}_{c} \right\rangle = \frac{\left\langle \dot{W}_{c} \right\rangle}{W_{c}^{f}}; \ \dot{W}_{c} = \rho_{ij}^{c} \dot{e}_{ij}^{c}, \ f_{c}\left(\beta\right) = \exp(k_{c}\beta).$$
(15)

Связь между определяющими соотношениями вязкопластичности и эволюционными уравнениями накопления повреждений осуществляются путём введения эффективных напряжений [1].

Суммирование повреждений при усталости и ползучести можно записать в виде:

$$\dot{\omega} = H \left(\frac{W_p}{W_a} - 1 \right) \dot{\omega}_p + \dot{\omega}_c, \tag{16}$$

где H – функция Хевисайда.

в. В качестве критерия окончания фазы развития рассеянных микроповреждений (стадии образования макротрещины) принимается условие достижения величины повреждённости своего критического значения:

$$\omega = \omega_f \le 1. \tag{17}$$

Численные результаты

Методом численного моделирования и сравнения полученных результатов с опытными данными проведена оценка модели МПС, которая позволяет сделать вывод о достоверности определяющих соотношений и разработанной методики определения материальных параметров, входящих в указанные соотношения. Проведено исследование:

- влияния средней деформации на усталостную долговечность металлов;
- нелинейного суммирования повреждений при блочных режимах нагружения;

- вида траектории деформирования на усталостную долговечность металлов;
- термоциклической долговечности жаропрочных сплавов при комбинированном термомеханическом нагружении;
- длительной прочности металлов при простом и сложном нагружении.

Представлены результаты численного моделирования усталостной долговечности элементов и узлов несущих конструкций в ряде прикладных задач. Проведена:

- оценка усталостной долговечности полосы с круглыми отверстиями при малоцикловом нагружении;
- оценка усталостной долговечности компактного образца с затуплённым вырезом при блочном циклическом нагружении;
- оценка термоциклической долговечности компактного образца с концентраторами в условиях неоднородного напряжённого состояния;
- оценка термоциклической долговечности модели жаровых труб газотурбинных двигателей с разными углами наклона охлаждающих каналов;
- оценка несущей способности корпуса реактора в аварийной ситуации, вызванной расплавлением активной зоны.

Литература

1. И.А. Волков, Л.А. Игумнов. Введение в континуальную механику повреждённой среды. М: Физматлит, 2017. – 304 с.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЙ АНАЛИЗ УСТАЛОСТНОГО ПОВЕДЕНИЯ ОБРАЗЦОВ КОРРОЗИОННОСТОЙКОЙ СТАЛИ ИЗГОТОВЛЕННЫХ МЕТОДОМ АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА

Б.С. Волосков, И.В. Сергеичев, С.Г. Абаимов, И.Ш. Ахатов

Сколковский институт науки и технологий, Центр проектирования, производственных методов и материалов, Москва

boris.voloskov@skoltech.ru

Аннотация. Представлены результаты статических и усталостных испытаний образцов коррозионностойкой стали 316 L, изготовленных с использованием аддитивных технологий селективного лазерного плавления (selective laser melting, SLM) и прямого осаждения металла (direct metal tooling, DMT) Усталостные испытания были выполнены в диапазоне 10⁴ - 10⁹ циклов нагружения. Проведен фрактографический анализ поверхностей разрушения образцов, на основании которого установлены механизмы зарождения и развития усталостных трещин.

Введение

Аддитивные технологии в настоящее время – это стремительно развивающееся направление производства. Трудно найти индустрию, в которой они в какой-то степени не использовались уже сегодня. Технология позволяет строить трехмерные объекты любой сложности путем послойного добавления материала и зачастую ускоряет, и даже удешевляет процесс производства. Существуют различные методы трехмерной печати металлических объектов. В то же время микроструктура, и соответственно свойства получаемого изделия зависят от большого числа различных технологических параметров, реализуемых при печати. Расстояние между соседними треками, мощность и диаметр лазерного пучка, толщина порошкового слоя – лишь часть характеристик, которые могут варьироваться при изготовлении металлического изделия методами аддитивного производства. В последнее десятилетие проведено большое количество научных исследований, посвящённых изучению влияния параметров печати на механические свойства готового объекта, в том числе работы [1-5]. Полученные результаты помогли значительно улучшить качество изделий. Но до сих пор существует недостаток экспериментальных данных в данной области. Представленная работа посвящена экспериментальному исследованию механических свойств изделий, полученных с помощью технологий аддитивного производства SLM и DMT.

Материалы и методики испытаний

Для проведения испытаний изготовлены цилиндрические заготовки диаметром 12 мм и длиной 100 мм из металлического порошка сферической формы размером 10-70 мкм. Слои материала заготовок ориентированы перпендикулярно направлению приложения нагрузки при проведении испытания. Конечные образцы были получены из заготовок после механической обработки на станке с ЧПУ. Форма образцов для статических, мало- и много- цикловых испытаний соответствует требованиям стандартов ISO 6892-1 и ISO 1099. Испытания на статическое растяжение проводились при температуре 20 °C со скоростью нагружения 2 мм/мин. Малоцикловые и многоцикловые усталостные испытания проводились также при 20 °C с частотой нагружения 30 Гц, коэффициент асимметрии цикла $R = \sigma_{min}/\sigma_{max} = 0.1$.

Испытания на гигацикловую усталость проводились на ультразвуковой установке Shimadzu USF-2000. Данная установка создает амплитуду напряжений в образце путем резонирования образца продольными колебаниями с частотой 20±0,5 кГц. Для обеспечения резонанса при проведении испытаний выполнены расчеты формы и размеров образца на основании результатов конечно-элементного моделирования процесса колебаний образца. Для исключения влияния нагрева образца в ходе нагружения на микроструктуру материала испытание выполнялось поэтапно – 300 мс циклического нагружения и затем 300 мс охлаждения. Температура образца контролировалась инфракрасным термометром. В ходе испытания температура образца не превышала 50 °C, коэффициент асимметрии цикла при ультразвуковом испытании R= $\sigma_{min}/\sigma_{max}$ = -1.

Фрактографический анализ выполнен с помощью растрового электронного микроскопа Carl Zeiss Supra 40.

Результаты испытаний

Диаграммы деформирования, полученные при статических испытаниях, представлены на Рис. 1(а). Как видно, SLM-образцы показывают классическое упруго-пластичное поведение. Предел текучести явно определяется, также заметно небольшое деформационное упрочнение материала. В случае DMT-образцов заметно схожее поведение, но с несколько большим деформационным упрочнением перед разрушением. Предел текучести значительно уступает по своей величине по сравнению с SLM-образцами при этом, пределы прочности образцов, полученных разными технологиями, практически совпадают. Результаты испытания на растяжение представлены в таблице 1.

	Модуль упругости, ГПа	Предел текучести, МПа	Предел прочности, МПа	Относительное удлинение при разрыве, %
SLM	180 ± 7	479±17	565±12	52±7
DMT	190±9	351±15	545±10	54±7

Таблица 1 – Механические свойства образцов стали 316L, полученных методами SLM и DMT

Усталостные кривые (диаграммы Вёлера) представлены на Рис. 1(б). Испытания в малоцикловом и многоцикловом диапазоне проводились с отличной асимметрией цикла чем испытание в гигацикловом диапазоне. R=0,1 и R=-1 соответственно. Исследование влияния коэффициента асимметрии цикла на усталостную прочность [6] показало отсутствие различия в результатах для R=0,1 и R=-1. Поэтому, результаты, полученные в настоящей работе при разных коэффициентах асимметрии цикла, могут быть представлены на одном графике (Рис. 1(б)). DMT-образцы в диапазоне нагружения выше 5.10⁵ циклов до разрушения показывают более высокую усталостную выносливость чем SLM-образцы.



Рис. 1. Результаты механических испытаний; (а) – квазистатическое растяжение, (б) –усталостные испытания

Фрактографический анализ

Были исследованы поверхности разрушения образцов после усталостных испытаний в малоцикловом и многоцикловом диапазонах. На Рис. 2(а, б) представлена поверхность разрушения SLM-образца, разрушенного в многоцикловой области (N = 1,41·10⁶) при максимальном напряжении цикла σ_{max}=310 МПа.



Рис. 2. Микрофотографии поверхности усталостного разрушения SLM-образцов; σ_{max}=310 МПа, N = 1,41·10⁶ циклов:(а) – зоны усталостного разрушения (А) и статического долома (В), (б) – распространение усталостной трещины и усталостные бороздки; σ_{max}=450 МПа, N = 2,23·10⁵ циклов:(в) – зона усталостного разрушения (А1, А2) и зона статического долома (В), (г) – зарождение усталостной трещины (А2) и нерасплавленные частицы порошка

Поверхность разрушения состоит из двух зон (Рис. 2(а)). Зона А – область усталостного распространения трещины и зона В – область статического долома. Зарождение трещины происходит с поверхности образца, направление распространения трещины обозначено большой стрелкой, а маленькими стрелками показаны характерные для усталостного разрушения усталостные бороздки (Рис. 2(б)). На Рис. 2(в, г) также изображена поверхность разрушения SLM-образца, но разрушенного в малоцикловой области (N =

2,23·10⁵) при максимальном напряжении цикла σ_{max}=450 МПа. В данном случае, в следствие большего максимально напряжения цикла, наблюдается две зоны усталостного разрушения А1 и А2 (Рис. 2(в)). В то же время размер этих областей значительно меньше, чем в предыдущем случае. В области зарождения усталостной трещины были обнаружены нерасплавленные частицы порошка, которые могли служить концентратором напряжений, размер части порядка 30 мкм.

На Рис. 3(a,6) представлены снимки поверхности разрушения DMT-образца, разрушенного в многоцикловой области (N = $1,82 \cdot 10^6$) при максимальном напряжении цикла σ_{max} =345 МПа. Поверхность также, как и в случае SLM образцов разделяется на две зоны Рис. 3(a) – усталостного разрушения (A) и статического долома (B). Но зона статического долома имеет более вязкий характер разрушения. На Рис. 3(6) большой стрелкой показано направление распространения трещины, а маленькими усталостные бороздки. Рис. 3(в,r) демонстрирует поверхность DMT-образца, разрушенного в малоцикловой области. В этом случае зона усталостного разрушения A имеет значительно меньший размер (Рис. 3(B)). Зона зарождения и направление распространения трещий размер (Рис. 3(B)).



Рис. 3. Микрофотографии поверхности усталостного разрушения DMT-образцов; σ_{max}=345 MПа, N = 1,82·106 циклов:(а) – зона усталостного разрушения (А) и зона статического долома (В), (б) – распространение усталостной трещины и усталостные бороздки; σ_{max}=430 MПа, N = 4,93·104 циклов:(в) – зона усталостного разрушения (А) и зона статического долома (В), (г) –зарождение усталостной трещины.

Заключение

Проведен экспериментальный анализ механического поведения образцов коррозионностойкой стали 316L, полученных технологиями аддитивного производства SLM и DMT. Статические испытания на растяжение показали примерное совпадение характеристик для двух рассматриваемых технологий. Однако, предел текучести образцов, полученных с помощью DMT был на 27% ниже чем для SLM.

Испытания в области многоциклового и гигациклового нагружения показали, что DMT-образцы проявляют существенно более высокую усталостную выносливость, чем SLM-образцы. Фрактографический анализ показал, что во всех образцах усталостная трещина зарождалась на поверхности. Поверхность разрушения во всех случаях делилась на области усталостного распространения трещины (одна или две) и на область статического долома. Размер этих областей зависел от количества циклов до разрушения. Область усталостного разрушения характеризовалась так называемыми усталостными бороздками, по которым можно судить о скорости распространения трещины. На SLM-образцах были обнаружены нерасплавленные частицы порошка, которые могли быть концентраторами напряжений в месте зарождения трещины. Зона статического долома DMT-образцов имеет более развитый вязкий рельеф по сравнению с SLM-образцами.

- 1. H. H. Alsalla, C. Smith, and L. Hao, "Effect of build orientation on the surface quality, microstructure and mechanical properties of selective laser melting 316L stainless steel," *Rapid Prototyp. J.*, 2017.
- 2. P. Hutař *et al.*, "Short fatigue crack behaviour under low cycle fatigue regime," *Int. J. Fatigue*, vol. 103, pp. 207–215, Oct. 2017.
- 3. A. Yadollahi and N. Shamsaei, "Additive manufacturing of fatigue resistant materials: Challenges and opportunities," *Int. J. Fatigue*, vol. 98, pp. 14–31, 2017.
- 4. T. M. Mower and M. J. Long, "Mechanical behavior of additive manufactured, powder-bed laser-fused materials," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 651, pp. 198–213, 2016.
- A. Yadollahi, N. Shamsaei, S. M. Thompson, and D. W. Seely, "Effects of process time interval and heat treatment on the mechanical and microstructural properties of direct laser deposited 316L stainless steel," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 644, pp. 171–183, 2015.
- 6. P. Pokorný, L. Náhlík, and P. Hutař, "Influence of variable stress ratio during train operation on residual fatigue lifetime of railway axles," *Procedia Struct. Integr.*, vol. 2, pp. 3585–3592, Jan. 2016.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ ПОРИСТОСТИ НА ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ КОНСТРУКЦИОННЫХ УГЛЕПЛАСТИКОВ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

<u>Р.И. Воробьев</u>¹, И. В. Сергеичев¹, А.А. Карабутов^{2,3}, Е.А. Миронова^{2,3}, И. Ш. Ахатов¹

¹Сколковский Институт Науки и Технологий, Центр Проектирования, производственных технологий и материалов, Москва

²Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва ³Международный лазерный центр МГУ им. М.В. Ломоносова, Москва

ruslan.vorobyev@skoltech.ru

Аннотация. Представлены результаты экспериментального анализа влияние пористости на трещиностойкость конструкционных углепластиков. Образцы с объемным содержанием пористости 0.25 - 5% изготовлены методом вакуумной инфузии. Для вариации пористости при изготовлении образцов обеспечивалась глубина вакуума до -760 мм. рт. ст. Объемное содержание пористости характеризовалось методами сканирующей электронной микроскопии, лазерной оптоакустической структуроскопии и химическим травлением. Получены экспериментальные зависимости характеристик межслоевой трещиностойкости от объемного содержания пористости при статическом и циклическом нагружении.

Введение

Пористость является одним из наиболее критических технологических дефектов полимерных композиционных материалов независимо от структуры их армирования и способов производства. В настоящее время, из-за экономической эффективности, неавтоклавное производство полимерных композитных изделий, обычно называемое методом вакуумной инфузии (VARTM), стало наиболее интересным объектом исследования в аэрокосмической промышленности, транспортном машиностроении, судостроении, и строительстве. Одним из основных препятствий на пути повышения промышленной эффективности и дальнейшего развития этих технологий является образование пористости в материале на разных этапах процесса изготовления [1, 9]. Во время производственного процесса могут также возникать дефекты, такие как пористость или расслоение, которые могут привести к потере жесткости или даже к полному разрушению изделия. Одно из ранних исследований по этой теме показало, что тестовые ламинаты, изготовленные с использованием глубины вакуума 70%, 80%, 90%, 95% и 100% от рекомендуемой изготовителем глубины вакуума, помогают достичь желаемого диапазона пористости 1- 6% для однонаправленного углеродноволокнистого композита на основе SPRINT [6]. Чуть позже авторы экспериментальных исследований показали, что пористость и расслоение оказывают существенное влияние на статическую и усталостную прочность и межслоевую трещиностойкость материала, приводя к снижению вышеупомянутых свойств до 5%, вызванному контролируемым изменением объемного содержания пористости в диапазоне до 7.1% при изготовлении различных композиционных материалов [2, 3, 5]. Недавно, используя значения уровней вакуума -686 мм рт.ст., -330 мм рт.ст. и 0 мм рт.ст. для производства углепластика на основе компонентов Toray T700 / EPON 828, авторы показали, что значения объемного содержания пористости могут составлять до 1.7%, 3.7% и 4.2% для указанных уровней вакуума соответственно. Факт вариации пористости в зависимости от технологических параметров производства наглядно демонстрируется при помощи методов неразрушающего контроля для характеризации пористости [2]. Обзор литературы показывает, что лишь немногие авторы экспериментально доказали, что пористость в композитах из углепластика является серьезной проблемой в случае циклического нагружения. На данный момент был проведен глубокий анализ, изучающий влияние дефектов на композиционные материалы. Было обнаружено, что характеристики межслоевой трещиностойкости и статической прочности уменьшаются по мере увеличения содержания пористости, причем величина влияния пористости на эти свойства композитов из углепластика изменяется в зависимости от параметров производства материала [1, 2, 6, 8]. Известно, что наличие пористости ухудшает механические свойства материалов в результате их роли в качестве концентраторов напряжения. Тот факт, что трещина может возникнуть внезапно и привести к катастрофическим последствиям, обеспечивает сильную мотивацию для изучения влияния пористости на поведение расслоения при усталости. Настоящее исследование посвящено изготовлению композиционных материалов из углепластика с изменением объемного содержания пористости с последующим экспериментальным анализом влияния пористости на межслоевую трещиностойкость в режиме І (нормальный отрыв) при статическом и циклическом нагружении.

Материалы и образцы для испытаний

Для проведения испытаний изготовлены однонаправленные образцы с использованием компонентов: углеродная лента Carbon Wrap® Tape-230/500, смола EPOLAM 2040, отвердитель EPOLAM 2042 и неадгезивная пленка WL3900R, которая использовалась в качестве вставки между срединными слоями панелей для создания начальной области расслоения. Изменение объемного содержания пористости достигнуто путем вариации глубины вакуума относительно рекомендованного производителем смолы значения [10, 11]. Панели размером 500 мм х 500 мм изготовлены при 100%, 50% и 20% этого значения: -760 мм. рт. ст., -380 мм. рт. ст. и -150 мм. рт. ст., соответственно. Образцы для испытаний в режиме I (нормальный отрыв) вырезались из панелей; размеры образца и схема нагружения образцов соответствуют требованиям стандарта ASTM D 5528-01 [7].

Характеризация пористости

Результаты характеризации пористости, полученные различными методами, представлены в Таблице 1.

Таблица 1. Результаты характеризации пористости					
Глубина вакуума,	Лазерная оптоакустическая	Химическое	Сканирующая электронная		
мм. рт. ст.	структуроскопия	травление	микроскопия		
-150	6.33 %	5.23 %	4.39 %		
-380	2.49 %	1.12 %	1.32 %		
-760	1.91 %	0.41 %	0.25 %		

Механические испытания

Целью проведения предварительных статических испытаний является определение критической нагрузки на образец для дальнейшего определения амплитуды циклического нагружения. Данный шаг необходим для изучения влияния содержания пористости на трещиностойкость при межслоевом разрушении в режиме I (далее G_{IC}) [7]. Основная цель этого исследования состояла в том, чтобы определить число циклов до инициации роста расслоения. В испытаниях на усталость предварительно выдержанные двухконсольные образцы подвергались циклическому нагружению с амплитудой перемещений, расчитанной в соответствие с рекомендациями [2, 8]. На основании результатов, полученных для образцов, испытанных в статическом режиме I, среднее значение статического G_{IC} в низком вакууме составило 0.79 кДж/м², при среднем уровне вакуума увеличилось до 0.81 кДж/м², а при высоком уровне вакуума – до 0.95 кДж/м². На рисунке 1 (а) показано, что чем выше вакуум, тем выше нагрузка, необходимая для распространения трещины в статическом режиме испытания. Явно наблюдается тенденция снижения характеристик для образцов, изготовленных при различной глубине вакуума (рис. 1(б)). При циклическом нагружении трещиностойкость G_{IC} снижается с 0.25 до 0.09 кДж/м² для образцов -380 мм. рт. ст., и с 0.11 до 0.06 кДж/м² для образцов -150 мм. рт. ст.



Рис. 1. (а) кривая нагружения для образцов в статическом режиме; (б) кривая зависимости межслоевой трещиностойкости G_{IC} от количества циклов нагружения.

Заключение

Проведен экспериментальный анализ влияния объемного содержания пористости на межслоевую трещиностойкость GIC конструкционных углепластиков. Для характеризации пористости совместно использованы методы сканирующей электронной микроскопии, лазерной оптоакустической структуроскопии и химического травления. Показано, что изменение глубины вакуума в диапазоне от -150 до -760 мм. рт. ст. приводит к изменению объема пористости в пределах 0.25-5%, что в свою очередь негативно влияет на

межслоевую трещиностойкость - при циклическом нагружении трещиностойкость G_{IC} снижается с 0.25 до 0.09 кДж/м² для образцов -760 мм. рт. ст., с 0.13 до 0.07 кДж/м² для образцов -380 мм. рт. ст., и с 0.11 до 0.06 кДж/м² для образцов -150 мм. рт. ст.

Для более детального анализа влияния пористости на характеристики трещиностойкости конструкционных углепластиков необходимо провести испытания при нагружении образцов в режиме межслоевого сдвига (G_{II}) и смешанном режиме (G_{I-II}) – нормальный отрыв и межслоевой сдвиг.

- 1. M. Mehdikhani, L. Gorbatikh, I. Verpoest, and S. Lomov, "Voids in fiber-reinforced polymer composites: a review on their formation, characteristics, and effects on mechanical performance," J. Compos. Mater., 2018.
- I. A. Hakim, S. L. Donaldson, N. G. Meyendorf, and C. E. Browning, "Porosity Effects on Interlaminar Fracture Behavior 2. in Carbon Fiber-Reinforced Polymer Composites," Mater. Sci. Appl., vol. 08, no. 02, pp. 170–187, 2017. L. Maragoni, P. A. Carraro, and M. Quaresimin, "Effect of voids on the crack formation in a [45/-45/0]slaminate under
- 3. cyclic axial tension," Compos. Part A Appl. Sci. Manuf., vol. 91, pp. 493-500, 2016.
- C. Dong, "Effects of Process-Induced Voids on the Properties of Fibre Reinforced Composites," J. Mater. Sci. Technol., 4. vol. 32, no. 7, pp. 597-604, 2016.
- S. L. Agius and B. L. Fox, "Rapidly cured out-of-autoclave laminates: Understanding and controlling the effect of voids on 5. laminate fracture toughness," Compos. Part A Appl. Sci. Manuf., vol. 73, no. June, pp. 186-194, 2015.
- A. R. Chambers, J. S. Earl, C. A. Squires, and M. A. Suhot, "The effect of voids on the flexural fatigue performance of 6. unidirectional carbon fibre composites developed for wind turbine applications," Int. J. Fatigue, vol. 28, no. 10 SPEC. ISS., pp. 1389–1398, 2006.
- 7. ASTM, "D5528-01 2001. Standard Test Method for Mode I Interlaminar Fracture Toughness of Unidirectional Fiber-Reinforced Polymer Matrix Composites," Am. Soc. Test. Mater., vol. 01, no. Reapproved 2007, pp. 1–12, 2010.
- N. R. Abdelal, "Effects of Voids on Delamination Behavior Under Static and Fatigue Mode I and Mode II," 2013. 8
- Душин М.И., Донецкий К.И., and Караваев Р.Ю. "Установление причин образования пористости при изготовлении 9. ПКМ" Труды ВИАМ, по. 6 (42), 2016, pp. 66-76.
- 10. R. R. Adams and P. Cawley, "A Review Of Defect Types and Non Destructive Testing Techniques For Composite and Bonded Joints," NDT Int., vol. 21, no. 4, pp. 208-222, 1988
- 11. F. Gehrig, E. Mannov, and K. Schulte, "Degradation of NCF-Epoxy Composites containing Voids," Int. Comm. Compos. Mater., 2009.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАВИСИМОСТИ СКОРОСТИ ДИССИПАЦИИ ЭНЕРГИИ В ВЕРШИНЕ УСТАЛОСТНОЙ ТРЕЩИНЫ ОТ ЕЁ СКОРОСТИ ПРИ ДВУХОСНОМ НАГРУЖЕНИИ

А.Н. Вшивков¹, А.Ю. Изюмова¹, А.И. Ведерникова¹, Захаров А.П.², О.А. Плехов¹

¹ Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь ²Казанский Научный Центр Российской академии наук, Казань vshivkov.a@icmm.ru

Аннотация. В работе проводилось исследование диссипации тепла в вершине усталостной трещины при двухосном нагружении крестообразных образцов из титанового сплава ВТ1 и нержавеющей стали 08X18H10. Для измерения диссипации тепла использовался метод инфракрасной термографии и датчик теплового потока. Испытания проводились с постоянной амплитудой приложенной нагрузки и различным параметром двухосности. По характеру диссипации тепла распространение трещины в режиме Париса можно разделить на два этапа: на первом скорость роста пропорциональна длине трещины и тепловому потоку, на второй – тепловому потоку. Работа выполнена при поддержке грантов РФФИ №18-31-00293 мол а и РФФИ № 16-51-48003.

Введение

Теоретическое и экспериментальное исследование процессов, сопровождающих эволюцию структуры материала в ходе его деформирования и разрушения, является актуальной задачей современной экспериментальной механики. Её решение позволяет глубже понять природу процессов разрушения и разработать новые эффективные методы оценки эксплуатационного ресурса как традиционных, так и перспективных конструкционных материалов. Критерии линейной механики разрушения основаны на упругом и упругопластическом решении для простых геометрий и идеализированных трещин. Эти критерии позволяют прогнозировать особенности процессов зарождения и развития усталостных трещин [1-4] при одноосном и сложном типах нагружения [5-8]. Это позволяет достичь удовлетворительных результатов в инженерных задачах, однако не в полной мере учитывает физическую природу усталостного разрушения. В связи с этим в последствие были предложены другие характеристики процесса, учитывающие эволюцию зоны пластической деформации в вершине.

Исследованию термодинамики усталостных трещин был посвящён ряд экспериментальных и теоретических работ, среди которых можно выделить работы [9-11], в основе которых лежит предположение о том, что, с физической точки зрения, определяющим для процесса распространения трещины является баланс энергии в её вершине. Энергетический подход можно рассматривать как перспективный способ получить физически обоснованный закон распространения усталостных трещин, применимый к сложному типу нагружения в широком диапазоне класса задач. Цель данного исследования заключается в экспериментальном изучении диссипации тепла в вершины усталостной трещины при двухосном типе нагружения.

Условия эксперимента

Были проведены усталостные испытания крестообразных образцов, рисунок 1, из титанового сплава BT1-0 толщиной 1 мм и нержавеющей стали 08Х19Н10 толщиной 3 мм. при двуосном нагружении с различной степенью двуосности n=Px/Py (0, 0.5, 1). Испытания проводились в Казанском научном центре на двухосной серво гидравлической испытательной машине Biss BI-00-502, рисунок 2.

Мощность диссипации тепла из вершины усталостной трещины измерялось двумя способами: методом инфракрасной термографии и контактным датчиком теплового потока [12]. Метод инфракрасной термографии с совместным применением ранее разработанных авторами проекта процедур обработки инфракрасных данных (компенсация движения, фильтрация) позволил построить поле мощности источников тепла в вершине трещины, отследить эволюцию монотонной и циклической зон пластической деформации и оценить их размеры на различных стадиях распространения трещины. Датчик теплового потока позволил не только верифицировать получаемые на основе метода инфракрасной термографии значения мощности источника тепла, но и оптимизировать процесс регистрации инфракрасных данных и позволил снимать их только в необходимые моменты времени, что сокращает объем данных и время их обработки. Измерение текущей длины трещины осуществлялось при помощи оптического микроскопа.



Рис. 1. Геометрия образцов



Рис. 2. Испытательная машина Ві-00-502

Результаты экспериментов

В результате были получены экспериментальные данные, характеризующие кинетические и термодинамические особенности распространения трещины в условиях циклического нагружения для всех исследуемых материалов. В предыдущих работах по исследованию распространения усталостных трещин при одноосном нагружении в режиме Париса были обнаружены две различные стадии распространения трещины, определяемые по характеру диссипации тепла: постоянное значение теплового потока в начале испытания и резкий рост на завершающей стадии. Точка изменения характера диссипации тепла может быть определена по значению кривизны функции теплового потока времени. Провеля максимальному от анализ экспериментальных данных, основываясь на гипотезе стадийности распространения усталостной трещины [12] были обнаружены характерные связи между скоростью роста и диссипацией тепла на обеих стадиях. На первой стадии скорость трещины пропорциональна произведению теплового потока и длине трещины, на второй стадии – мощности теплового потока. На рисунках 3, 4 представлены зависимости теплового потока от скорости роста трещины для исследуемых материалов.



Рис. З. Зависимость теплового потока от скорости роста трещины в нержавеющей стали на первой(а) и второй (б) стадиях



Рис. 4. Зависимость теплового потока от скорости роста трещины в титановом сплаве на первой(а) и второй (б) стадиях

Заключение

Распространение усталостной трещины происходило в режиме Париса. По характеру диссипации тепла распространение усталостной трещины можно разделить на две стадии. При зарождении трещины и её медленном развитии (10⁻⁷ – 10⁻⁵ м/цикл) наблюдается стабильный тепловой поток. При скоростях трещины больших 10⁻⁵ м/цикл начинается процесс интенсивной диссипации тепла. На обеих стадиях можно констатировать линейную зависимость теплового потока от скорости роста трещины, однако на первой стадии скорость трещины пропорциональна произведению её длины и теплового потока. Полученные результаты обобщают гипотезу о стадийности распространения трещины в режиме Париса на случай двуосного нагружения.

Работа выполнена при поддержке грантов РФФИ № 18-31-00293 мол а и РФФИ № 16-51-48003.

- 1. P.C. Paris, M.P. Gomez, W.E. Anderson. A rational analytic theory of fatigue // The Trend in Engineering. 1961. №. 13. C. 9– 14.
- 2. Yu.G. Matvienko, Morozov E.M. Calculation of the energy J-integral for bodies with notches and cracks // International Journal of Fracture. 2004. T. 125. C. 249-261.
- 3. Г.И. Баренблатт, Л.Р. Ботвина. Автомодельность усталостного разрушения. Накопление поврежденности // Изв. АН СССР. Механика тверд. тела. 1983. №4. С. 161-165.
- 4. Y. Murakami, R.O. Ritchie. Effects of hydrogen on fatigue-crack propagation in steels // Gaseous Hydrogen Embrittlement of Materials in Energy Technologies. 2012. T. 1. C. 379-417.
- V. Shlyannikov, A. Tumanov, A. Zakharov, A. Gerasimenko. Surface flaws behavior under tension, bending and biaxial cyclic loading // International Journal of Fatigue. 2016. Т. 92. Вып. 2. С. 557-576.
- 6. J.R. Yates, M. Zanganeh, R.A. Tomlinson, M.W. Brown, F.A. DiazGarrido. Crack paths under mixed mode loading // Engineering Fracture Mechanics. 2008. Т. 75. Вып. 3-4. С. 319-330.
- M. Mokhtarishirazabad, P. Lopez-Crespo, B. Moreno, A. Lopez-Moreno, M. Zanganeh. Optical and analytical investigation of overloads in biaxial fatigue cracks // International Journal of Fatigue. 2017. T. 100. Вып. 2. С. 583-590.
- 8. M.K. Han, C.A. Carlsen, M. Ramulu. Mixed mode fatigue crack propagation in 7075 T6 aluminium sheet material // In: Advances in fracture and strength. Parts 1–4. Key Engng. Mater. 2005. T. 297–300. C. 1565–1571.
- 9. Y. Izumi, T. Sakagami, K. Yasumura, D. Shiozawa. A new approach for evaluating stress intensity factor based on thermoelastic stress analysis // APCFS/SIF. 2014. C. 47-51.
- J.S. Short, D.W. Hoeppner. A Global/local theory of fatigue crack propagation // Engineering Fracture mechanics. 1989. T. 33. № 2. – C. 175-184.
- 11. K.P. Liaw. Some comments on hysteretic plastic work and cyclic J-integral associated with fatigue cracking // Engineering fracture mechanics. 1985. T. 22. Вып. 2. С. 237-245.
- 12. A. Vshivkov, A. Iziumova, U. Bar, O. Plekhov. Experimental study of heat dissipation at the crack tip during fatigue crack propagation // Fracture and Structural Integrity. 2016. T. 35. C. 131-137.

МОДЕЛЬ РАЗРУШЕНИЯ ТВЕРДОГО ТЕЛА С МАСШТАБНЫМ ЛИНЕЙНЫМ ПАРАМЕТРОМ

В.В. Глаголев¹, Л.В. Глаголев¹, А.А. Маркин¹, А.А. Фурсаев¹

¹Тульский государственный университет, Тула vadim@tsu.tula.ru

Аннотация. Рассматривается модель трещины с линейным параметром (ЛП), который ассоциируется с толщиной физического разреза и слоя взаимодействия (СВ). Исходному состоянию тела, приписываем начальную свободную энергию связи, которую принимаем отрицательной. Установлено универсальное представление поверхностной энергии справедливое как для физического, так и математического разрезов. В случае физического разреза поверхностная энергия выражается в виде произведения изменения удельной свободной энергии связи СВ на ЛП, называемого энергетическим произведением.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ проект № 18-31-20053 и № 19-41-710001 р_а.

В исходном равновесном состоянии тело характеризуется основными термомеханическими параметрами: массой - m_0 , объемом - V_0 , температурой - T_0 , внутренней энергией - U_0 , энтропией - η_0 , свободной энергией - $\Phi_0 = U_0 - \eta_0 T_0$. Внутренняя или свободная энергия могут быть представлены составляющими, отражающими неконтактное взаимодействие между молекулами тела – энергию связи и составляющими, отражающими микродвижения и столкновения частиц, которые изменяются с изменением температуры. В работе рассматриваем изотермические процессы. Исходному состоянию тела, ограниченного поверхностью S_0 , приписываем начальную свободную энергию связи - ${}^{(II)}\Phi_0$, которую, принимаем отрицательной [1].

Существенно, что энергия связи тела конечных размеров отличается от энергии связи той же самой конфигурации, мысленно выделяемой из бесконечного материального пространства. Энергию связи конфигурации, тождественной конечному телу, будем называть аддитивной и обозначать - f_0 . Представим энергию связи тела конечных размеров в следующем виде:

$$^{(II)}\Phi_{0} = -\left|f_{0}\right| + \frac{\Gamma}{2},\tag{1}$$

где Г>0 - энергия формирования поверхностных слоев.

Внутри тела конечных размеров выделим массу $m_0^{(i)}$ такую, что ее энергия связи будет совпадать с энергией такой же массы бесконечного пространства. Энергия связи любой части бесконечного пространства содержит только аддитивную составляющую, поэтому для выделенного объема будет выполняться условие:

$$(1) \Phi_0^{(i)} = - \left| f_0^{(i)} \right|.$$
 (2)

Из выражений (1) и (2) следует, что энергия формирования поверхностного слоя сосредоточена в массе $m_0^{(e)} = m_0 - m_0^{(i)}$.

Данная масса образует поверхностный слой, где полная энергия связи отличается от аддитивной энергии на половину энергии формирования поверхностных слоев:

$$\Phi_0^{(e)} + \left| f_0^{(e)} \right| = \frac{\Gamma}{2}.$$

Рассмотрим процесс разделения образца на две части, показанный на Рис. 1. В результате разделения из тела с исходной энергией связи $\Phi_0 = -|f_0| + \Gamma$ образуется два тела с общей энергией связи

$$\Phi_p = -\left|f_0\right| + \Gamma + \Delta\Gamma$$

В исходном состоянии выделяем слой взаимодействия толщиной δ_0 , материал которого образует поверхностные слои разделенных тел.



Рис. 1. Процесс разделения образца.

Полагаем, что процесс разделения охватывает одновременно весь слой взаимодействия. При этом термомеханические характеристики однородны в поперечных сечениях слоя. Будем различать стадию деформирования исходного тела (*o*-*k*-переход), на которой поверхностная энергия полагается неизменной - $\Gamma = const$; стадию разделения (*k*-*m*-переход), на которой формируется дополнительная энергия $\Delta\Gamma$; стадию разгрузки (*m*-*p*-переход), на которой аддитивная составляющая возвращается в исходное состояние. Наиболее сложным является описание процесса разделения - *k*-*m*-перехода.

Перераспределение энергии при $k \cdot m$ переходе сопровождается изоляцией частей тела вне слоя взаимодействия за счет приложения к границам $O_k C_k$ и $O'_k C'_k$ векторов напряжений $-\sigma_k$ и σ_k , уравновешивающих нагрузки, действующие на границы $A_k B_k$ и $A'_k B'_k$ (см. Рис.1). В результате в процессе «разрушения» слоя и формирования приповерхностных слоев $M_k N_k O_k C_k$ и $M'_k N'_k O'_k C'_k$ воздействия со стороны внешних тел $A_k B_k O_k C_k$ и $A'_k B'_k O'_k C'_k$ на частицы слоя отсутствуют.

Аддитивная энергия слоя из *k*-состояния $|f_k^{(e)}|$ переходит в аддитивную энергию $|f_m^{(e)}|$ и приповерхностную энергию $\Delta\Gamma$ частиц слоя в m-состоянии. Так как данный переход не сопровождается внешними воздействиями, то в силу сохранения энергии получим

$$-\left|f_{k}^{(e)}\right| = -\left|f_{m}^{(e)}\right| + \Delta\Gamma.$$
(3)

В отличие от внешних тел приповерхностные слои в m-состоянии не нагружены, поэтому их аддитивная энергия возвращается к исходному состоянию.

$$\left|f_{m}^{\left(e\right)}\right| = \left|f_{0}^{\left(e\right)}\right|.\tag{4}$$

Из выражений (3), (4) получаем представление поверхностной энергии виде

$$\Delta\Gamma = \left| f_0^{(e)} \right| - \left| f_k^{(e)} \right| = U_k^{(e)} \,. \tag{5}$$

где U_k^e - критическое изменение свободной энергии в слое взаимодействия.

Приповерхностная энергия $\Delta\Gamma$ выражается через удельную (отнесенную к единице площади) поверхностную энергию по формуле

$$\Delta \Gamma = 2\gamma_0 \Sigma_0 \,, \tag{6}$$

где Σ_0 - начальная площадь поперечного сечения образца.

Изменение свободной энергии слоя в критическом состоянии выразим через удельное (отнесенное к единице начального объема) изменение свободной энергии φ_k в виде

$$U_k^{(e)} = \delta_0 \Sigma_0 \varphi_k. \tag{7}$$

В результате подстановки выражений (6), (7) в формулу (5) получим:

$$2\gamma_0 = \delta_0 \varphi_k$$
 .

(8)

Формула (8) определяет поверхностную энергию через энергетическое произведение (ЭП) [1].

Аналогичный связи (8) результат был получен в работе [2] при анализе продвижения физического разреза с характерной толщиной δ_0 в твердом теле. При нулевой толщине разреза (математический разрез) в [2] получены классические критерии разрушения Гриффитса - Ирвина, а также критерий разрушения, используемый в модели Дагдейла.

На основе представления трещиноподобного дефекта в виде физического разреза и слоя взаимодействия на его продолжении даны постановки, исключающие сингулярность в концевой зоне трещины. Получены решения задач для тел с бесконечными границами [3,4] и тел конечных размеров [2,5,6] для упругого и упругопластического поведения материала. В работах [2,7], используя предложенную постановку, рассмотрено влияние уменьшения ЛП на критическое состояние для образцов конечных размеров. Из полученных решений следует существование порогового значения ЛП, зависящего от размеров тела, дальнейшее уменьшение которого не приводит к изменению значения ЭП. Увеличение характерного размера образца приводит к росту порогового значения ЛП. Если ЛП выбран меньше порогового значения, то его конкретная величина не влияет на ЭП.

- 1. Глаголев В.В., Маркин А.А. Модели процесса деформирования и разделения // Известия РАН. Механика твердого тела. 2010. №2. С. 148-157.
- 2. Glagolev V.V., Markin A.A. Fracture models for solid bodies, based on a linear scale parameter // International Journal of Solids and Structures 2019. Vol. 158. P. 141-149.
- 3. Глаголев В.В., Маркин А.А. О распространении тонких пластических зон в окрестности трещины нормального отрыва // Прикладная механика и техническая физика. 2009. Т. 50. №5. С. 206-217.
- Глаголев В.В., Девятова М.В., Маркин А.А. Модель трещины поперечного сдвига // Прикладная механика и техническая физика. 2015. Т. 56. №4. С. 182-192.
- Glagolev V.V., Glagolev L.V., Markin A.A. Stress-Strain State of Elastoplastic Bodies with Crack // Acta Mechanica Solida Sinica. 2015. Vol. 28. No. 4. P. 375-383.
- Глаголев В.В., Глаголев Л.В., Маркин А.А. Определение напряженно-деформированного состояния упругопластических тел с боковым трещиноподобным дефектом с использованием модели с линейным размером // Прикладная механика и техническая физика. 2018. Т. 59. №6. С. 143-154.
- 7. Berto F., Glagolev V.V., Markin A.A. A body failure model with a notch based on the scalable linear parameter // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. 2018. № 4. С. 93–97.

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ МОДЕЛЕЙ РЕСУРСА ПЛАСТИЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Н.Я.Головина

Тюменский индустриальный университет (ТИУ), Тюмень ntgolovina@rambler.ru

Аннотация. Проведен сравнительный анализ трех моделей ресурса пластичных материалов: модель накопления остаточных деформаций, модель накопления работы диссипации и модель расходования запаса энергии разрушения. Установлено, что наиболее консервативная из рассмотренных моделей ресурса – модель накопления остаточных деформаций. Также установлено, что предел усталости полностью определяется пределом упругости и равен ему.

Введение

Модель ресурса материала существенным образом зависит от выбора модели кривой деформирования самого материала. Соответственно, модель ресурса должна содержать некоторые параметры, наследуемые от модели материала. В частности, модель ресурса должна содержать в качестве параметров координаты такой характерной точки кривой деформирования, как «предел упругости». Под пределом упругости понимается граница, разделяющая линейную часть кривой деформирования от нелинейной части кривой деформирования. На линейной части кривой процесс деформирования является обратимым, а на нелинейной части - необратимым. Действительно, как вытекает из рассмотрения всех трех моделей ресурса, предел выносливости полностью определяется пределом упругости. То есть свойства материала определяют и свойства ресурса этого материала.

Основной текст

Модифицированная модель Рамберга-Осгуда

 ε_c и σ_c предельные деформация и напряжение в точке предела прочности.

 ε_e и σ_e деформация и напряжение в точке предела упругости

 ε^* и σ^* - нормированные на ε_c и σ_c деформации и напряжения.

Кривая деформирования, соответствующая модифицированной модели Рамберга-Осгуда определяется соотношением:

$$\sigma^* = \begin{cases} E_e^* \varepsilon & 0 \le \varepsilon \le \varepsilon_e \\ E_e^* \left[\varepsilon^* - \frac{(1 - \varepsilon_e^*)}{\eta} \left(\frac{\varepsilon^* - \varepsilon_e^*}{1 - \varepsilon_e^*} \right)^{\eta} \right] & \varepsilon_e^* \le \varepsilon^* \le 1 \end{cases}$$
(1)

Где: *E*^{*}_{*e*}- нормированный модуль упругости линейной части кривой деформирования;

$$\eta = \frac{(1 - \varepsilon_e^*)}{(1 - 1/\varepsilon_e^*)} \tag{2}$$

Получены параметры кривой деформирования для выборки из 30 экспериментальных точек стали 20ХГР (Таб.1):

Таблица 1

ε_e^*	σ_e^*	E_e^*	η	Δ
0,031200	0,942400	30,205128	1,001972	0,01831
			<u>_</u>	1

Теоретическая кривая с параметрами, указанными в таблице 1 показана на рис. 1 совместно с экспериментальными точками.

Аналогично для выборки из 583 экспериментальных точек для стали сталь35 (рис.2) получены следующие параметры (табл.2).

Таблица 2

ε_e^*	σ_e^*	E_e^*	η	Δ
0,067500	0,462882	6,857513	5,520000	0,051599

Показано, что модифицированная модель Рамберга-Осгуда хорошо описывает свойства пластичных сталей. А соотношение (1) достаточно точно определяет кривые деформирования различных сталей.

Модифицированная модель Рамберга-Осгуда, сформулированная здесь, использована при формулировке моделей ресурса для отнулевого цикла мягкого нагружения. Рассмотрены три модели ресурса: модель накопления остаточных деформаций; модель накопления работы диссипации и модель расходования запаса энергии разрушения.

Модель ресурса как модель «накопления остаточных деформаций»

В качестве меры поврежденности в данной модели выбрана остаточная деформация.

Остаточная деформация в цикле ε_{Δ}^* вычисляется:

$$\varepsilon_{\Delta}^{*} = \Delta \varepsilon^{*} - \frac{\Delta \sigma^{*}}{E_{e}^{*}}$$
(3)

Из (3) максимальная остаточная деформация, когда $\Delta \varepsilon^* = 1$, $\Delta \sigma^* = 1$, определяется соотношением:

$$\varepsilon_{\Delta max}^* = 1 - \frac{1}{E_e^*} \tag{4}$$

Если полагать, что остаточные деформации в каждом цикле суммируются, то гарантированное число циклов нагружения с размахом $\Delta \sigma^*$ в соответствии с (3;4) вычисляется из соотношения:

$$M \leq \frac{\varepsilon_{\Delta max}^*}{\varepsilon_{\Delta}^*} = \frac{1 - \frac{1}{E_e^*}}{\Delta \varepsilon^* - \frac{\Delta \sigma^*}{E_e^*}} = \frac{1}{\left(\frac{\Delta \varepsilon^* - \varepsilon_e^*}{1 - \varepsilon_e^*}\right)^{\eta}}$$
(5)

В результате, для данной модели накопления повреждений получено следующее соотношение Коффина-Мэнсона:

$$\Delta \sigma^* = E_e^* \varepsilon_e^* + E_e^* (1 - \varepsilon_e^*) M^{-1/\eta} - (E_e^* - 1) M^{-1}$$
(6)

Причем показатель степени *η* выражается через параметры материала модифицированного закона Рамберга-Осгуда в соответствии с (2).

Следует отметить, что модифицированная модель, в отличие от классической модели Рамберга-Осгуда приводит, к ненулевому пределу выносливости, что соответствует экспериментальным данным.

$$\lim_{M \to \infty} \Delta \sigma^* = E_e^* \varepsilon_e^* = \sigma_e^* \tag{7}$$

Из предложенной модели ресурса следует, что предел выносливости оказывается строго равен пределу упругости σ_e^* .

Модель ресурса как модель «накопления работы диссипации»

В качестве меры поврежденности выбрана работа диссипации.

Работа диссипации в цикле A^*_{Δ} вычисляется:

$$A_{\Delta}^{*} = \int_{0}^{\Delta \varepsilon^{*}} (\sigma_{+}^{*} - \sigma_{-}^{*}) d\varepsilon^{*} = \begin{cases} 0 & 0 \le \Delta \varepsilon^{*} \le \varepsilon_{e}^{*} \\ (E_{e}^{*} - 1)(1 - \varepsilon_{e}^{*}) \frac{(\eta + 2)}{(\eta + 1)} \left(\frac{\Delta \varepsilon^{*} - \varepsilon_{e}^{*}}{1 - \varepsilon_{e}^{*}}\right)^{\eta + 1} & \varepsilon_{e}^{*} \le \Delta \varepsilon^{*} \le 1 \end{cases}$$
(8)

Если точка реверса совпадает с точкой предела прочности $\Delta \sigma^* = 1$ и $\Delta \varepsilon^* = 1$, предельная работа диссипации вычисляется:

$$A_{max}^* = (E_e^* - 1)(1 - \varepsilon_e^*) \frac{(\eta + 2)}{(\eta + 1)}$$
(9)

Если полагать, что работа диссипации в каждом цикле суммируется, то гарантированное число циклов нагружения с размахом $\Delta \sigma^*$ в соответствии с (8;9) вычисляется из соотношения:

$$M \leq \frac{A_{max}^{*}}{A_{\Delta}^{*}} = \frac{(E_{e}^{*}-1)(1-\varepsilon_{e}^{*})\frac{(\eta+2)}{(\eta+1)}}{(E_{e}^{*}-1)(1-\varepsilon_{e}^{*})\frac{(\eta+2)}{(\eta+1)}\left(\frac{\Delta\varepsilon^{*}-\varepsilon_{e}^{*}}{1-\varepsilon_{e}^{*}}\right)^{\eta+1}} = \left(\frac{1-\varepsilon_{e}^{*}}{\Delta\varepsilon^{*}-\varepsilon_{e}^{*}}\right)^{\eta+1}$$
(10)

В результате, для данной модели накопления повреждений получено следующее соотношение Коффина-Мэнсона:

$$\Delta\sigma^* = E_e^* \varepsilon_e^* + E_e^* (1 - \varepsilon_e^*) M^{-1/(\eta+1)} - (E_e^* - 1) M^{-\eta/(\eta+1)}$$
(11)

Данная модель ресурса, сформулированная с использованием модели материала (6), также, как и модель «накопления остаточных деформаций» приводит к ненулевому пределу выносливости и его равенству пределу упругости.

Модель «расходования запаса энергии разрушения» как модель ресурса

В этой модели мерой накопления повреждений является расход запаса энергии разрушения. Расход части запаса энергии разрушения в цикле U^*_{Δ} вычисляется:

$$U_{\Delta}^{*} = \int_{0}^{\Delta \varepsilon^{*}} \left(E_{e}^{*} \varepsilon^{*} - \sigma_{+}^{*} \right) d\varepsilon^{*} = \begin{cases} 0 & 0 \le \Delta \varepsilon^{*} \le \varepsilon_{e}^{*} \\ E_{e}^{*} \frac{(1 - \varepsilon_{e}^{*})^{2}}{\eta(\eta + 1)} \left(\frac{\Delta \varepsilon^{*} - \varepsilon_{e}^{*}}{1 - \varepsilon_{e}^{*}} \right)^{\eta + 1} & \varepsilon_{e}^{*} \le \Delta \varepsilon^{*} \le 1 \end{cases}$$
(12)

Запас энергии разрушения высвобождается (расходуется) за один цикл при нагружении до предела прочности $\Delta \sigma^* = 1$ и $\Delta \varepsilon^* = 1$:

$$U_{max}^{*} = E_{e}^{*} \frac{(1 - \varepsilon_{e}^{*})^{2}}{\eta(\eta + 1)}$$
(13)

Зная запас энергии разрушения U_{max}^* и расход энергии разрушения за цикл U_{Δ}^* из (12;13), получено число гарантированных циклов:

$$M \le \frac{U_{max}^{*}}{U_{\Delta}^{*}} = \frac{E_{e}^{*} \frac{(1 - \varepsilon_{e}^{*})^{2}}{\eta(\eta + 1)}}{E_{e}^{*} \frac{(1 - \varepsilon_{e}^{*})^{2}}{\eta(\eta + 1)} \left(\frac{\Delta \varepsilon^{*} - \varepsilon_{e}^{*}}{1 - \varepsilon_{e}^{*}}\right)^{\eta + 1}} = \left(\frac{\Delta \varepsilon^{*} - \varepsilon_{e}^{*}}{1 - \varepsilon_{e}^{*}}\right)^{-(\eta + 1)}$$
(14)

Число гарантированных циклов в точности совпадает с результатом, полученным для модели «накопления работы диссипации» (9). Соответственно, для данной модели накопления повреждений соотношение Коффина-Мэнсона совпадает с (11).

Все три модели обладают ненулевым пределом выносливости и наследуют параметры модели материала из кривой деформирования. В результате имеется возможность проектировать ресурс по известным параметрам материала

Заключение

Из анализа полученных результатов следует, что модель остаточных деформаций является более консервативной по сравнению с двумя другими, так как при одном и том же размахе напряжений гарантирует меньшее число безопасных циклов нагружения.

Все модели допускают возможность экстраполяции на многоцикловую усталость (pecypc) и приводят к близким, с точностью до 2% от предела прочности, размахам напряжений для числа циклов, превышающего десять тысяч.

Все модели дают точное равенство предела выносливости и предела упругости.

Такой вывод является косвенным подтверждением правильности или, по крайней мере, обоснованности гипотезы существования на диаграмме деформирования строго линейного и обратимого участка, на котором не происходит никаких необратимых изменений при малоцикловой или многоцикловой нагрузке.

- 1. Белов П.А., Лурье С.А., Гавриков М.Ю. Проблема экстраполяции малоцикловой усталости ПКМ на ресурс // Знание. 2016. –№ 7-1 (36). С. 29-36.
- 2. Белов П.А., Лурье С.А., Гавриков М.Ю. Экстраполяция малоцикловой усталости ПКМ на ресурс (вторая модель) // Sciences of Europe. № 6. 2016. С 10-15.
- 3. Ramberg, W., Osgood, W. R. Description of stress-strain curves by three parameters / National Advisory Committee For Aeronautics, Technical Note No. 902, Washington DC, 1943.

КВАЗИСТАТИЧЕСКИЕ ЗАДАЧИ ИССЛЕДОВАНИЯ ПРОЦЕССОВ РАЗРУШЕНИЯ КОНСТРУКЦИЙ – РЕШЕНИЕ НА ОСНОВЕ МКЭ

В.А. Горохов, С.А. Капустин, Ю.А. Чурилов

Научно-исследовательский институт механики Национального исследовательского Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород vas-gor@rambler.ru

Аннотация. Представлены математические модели и конечно-элементная методика численного решения в рамках соотношений механики поврежденной среды квазистатических задач исследования процессов накопления повреждений в материалах и разрушения элементов конструкций. Установлены закономерности возникновения и развития трещин в цилиндрическом образце с концентратором при осевом растяжении в условиях высокотемпературной ползучести в предположении вязкого характера разрушения образца. Выполнено численное моделирование процесса коррозионного разрушения трубчатого образца.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Правительства Российской Федерации (Договор №14.У26.31.0031).

Введение

Современные требования к надежности, снижению веса и металлоемкости конструкций современной техники диктуют необходимость постоянного совершенствования современных методов и средств оценки прочности и ресурса проектируемых и действующих конструкций. Модели поведения конструкционных материалов, должны учитывать основные эффекты их необратимого деформирования при различных видах и режимах физико-механических воздействий, описывать основные стадии развития повреждений в материалах в процессе их деформирования и влияние этих повреждений на процесс деформирования.

В большинстве современных исследований, использующих понятия накопления повреждений при анализе прочности конструкций, предполагается, что развивающаяся в материале поврежденность не сказывается непосредственно на характеристики процесса деформирования. Однако такое предположение справедливо лишь на ранних стадиях процесса разрушения, а с развитием поврежденности она начинает все сильнее влиять на механические характеристики материала и, в частности, является основной причиной потери материалов несущей способности при вязких типах разрушения. Это приводит к необходимости учета при формулировке уравнений взаимного влияния эффектов деформирования и поврежденности, позволяющих описать влияние развивающихся в материале дефектов на механическое поведение поврежденного материала с помощью соответствующих макроскопических параметров.

Введение такого макроскопического параметра впервые предложено в работах Ю.Н. Работнова [1] и Л.М. Качанова [2] при изучении процессов разрушения материалов в условиях ползучести в виде меры поврежденности, представляющей собой меру уменьшения эффективных площадок действия напряжений по отношению к их начальному неповрежденному значению. Развитие этих исследований послужило основой создания нового направления в механике – механики поврежденной среды (МПС).

Современное развитие этого направление для построения моделей, описывающих поведение поврежденной среды с использованием параметров поврежденности в скалярной и тензорной форме, а также применения их для исследования разрушения конкретных конструкций отражено в ряде работ отечественных и зарубежных ученых [3–11].

В докладе представлены методические положения и некоторые результаты численного моделирования в рамках соотношений механики поврежденной среды процессов накопления повреждений и разрушения элементов конструкций в условиях различных видов квазистатических воздействий.

Методика численного исследования процессов деформирования и разрушения элементов конструкций в условиях квазистатических воздействий

В качестве модели, описывающей поведение материалов конструкций в условиях квазистатических многофакторных воздействий предложена составная иерархическая модель поврежденного материала [9, 11].

В основу модели положена возможность представления сложного процесса развития взаимосвязанных эффектов деформирования и разрушения в виде последовательности формально независимых элементарных актов, описываемых соответствующими частными моделями пластичности, ползучести и накопления повреждений. Учет взаимодействия и взаимного влияния таких элементарных актов при описании реальных процессов осуществляется на верхнем уровне составной модели, обеспечивающем последовательную инициализацию частных моделей и коррекцию входящих в них параметров (напряжений, поврежденности, параметров, характеризующих историю упруговязкопластического деформирования материала). При этом описание взаимодействия различных видов поврежденности и влияния их на процесс деформирования строится на основе инвариантной по отношению к природе этих повреждений скалярной меры поврежденности. Составная иерархическая модель поврежденного материала представляет собой набор альтернативных частных моделей, настраивающихся на описание конкретного механического процесса в зависимости от наличия необходимых свойств исследуемого материала и условий решаемой задачи.

Исследование поведения конструкций на основе рассмотренной модели осуществляется путем пошагового интегрирования инкрементальных уравнений, записанных в метрике текущей деформированной конфигурации с использованием комбинированной шаговой схемы. Суть этой схемы заключается в оптимальном сочетании простейших схем интегрирования эволюционных уравнений пластичности, ползучести и накопления повреждений в отдельных точках материала с итерационным уточнением равновесного состояния конструкции в целом. Решение нелинейных задач на шагах верхнего уровня осуществляется в форме метода начальных напряжений. Численное решение линеаризованных задач осуществляется на основе МКЭ с использованием семейства изопараметрических квадратичных КЭ с сирендиповой аппроксимацией поля перемещений.

В основу частных моделей пластичности, ползучести и накопления повреждений, реализованных в составе общей модели поврежденного материала, положены известные варианты моделей термопластичности, термоползучести, а также различные варианты кинетических уравнений, описывающих накопление повреждений и деградацию материала для различных механизмов разрушения.

В частности, для описания процессов упругопластического деформирования использованы варианты [9, 11] модели термопластичности с комбинированным упрочнением, предложенной в работах Ю.Г. Коротких [7, 9, 10].

Для описания процессов термической ползучести в составе общей модели поврежденного материала реализован ряд рассмотренных в [9, 11, 12] моделей ползучести, основанных на гипотезе существования поверхности ползучести и градиентальности к ней вектора скорости деформации ползучести.

В основу соотношений, используемых для описания процессов накопления повреждений в рамках используемой модели поврежденного материала, положено предположение, что разрушение в точке материала происходит при достижении в этой точке некоторой энергией критического значения. Конкретный вид этой энергии определяется механизмом рассматриваемого разрушения [9, 11].

В соответствии с рассмотренными выше модельными представлениями в процессе пошагового решения задачи в отдельных зонах материала конструкции могут зарождаться и развиваться зоны повреждений, интенсивность которых характеризуется мерой поврежденности. Увеличение меры поврежденности в физическом узле конструкции приводит к снижению упругих характеристик материала в этом узле и, тем самым, к снижению его сопротивляемости. При этом в районе таких узлов происходит перераспределение напряжений по объему материала.

К моменту достижения в узле мерой поврежденности предельного значения, материал в районе такого узла перестает сопротивляться дальнейшему деформированию, перераспределяя воспринимаемую ранее нагрузку на ближайшие физические узлы. В процессе дальнейшего развития повреждений разрушенными оказываются следующие узлы. При этом интерполяция функций поврежденности между соседними разрушенными узлами образует линию, которой соответствует траектория развития исследуемой трещины [11].

Реализация такого подхода позволяет отказаться от необходимости перестраивать сетку КЭ разбиения исследуемой области, а, следовательно, менять топологию и структуру информационных массивов, для каждого случая локального нарушения прочности, не нарушая при этом условий равновесного состояния в локальной зоне повреждения и конструкции в целом. При этом процесс последовательного разрушения соседних узлов в процессе нагружения можно рассматривать как процесс развития магистральной трещины и продолжать вычисления не меняя начальной топологии исследуемой области.

Перечисленные модели, численные схемы и алгоритмы послужили методической основой создания программных средств решения нелинейных термомеханических задач прочности конструкций на основе МКЭ в рамках вычислительного комплекса УПАКС [11, 13].

Численное моделирование процессов разрушения элементов конструкций

Оценка применимости разработанной методики моделирования процессов зарождения и развития трещин в условиях ползучести выполнена на задаче численного исследования закономерностей развития трещин в цилиндрическом образце с концентратором в условиях осевого растяжения при повышенной температуре. Форма концентратора в образце выбрана в виде острого надреза, не имеющего какого либо скругления. Разрушение образца рассматривается как вязкое, за счет развития деформаций ползучести, без учета возможных эффектов хрупких повреждений. Численные исследования проводились для ряда вариантов расчета, отличающихся значением растягивающих усилий *p*, параметрами КЭ дискретизации при неизменных размерах и формы образца и значениями коэффициентов концентрации напряжении в районе выреза, обусловленных используемой схемой дискретизации. При фиксированном значении растягивающих усилий *p* установлено, что для всех рассмотренных вариантов КЭ-дискретизации расчетной области трещина развивалась по сечению образца от концентратора к его оси. В расчетах установлено, что по мере сгущения сетки КЭ вдоль траектории развития трещины расчетные кривые (длина трещины в зависимости от времени выдержки) приближаются к графику для наиболее мелкого разбиения. Установлены зависимости времен

образования, устойчивого роста и скорости развития трещин от значения коэффициента концентрации напряжений в надрезе и интенсивности растягивающих напряжений.

Выполнено численное моделирование процесса коррозионного разрушения тонкостенного трубчатого образца, выполненного из частично погруженного в коррозионную среду в условиях осевого растяжения и сопоставление полученных численных результатов с известными экспериментальными данными [14]. Полученная в результате численного моделирования зависимость времени коррозионного разрушения экспериментального образца от уровня растягивающих напряжений подтверждается экспериментальными данными данными.

Заключение

Продемонстрирована возможность численного моделирования на основе МКЭ в рамках соотношений механики поврежденной среды процессов возникновения и развития трещин в элементах конструкций в условиях высокотемпературной ползучести и воздействия агрессивных коррозионных сред.

На основе численного моделирования, установлены закономерности возникновения и развития трещин в цилиндрическом образце с концентратором при осевом растяжении в условиях высокотемпературной ползучести в предположении вязкого характера разрушения образца.

Показано, что результаты численного моделирования процесса КРН исследуемого образца качественно и количественно согласуются с экспериментальными данными. Предсказываемая зона разрушения образца по длине совпадает с фактической. Времена предсказываемого разрушения образца для всех вариантов нагрузок хорошо согласуются с экспериментальными значениями. Результаты расчетов, полученные на различных вариантах сеток в пределах каждого варианта нагрузки, также хорошо согласуются между собой и качественно и количественно.

- 1. Работнов Ю.Н. Ползучесть элементов конструкций. М.: Наука, 1966. 752 с.
- 2. Качанов Л.М. Основы механики разрушения. М.: Наука, 1974. 312 с.
- Бондарь В.С., Горохов В.Б., Санников В.И. Исследовании малоцикловой прочности оболочек вращения при сложном теплосиловом нагружении // Прикладные проблемы прочности и пластичности. Механика деформируемых систем: Всесоюз. межвуз. сб / Горьк.ун-т. 1979. С.120-126.
- 4. Мураками. Сущность механики поврежденности среды и ее приложение к теории анизотропных повреждений при ползучести // Теоретические основы инж.расчетов: Тр.амер.о-ва инж-мех. 1983.Т.5, №2. С.28-36.
- 5. Леметр. Континуальная модель повреждения, используемая для расчета разрушения пластичных материалов //Теоретические основы инженерных расчетов. 1985. №1. С.90-98.
- 6. Chaboche J.L. La mechanique de L'endommangement et san application aux previsions de duree devie des structures // Rech. depospat, 1987. №4, P. 37-54.
- Бех О.И., Коротких Ю.Г. Уравнения механики поврежденной среды для циклических неизотермических процессов деформирования материалов // Прикладные проблемы прочности и пластичности. Методы решения: Всесоюз. межвуз. сб / Горьк.ун-т. 1989. С.28-37.
- Капустин С.А. Численное моделирование процессов деформирования конструкций с учетом соотношений механики поврежденной среды // Прикладные проблемы прочности и пластичности. Численное моделирование физико-механических процессов: Всесоюз.межвуз.сб. /Горьк.ун-т. 1989. С. 4-14.
- Казаков Д.А., Капустин С.А., Коротких Ю.Г. Моделирование процессов деформирования и разрушения материалов и конструкций: Монография. Н. Новгород: Изд-во Нижегородского государственного университета. 1999. 226 с.
- 10. Волков И.А., Коротких Ю.Г. Уравнения состояния вязкоупругопластических сред с повреждениями. М.: Физматлит, 2008. – 424 с.
- Капустин С.А., Чурилов Ю.А., Горохов В.А. Моделирование нелинейного деформирования и разрушения конструкций в условиях многофакторных воздействий на основе МКЭ. – Нижний Новгород: Изд-во Нижегородского госуниверситета им. Н.И. Лобачевского, 2015. – 347 с.
- 12. Капустин С.А., Казаков Д.А., Чурилов Ю.А., Галущенко А.И., Вахтеров А.М. Экспериментальнотеоретическое изучение поведения изделий из жаропрочного сплава в условиях высокотемпературной ползучести. // Проблемы прочности и пластичности. – 2008. – Вып. 70. – С. 98–108.
- Вычислительный комплекс УПАКС. Научно-технический центр по ядерной и радиационной безопасности. Аттестационный паспорт программного средства. Регистрационный паспорт аттестации ПС №147 от 31.10.2002.
- 14. Сандлер Н.Г., Козин В.А. Коррозионное растрескивание сталей типа X18H10T в пароводяных хлоросодержащих средах. Защита металлов. т.ХХ, №3, 1984, с 393-396.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ РАЗРУШЕНИЯ КЕРНА ПРИ ИЗВЛЕЧЕНИИ НА ПОВЕРХНОСТЬ С БОЛЬШИХ ГЛУБИН

<u>А.И. Грищенко¹</u>, А.С. Семенов¹, Б.Е. Мельников¹

¹Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург gai-gr@yandex.ru

Аннотация. Трещиностойкость нефтегазоматеринских пород является одним из ключевых факторов, влияющих на эффективность добычи углеводородов из нетрадиционных месторождений. Основным источником данных о физико-механических свойствах горных пород являются извлекаемые керны, их использование позволяет существенно повысить точность трехмерных компьютерных геологических моделей, применяемых при проведении геологоразведочных работ, определении коллекторских свойств и нефтегазонасыщенности месторождения, разработки залежей нефти и газа. В работе путем прямого конечно-элементного моделирования процессов разрушения кернов с трещинами различной начальной конфигурации вычислены коэффициенты интенсивности напряжений для определения критических размеров внутренних дефектов, а так же их пространственной ориентации, приводящих к разрушению керна при подъеме.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 19-08-01241

Введение

Применение верифицированных моделей деформирования и разрушения горных пород позволяет повысить точность моделирования геомеханических процессов при разработке нефтегазовых месторождений, в том числе гидравлического разрыва пласта (ГРП). В настоящее время существует большое разнообразие подходов к моделированию разрушения пород таких как перколяционные [1], сеточные методы, например метод конечных элементов (КЭ) [2,3], имитационные (метод подвижных клеточных автоматов) [4-5], широкое использование получили подходы основанные на молекулярной динамике [6]. В тоже время подходы делятся на, рассматривающие геоматериалы как гомогенную среду и учитывающие наличие пор опосредованно (например с применением моделей пороупругости и поропластичности [7]), а так же подходы, непосредственно учитывающие наличие пор [3]. Объектом исследования являлся керн и процессы его разрушения при его извлечении с большой глубины, связанные с изменением РVТ условий. Целью работы является определения критических размеров внутренних дефектов, а так же их пространственной ориентации, приводящих к разрушению керна при подъеме. Путем прямого КЭ моделирования деформирования кернов с трещинами различной начальной конфигурации вычислены коэффициенты интенсивности напряжений (КИН).

Постановка задачи

Задача решалась в трехмерной линейно-упругой постановке. Геометрические параметры моделируемого керна (см. рис. 1а): радиус керна R равен 15 мм, высота керна H - 80 мм. Рассматривался керн с идеализированной центральной дискообразной трещиной (рис. 1б). Варьировались геометрические параметры трещины: радиус l и угол \Box между плоскостью трещины и горизонтальной плоскостью, а так же глубина, с которой осуществлялся подъем. При моделировании подъема керна в качестве отсчетной конфигурации рассматривалось его состояние в пластовых условиях. В качестве внешнего вздействия рассматривалось осевое и радиальное растягивающие давления соответствующие изменению напряженного состояния при подъеме с больших (>2 км) глубин. В расчетах использовались механические свойства керна соответствующие песчанику. Берега трещины предполагались свободными. КИН определялись на основе анализа распределения полей перемещений в окрестности фронта трещины.



Рис. 1. Керн: a) внешний вид, б) геометрия керна с центральной дискообразной трещиной, в) характерное распределение полей интенсивности напряжений по Мизессу для горизонтальной трещины.

Варьирование угла наклона трещины

Рассматривалось влияние ориентации центральной трещины при условии постоянства ее радиуса. Угол наклона трещины \square варьировался в пределах от 0° до 45° градусов. В расчетах радиус трещины *l* принимался равным 3 мм (l/R = 0.2). Осевое и радиальное растягивающие давления равны 100 МПа и 30 МПа соответственно.

В общем случае ненулевыми являются K_I , K_{II} и K_{III} . Последние два КИН допускают зависимость от дуговой координаты вдоль линии фронта трещины. Для горизотнтальной трещины ненулевым является только K_I . В условии смешанности мод разрушения (комбинация нормального отрыва, поперечного и продольного сдвига) эффективный КИН K_{eff} рассчитывался по формуле, соответствующей критерию скорости высвобождения упругой энергии

$$K_{eff} = \sqrt{K_I^2 + K_{II}^2 + \frac{1}{1 - \nu} K_{III}^2}.$$
 (1)

В качестве примера па рис. 2 представлены зависимости K_{I} и K_{II} от угла поворота трещины \Box . В точках реализации максимального K_{eff} (верхняя и нижняя точки фронта трещины) значение K_{III} равно 0. С ростом угла наклона K_{I} монотонно убывает, а K_{II} монотонно возрастает.



Рис. 2. Зависимости КИН от угла наклона трещины: а) $K_{\rm I}$, б) $K_{\rm II}$.

Результирующая зависимость K_{eff} от угла наклона трещины показана на рис. 3. Критическое значение КИН для песчаника принималось равным 5.3 МПа·м² [8]. При заданных параметрах трещины, разрушение наступает при углах наклона трещины \Box меньших 20 градусов. В этом случае доминирует K_{I} в сравнении с K_{II} и K_{III} .



Рис. 3. Зависимости K_{eff} от угла наклона трещины. Горизонтальная линия соответствует экспериментальному значению критического КИН [8].

Варьирование радиуса трещин

Исследовано влияние относительного размера трещины l/R (l – радиус трещины, R радиус керна) на КИН в случае горизонтальной трещины. Радиус варьировался в диапазоне от 3 до 12 мм. При малых значениях l/R в условиях отсутствия бокового давления, полученные результаты коррелируют с известным аналитическим решением для наклонной трещины в неограниченном пространстве [9]. На рис. 4 представлена зависимость $K_{\rm I}$

от относительного размера трещины для случая осевого и радиального давлений равных 100 МПа и 30 МПа соответственно. В этом случае разрушение наступает при отношении *l/R* больше 0.2.

Варьирование величины нагрузки

Произведено варьирование соотношений бокового и осевого давлений. Как наиболее опасная ситуация рассматривалась горизонтальная трещина. Радиус трещины принимался равным l = 3 мм (l/R = 0.2). На рис. 5 представлена зависимость $K_{\rm I}$ от осевого давления (радиальное давление в данном случае менялось пропорционально осевому с коэффициент пропорциональности 0.3). При рассматриваемых параметрах трещины, разрушение наступает при 85 МПа осевого и 25.5 МПа радиального давления.



Рис. 4. Зависимость K_I относительного размера трещины

Рис. 5. Зависимость КІ от осевого давления Р.

Выводы

Одной из основных причин наблюдаемого на практике разрушения кернов при подеме с больших глубин является наличие трещинообразных дефектов. Перепад давлений, достигающий десятков МПа, при подъеме кернов на поверхность земли с больших глубин приводит к их разрушени. В рамках данного исследования произведен систематический анализ влияния размера и ориентации внутренней дискообразной трещины на разрушение керна. Полученные решения могут рассматриваться в качестве базовых для дальнейших уточненных расчетов с использованием пороупругих и поропластических моделей материала, учета анизотропии и неоднородности механических свойств керна, а также влияния давления жидкости на берегах трещины.

- 1. Приезжев В.Б., Терлецкий С.А. Анизотропная перколяция плакетов модель разрушения твердых тел // ФТТ. 1989. Т. 31, №. 4. С. 125-128.
- 2. Морозов Е.М., Никишков Г.П. Метод конечных элементов в механике разрушения. М.: Наука, 1980. 256 с.
- 3. Левандовский А.Н., Мельников Б.Е., Шамкин А.А. Моделирование разрушения пористого материала // Инженерностроительный журнал. 2017. № 1(69). С. 3–22.
- Коноваленко, И. С., Смолин, А. Ю., Псахье, С. Г. (2009). Многоуровневое моделирование деформации и разрушения хрупких пористых материалов на основе метода подвижных клеточных автоматов // Физическая мезомеханика. 2009, Т. 12 №5. С. 29-36.
- 5. Кривцов А.М. Деформирование и разрушение твердых тел с микроструктурой // М.: Физматлит, 2007. 304 с. ISBN 978-5-9221-0803-4
- 6. Дамаскинская Е.Е., Куксенко В.С. Компьютерное моделирование процесса разрушения горных пород // Вестник ИШ ДВФУ. 2011. №3-4. С 8-9.
- 7. Le-Zakharov S.A., Melnikov B.E., Semenov A.S. Nonlinear analysis of fluid saturated soil and rock under complex hydromechanical loading on the base of poroplastic models // Materials Physics and Mechanics. 2017. T. 31. № 1-2. C. 32-35.
- Либерман Ю.М., Галкина Н.Г. Об оценке трещиностойкости горных пород. Инженерная геология 1980 №4. С. 104-106. М: Наука -129 с.
- 9. Tada H. The stress analysis of cracks handbook. New York: ASME Press, 2000.

РАЗРУШЕНИЕ АДГЕЗИВА ПОКРЫТИЯ ЦИЛИНДРИЧЕСКОЙ ОБОЛОЧКИ

Р.И. Губайдуллин¹, С.Н. Якупов^{1,2}

¹ Институт механики и машиностроения ФИЦ КазНЦ РАН, Казань ² Казанский государственный архитектурно-строительный университет, Казань ruslan_221294@mail.ru

Аннотация. На базе покрытий решают множество технических, экологических и экономических проблем. Разрабатываются функциональные и smart покрытия, которые формируются как на плоских поверхностях, так и непосредственно на криволинейных поверхностях элементов конструкций. Разработан экспериментально теоретический метод определения адгезии тонкослойного покрытия сложной структуры, сформированного на цилиндрической поверхности. Метод является надежным инструментом как для оценки свойств адгезива, так и для исследования влияния физических полей и сред на изменение этих свойств. Рассмотрен пример исследования.

Введение

Пленочные и мембранные покрытия находят широкое применение во всех отраслях производства и жизнедеятельности. На базе покрытий решают проблемы: трения и износа, коррозии и эрозии, поглощения волн, защита от огня, вирусов и бактерий и т.д. Создаются различные адгезионные компоненты [1,2]. Для обеспечения функциональной работы конструкции с защитным покрытием необходимо достоверно оценивать свойства адгезива покрытия, так и их изменение в процессе эксплуатации.

Известны методы исследования адгезии пленки к плоской подложке [3,4]. Возникает необходимость разработки инструмента оценки адгезионных свойств покрытия, сформированных на неплоских подложках. Такой инструмент необходим как при проектировании, так и при эксплуатации конструкций.

Разработан экспериментально - теоретический метод оценки адгезии тонкослойного покрытия сложной структуры, сформированного непосредственно на цилиндрической поверхности. Рассмотрен пример исследования.

Экспериментально - теоретический подход определения адгезии покрытия к цилиндрической оболочке

Устройство для испытания (рис.1) состоит из набора замкнутых цилиндрических емкостей различных диаметров 1, источника давления рабочей среды 2 с манометром 3, магистралью с вентилем для подачи рабочей среды 4, измерительного комплекса 5 и магистрали для травления рабочей среды 6.



Рис. 1. Схема установки

На боковой поверхности цилиндрических емкостей 1 имеется отверстие 7. На поверхности цилиндрических емкостей 1 формируют покрытие по заданной технологии.

На экспериментальном этапе подают из источника давления 2 рабочую среду в емкость 1. При определенном давлении происходит отрыв покрытия с образованием локального купола с параметрами эллиптического основания купола a, b и прогиб H (рис.1). На базе измерительного комплекса производится измерение геометрических параметров купола для заданных величин давления p.

На теоретическом этапе оцениваем адгезионные свойства покрытия к цилиндрической поверхности. Определяем в рамках рассматриваемой сетки локальные значение нормального к цилиндрической поверхности напряжения сцепления η_{otr} по контуру единичной длины в локальной области линии отрыва

$$\eta_{otr} = T_1 \frac{ab\sqrt{R_c^2 A - a^2 b^2 \sin^2 \theta}}{RR_c Ah_0 (1 - \varepsilon_1 - \varepsilon_2)}, A = b^2 \cos^2 \theta + a^2 \sin^2 \theta, \quad R = \frac{2R_c \Delta z - \Delta z^2 + (H + \Delta z)^2 \sin^2 \theta}{2(H + \Delta z) \sin^2 \theta}, \quad \Delta z = \frac{a^2 b^2 \sin^2 \theta}{\sqrt{A^2 R_c^2 - Aa^2 b^2 \sin^2 \theta}}, \quad (1)$$

где T_1 – нормальные к контуру тангенциальные усилия в пленке в локальной области отрыва; h_0 – толщина покрытия до деформирования; ε_1 , ε_2 – деформация покрытия в нормальном и касательном направлениях вблизи контура.

1

Цилиндрическая оболочка с покрытием

Исследована цилиндрическая оболочка с наружным радиусом $R_c = 174$ мм с покрытием толщиной $h_0 = 0,17$ мм. Диаметр отверстия в цилиндрической оболочке d = 5,5 мм. Экспериментальные данные при p = 0,19 *МПа* приведены в таблице 1.

	· 1		
р, МПа	Н, мм	2а, мм	2b, мм
0,19	0,29	14	13

Таблица 1. Экспериментальные данные

Для анализа напряженно-деформированного состояния покрытия использовались конечные элементы SOLID186 (учебный вариант ANSYS). По данным «пристрелки» для рассмотренных параметров основания купола и коэффициенте Пуассона v = 0,4 максимальное перемещение 0,296 мм составило при модуле упругости покрытия $E_{\text{пок}} = 25000$ МПа. Распределения интенсивности напряжений на наружной (*a*) и внутренней (*б*) поверхностях покрытия представлены на рис.2.



Рис. 2 – Интенсивность напряжений на наружной а и внутренней b поверхностях покрытия

Далее по (1) вычисляем нормальные напряжения сцепления η_{otr} вдоль контура в зависимости от угла Θ . Расчетные величины приведены в таблице 2.

	, I	1	Jou 14	21
$\Theta = 0^{\circ}$	$\Theta = 15^{\circ}$	$\Theta = 45^{\circ}$	$\Theta = 75^{\circ}$	$\Theta = 90^{\circ}$
T_1	9,537	11,376	13,216	14,004
η_{otr}	1,49	3,09	5,00	5,52

Таблица 2. Напряжения сцепления η_{otr} вдоль контура

Из таблицы 2 видно, что напряжения сцепления η_{otr} достигает максимальных величин в области вершин полуосей *b*.

Заключение

Разработан экспериментально - теоретический метод оценки адгезии покрытия, сформированного непосредственно на цилиндрической оболочке. Метод является надежным инструментом как для оценки механических свойств адгезива, так и для исследования влияния физических полей и сред на изменение этих свойств.

Литература

1. Yakupov S.N., Yakupov N.M. Thin-layer films and coatings // Journal of Physics: Conference series 857 (2017) 012056

2. Montemor M.F. Functional and smart coatings for corrosion protection: A review of recent advances // Surface & Coatings Technology 258, 2014, 17-37.

3. Механика разрушения. Разрушение материалов. М.: Издательство «Мир», 1979. С.222-224.

4. Якупов С.Н. Экспериментально - теоретический метод определения адгезии пленки к подложке // Известия Российской академии наук. Механика твердого тела. №5. 2017. С.137-144.

АНАЛИЗ ДЕФОРМАЦИОННОГО ОТКЛИКА МОДЕЛЬНОЙ ЖЕЛЕЗОБЕТОННОЙ КОНСТРУКЦИИ ПРИ КВАЗИСТАТИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЯХ

Г.Н. Гусев¹, В.В. Епин¹, И.Н. Шардаков¹, А.П. Шестаков¹, Р.В. Цветков¹

¹Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь

Аннотация. Разработана и смонтирована на модельной железобетонной конструкции система тензодатчиков, нагружающих устройств и лазерных измерителей расстояний. Осуществлен эксперимент по исследованию особенностей распределения пространственного деформационного отклика элементов модельной конструкции в зависимости от места приложения локализованной самоуравновешенной распирающей нагрузки. Анализ полученных данных позволил верифицировать разработанную математическую модель, описывающую квазистатическое деформирование элементов модельной железобетонной конструкции, установить границы зоны неупругого деформирования и начала образования трещин.

Работа выполнена при поддержке гранта РНФ № 14-29-00172.

Введение

Исследование поведения элементов строительных конструкций в условиях критического состояния имеет первостепенное значение при решении задач их безопасной эксплуатации. Для их решения был спроектирован и создан экспериментальный стенд [1], позволяющей анализировать поведения полноразмерных конструкций при различных вариантах нагружения в том числе с учетом возможного разрушения. В настоящее время представляет интерес исследование железобетонных конструкций, как наиболее распространенных. В рамках проводимого исследования была создана и испытана модель из данного материала. Которая представляет из себя фрагмент четырехэтажной строительной конструкции в масштабе 1:2 (см. рис.1а) [2].

Квазистатические испытания

В ходе исследования проведен ряд испытаний, который включал в себя серию экспериментов по квазистатическому нагружению отдельных элементов конструкции. Для этого было использовано следующее оборудование, состоящее из гидравлического насоса, рукавов высокого давления и домкрата ДУ100П200 и распорно - измерительной штанги. Домкрат устанавливался враспор в зоне центров ригелей и плит перекрытий на разных уровнях конструкции. Положение нагружающего устройства в плане также варьировалось. Домкрат и штанга сопрягались с конструкцией через упругую, резиновую подложку, обеспечивающую равномерную передачу усилия на опорную площадку. Расположение точек нагружения показано на рис. 1а, где стрелочкой изображено воздействие от домкрата в нижнюю опорную площадку (верхняя не изображена).





Рис. 1. Расположение контрольно-измерительных точек на исследуемой конструкции; (а) - положение домкратов, (б) - положение датчиков деформации в уровне одного из этажей

Измерения деформационного отклика конструкции производилась на базе созданной системы мониторинга напряженно-деформированного состояния конструкции. Система состояла из датчиков, измеряющих деформации, перемещения в контрольных точках, а также усилия нагружения; регистрирующей аппаратуры и блока анализа данных.

Датчики деформации располагались на трех перекрытиях в уровне верхней грани в контрольных точках, согласно схеме приведенной на рис. 16. Два активных плеча тензодатчика, собранного по схеме полного моста Уитстона, были приклеены в зоне контроля деформации, два других активных плеча - отвечали за термокомпенсацию. Это позволило надежно фиксировать деформации с точностью 0.1 мкм/м при кратковременных испытаниях (несколько часов). Всего на конструкции осуществлялся контроль деформации в 57 точках.

Усилие, передаваемое на конструкцию, измерялось при помощи контроля деформации распорноизмерительной штанги. Принцип измерений деформаций аналогичен описанному выше. Данная измерительная штанга позволяет передавать усилия в диапазоне от 0 до 200 кH, с дискретностью измерения силы с шагом в 50 H. Контроль за вертикальными перемещениями опорных площадок осуществлялся с помощью лазерных триангуляционных датчиков LS5-10/20, обеспечивающих измерения с дискретностью 1мкм в диапазоне до 10 мм. В ходе эксперимента сигналы с датчиков опрашивались с помощью контроллеров Owen MB110, подключенных к компьютеру по интерфейсу RS-485. Принимаемые данные выводились на экран в режиме реального времени и сохранялись в базе данных.

Квазистатическое нагружение элементов конструкции осуществлялось ступенчато. На каждом шаге производилось нагружение с выдержкой стабилизированного значения по силе, перемещению и деформации. Затем давление в гидравлической линии сбрасывалось, нагрузка обнулялась, что контролировалось показаниями датчиков. На следующем шаге осуществлялось приращение по нагрузке. Нагружение одного из элементов конструкции производилось до стадии образования трещины.

Результаты испытаний и их анализ

В ходе испытаний картины фиксировались распределения деформаций в контрольных точках конструкции в зависимости от уровня нагружения. В упругой стадии работы ж/б конструкции была проведена верификация численной математической модели, созданной в программном комплексе ANSYS. Она представляла собой сравнение удельных жесткостей, вычисленных по результатам как экспериментального исследования, так и по результатам математического моделирования. Результатом верификации явилось уточнение физико-математических характеристик материалов.

По результатом численного эксперимента на верифицированной модели была произведена оценка критического усилия, предваряющего появление трещин в зоне реализации максимальных напряжений нагружаемого элемента конструкции (ригеля). На следующем этапе силовое нагружение элементов натурный конструкции проводилось до реализации вычисленных критических значений за 40 шагов.

На рис. 2а и 26 представлены деформации, полученные в точках 13 и 9 на втором перекрытии в непосредственной близости с нагружаемым элементом, располагавшимся в т. 2 (см. рис. 1а). Как видно из рисунка, локальная жесткость (приращение нагрузки к упругой деформации) начинает изменяться после определенного шага нагружения, которое соответствует нагрузке в 5.5 кН. Следует отметить, что изменение локальной жесткости в зоне образования трещины отражается также и на деформационном отклике соседних участков. По данным эксперимента построены аналогичные зависимости и для других измерительных точек, на основании которых можно судить о целостности соседних элементов конструкции.



Рис. 2. Результаты измерений; (a) - зависимость деформации от приложенной силы на плите в точке 13, (б) - зависимость деформации от приложенной силы на ригеле в точке 9

Выводы

Проведенный эксперимент показал особенности распределения пространственного деформационного отклика элементов модельной конструкции в зависимости от места приложения локализованной самоуравновешенной распирающей нагрузки. Были получены зависимости распределения деформаций в конструкции по пространству и времени, а также зависимости деформационного отклика от величины приложенной нагрузки. Анализ полученных данных позволил верифицировать математическую модель, описывающей квазистатическое деформирование элементов модельной железобетонной конструкции в рамках трехмерной теории упругости (численные решения получены методом конечных элементов с использованием программного средства ANSYS), а также установить границы зоны неупругого деформирования и начала образования трещин.

- 1. Г.Н. Гусев и др. // Вестник Пермского научного центра УрО РАН. 2014. № 4. С. 4-11.
- 2. И.Н. Шардаков и др. // International journal for computational civil and structural engineering. 2016. № 12. С. 163-175.

СОПОСТАВЛЕНИЕ ДАННЫХ ВИБРАЦИОННОГО КОНТРОЛЯ И СИГНАЛОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ В ПРОЦЕССЕ ОБРАЗОВАНИЯ ТРЕЩИН В ЖЕЛЕЗОБЕТОННОЙ КОНСТРУКЦИИ

Г.Н. Гусев¹, В.В. Епин¹, Р.В. Цветков¹, И.Н. Шардаков¹, <u>А.П. Шестаков¹</u>

¹Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь shap@icmm.ru

Аннотация. Проведено исследование процесса зарождения микродефектов в структуре бетона и последующее их объединение в макроскопические дефекты в виде трещин. Процесс разрушения реализован на 4ех этажном монолитном здании в масштабе 1:2. Регистрация дефектов выполнялась двумя способами. Первый основан на ударном возбуждений упругих волн и последующей регистрации их распространения с помощью акселерометров. Второй основан на регистрации сигналов акустической эмиссии, возникающих при образовании дефектов в материале. Эволюция параметров вибрационного контроля и параметров акустической эмиссии позволили зафиксировать процесс образования трещин.

Работа выполнена при поддержке гранта РНФ № 14-29-00172.

Введение

Исследование поведения сложных строительных конструкций в условиях критического состояния имеет первостепенное значение при решении задач их безопасной эксплуатации. Одним из современных подходов, позволяющих решать задачи безопасной эксплуатации конструкций, является использование автоматизированных систем деформационного мониторинга. В настоящей работе рассмотрено два варианта таких систем. Первый основан на ударном возбуждений упругих волн и последующей регистрации их распространения с помощью акселерометров. Второй основан на регистрации сигналов акустической эмиссии, возникающих при образовании дефектов в материале.

Схема эксперимента

Исследование выполнено на 4-ех этажном монолитном здании в масштабе 1:2 (рис.1). Его общая высота составляет 6м, длина 9м, и ширина 6м. Здание нагружается с помощью гидравлического домкрата, установленного в распор между второй и третьей плитой. Здесь и далее номер плиты отсчитывается снизу, относительно рисунка 2. Силы от домкрата обозначены символом Fs (рис.2). Это нагружение обеспечивает поэтапный переход конструкции от упругой стадии к накоплению дефектов и разрушению.



Рис. 1 Внешний вид конструкции



Рис.2 Схема эксперимента

Диагностическое воздействие осуществляется маятниковым ударником массой 470 грамм. На массе расположен акселерометр, позволяющий регистрировать ускорение ударника в процессе взаимодействия с конструкцией. Произведение массы ударника и ускорения дает силу внешнего динамического воздействия (рис.4). На рисунке 2, место и направление этого воздействия обозначено символом F_d.

Измерительная система состоит из 24 акселерометров и 8 датчиков акустической эмиссии (АЭ). Запись сигналов с акселерометров расположенных на конструкции и на молотке ведется синхронно. Регистрация сигналов акустической эмиссии также ведется синхронно, что позволяет определить место возникновения сигнала. Расположение датчиков показано на рисунке 2: акселерометры обозначены кругами, датчики акустической эмиссии - треугольниками.



Процесс нагружения выполняется ступенчато (рис.3). После каждой ступени выполняется разгрузка. Во время разгрузки выполняется ударное воздействие и регистрация волновых процессов с помощью акселерометров. Регистрация сигналов акустической эмиссии выполняется непрерывно, за исключением интервалов времени на которых выполняется ударное воздействие.

Обработка результатов

Амплитуда удара на ступенях нагружения незначительно отличается. Для исключения этого фактора анализируются виброграммы нормированные на амплитуду ускорения ударника. Далее проведен сравнительный анализ виброграмм зарегистрированных датчиком №17 (рис.2). Этот датчик характерен тем, что фронт волны, распространяясь по конструкции до места регистрации, включает область наиболее вероятного разрушения. Прохождение волны через такую область изменяет спектральный состав волны. На рисунке 5 показаны виброграммы на первой и второй ступени нагружения. Из них следует, что на начальных этапах нагружения разница между виброграммами незначительная. Сравнение виброграмм первой и последней ступени (рис. 6) иллюстрирует существенное изменение последней. Это обусловлено появлением и развитием трещины.



Эволюция спектров виброграмм на ступенях с 1 по 37 показана на рисунке 7. Эта картина наглядно иллюстрирует изменение амплитуды на характерных частотах. Наибольшее изменение достигается на частоте 370 Гц. Эволюция амплитуды этой частоты показана на рисунке 8. Далее эта зависимость будет обозначатся AF25. Согласно этого графика, можно выделить два участка. Первый соответствует нагружению до 20 ступени и характеризуется медленным уменьшением амплитуды. Это связано с накоплением микродефектов в бетоне. Переход на второй участок (21 ступень) сопровождается быстрым изменением амплитуды соответствующим появлению макро дефекта в виде трещины. Эта трещина расположена на нижней поверхности второй плиты . под точкой приложения домкрата. Далее эта трещина будет обозначатся T1. Дальнейшее уменьшение амплитуды происходит за счет увеличения этой трещины.



На рисунках 7 и 8 анализируются спектральные характеристики сигнала на интервале времени $t \in (0, 25) mc$. Этот интервал включает в себя волны пришедшие в точку регистрации по различным траекториям, среди которых есть те, котороые не проходят через область разрушения. Уменьшение интервала времени позволит увеличить чувствительность к появлению дефекта, поскольку исключит неинформативные волны. На рисунке 9 показана эволюция спектров для $t \in (0, 10) mc$. В этот интервал попадает несколько

полуволн на частоте 370Гц. Они соответствуют волне распространяющейся по кратчайшей траектории от места удара до точки регистрации и эта траектория проходит через область разрушения. Соответствующая этому интервалу эволюция амплитуды показана на рисунке 10 (далее обозначается AF10). На этой зависимости момент появления трещины выражен сильнее чем для зависимости AF25.



Подход основанный на анализе фронта волны позволяет контролировать кратчайшую из траекторий между точками удара и регистрации. Это позволяет эффективно проводить локальный анализ конструкции. При глобальном анализе конструкции рассматривается виброграмма на интервале времени до ее полного затухания. Спектральная характеристика такого сигнала характеризует собственные частоты конструкции. В этом случае Фурье образ откликается не только на разрушение бетона но и на изменение граничных условий или появление присоединенных масс. Такой анализ выполнен для всех 24 акселерометров и для каждого из них обнаружены достоверные отклонения амплитуд в процессе образования и развития трещин. Ниже приведены эволюции амплитуд для датчика №4, расположенного на колонне этажом выше.



Рис.11 Зависимость амплитуды Фурье от ступени нагружения, для частоты **370**Гц - (а) и **1738**Гц - (б), *t* ∈ (0, 300) *мс*

Эволюция амплитуды на частоте 370 Гц (рис.11а) не содержит особенных отличий. Как и в случае анализа фронта волны, здесь происходит излом на 21 ступени, что соответствует образованию трещины Т1. Дальнейшее уменьшение амплитуды для этой частоты не содержит выраженных изломов. Для частоты 1738 Гц (рис.11б), помимо основного излома на 21 ступени, наблюдается слабо выраженный скачек на 30 ступени. Он соответствует образованию трещины Т2, расположенной на верхней поверхности третей плиты, над местом приложения силы.

Датчики акустической эмиссии №5, №6 регистрировали микро разрушения бетона с первой ступени нагружения. По мере приближения к моменту образования трещины Т1 амплитуда и частота появления сигналов увеличивалась. При образовании трещины наблюдались каскады идущих друг за другом сигналов. При увеличении амплитуды зона возможной регистрации сигналов также увеличивалась. Сначала сигналы стал регистрировать датчик №7 затем датчики №8. Датчики №2 и №4 включились в процесс регистрации существенно позже, когда стали происходить деструктивные процессы в области появления трещины Т2. При увеличении амплитуды этих сигналов, датчик №3 также стал их регистрировать. Датчик №1 не зарегистрировал ни одного сигнала.

Заключение

Анализ виброграмм и сигналов АЭ полученных в процессе образования и развитии трещин в железобетонной конструкции позволил сделать следующие выводы. Разработанная система возбуждения и регистрации волновых процессов позволяет наблюдать разрушение в железобетонной конструкции. Анализ эволюции спектров виброграмм показал существенную неоднородность изменения амплитуд на различных частотах при образовании дефектов. Для каждой из рассмотренных точек регистрации, существуют частоты на которых процесс разрушения надежно регистрируется. Анализ фронта волны позволяет эффективно контролировать разрушение в локальной области конструкции. Динамика появления сигналов акустической эмиссии и их амплитудные значения позволяют выделить фазы накопления микродефектов в структуре бетона и образования макроскопических дефектов в виде трещин. Сигналы АЭ были зарегистрированы на расстоянии 6 метров от источника в пределах одной плиты перекрытия. Распространите сигналов АЭ между плитами сильно затруднено. Эволюция параметров вибрационного контроля и параметров акустической эмиссии одновременно указывают на моменты образования трещин.
МЕХАНИКА ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ ПРЕСНОВОДНОГО ЛЬДА

В.П. Епифанов

Институт проблем механики РАН, Москва evp@ipmnet.ru

Аннотация. Исследуется связь между макро свойствами льда и его микроскопическим строением. Непосредственно в процессе механических испытаний количественно исследованы акустическими методами деформационные изменения структуры льда в широком интервале термодинамического состояния. Качественно и количественно описано влияние деформационных дефектов на реологические и прочностные свойства льда. Впервые получены результаты многопланового исследования упругости льда при линейных и нелинейных деформациях. Предложены модели для количественного определения деформационных изменений структуры при нелинейных деформациях, включая формирование промежуточного слоя. Исследованы новые и малоизученные эффекты.

Введение

Количественный контроль деформационных изменений микроструктуры льда в тонком слое был осуществлён с помощью метода нейтронной дифракции [1]. Возможность непрерывного объёмного количественного мониторинга деформационных изменений в различных уровнях иерархической структуры льда с помощью акустических методов была рассмотрена в работах [2, 3]. Проблема количественной связи механических и прочностных свойств льда с деформационным накоплением микроповреждений продолжает оставаться актуальной научной проблемой, имеющей большое значение для науки и практики.

Основной текст

В результате исследования упругости пресноводного поликристаллического льда Ih установлено, что

при напряжениях $5 \cdot 10^4$ Па, создаваемых ультразвуковой волной в диапазоне частот от 500 кГц до 80 МГц, в интервале температур от - 40° C до - 0,15° C реализуется амплитудно-независимый механизм деформирования. Потери упругой энергии при квазистатическом и динамическом деформировании описываются моделью дислокационного гистерезиса, область предплавления отсутствует, рассчитаны параметры дислокационной сетки, определен физический предел упругости, размеры и концентрации кинетических элементов структуры льда вблизи пределов упругости и текучести.

Количественно определены деформационные изменения структуры пресноводного льда при нелинейных деформациях в испытаниях на растяжение, сжатие, удар и экструзию. Показано, что каждой точке деформационной кривой соответствует собственное значение акустических характеристик льда. Определены границы стадий пластического деформирования. Исследована кинетика трещинообразования и механизмы роста магистральной трещины.

В испытаниях на растяжение выявлено, что росту магистральной трещины предшествует формирование макропластической зоны, размеры которой на порядки превышают размеры пластической зоны вблизи кончика трещины, вычисленной по модели Хеллана-Ирвина; установлены фазы роста магистральной трещины, показано влияние импульсов напряжений на движение фронта трещины.

При испытаниях на сжатие установлено, что возрастание избыточного коэффициента ослабления упругих волн более чем на три порядка величины, а уменьшение скорости продольной волны на 30 м/с обусловлено накоплением деформационный дефектов. Экспериментально установлена количественная связь избыточного коэффициента ослабления с размером искусственно созданных и деформационных дефектов во льду.

Исследована реология трещиноватого льда, определены характерные времена релаксационных процессов, предложена реологическая зависимость, которая отражает деформационные изменения структуры, и способ выделения подобластей реологии пресноводного льда: течения, трещинной дилатансии и хрупкого разрушения.

Исследован неупругий удар. Установлено, что формирование промежуточного слоя и его свойства определяют физическое подобие в семействе кривых мгновенная сила—мгновенная скорость. Построена обобщённая зависимость приведённого напряжения от приведённой мгновенной скорости удара. Проведён анализ спектральных характеристик разрушения льда и определены затраты энергии и деформационные изменения структуры внутри льда и на его поверхности.

Предложен метод физического моделирования промежуточного слоя (сдвиг в условиях гидростатического сжатия). Исследованы макроскопические образцы льда, структура которого аналогична структуре льда в промежуточном слое (диаметр зерна 0,2 мм, динамическая вязкость $\mu_{S(-17^0 \text{ C})} = 20 \text{ МПа·с}$,

пластический коэффициент трения (0,18-0,4), прочность соединения льда с подложкой 2,3±0,1 МПа при температуре -17° С).

Предложена модель, устанавливающая количественную связь между микро- и макрохарактеристиками льда, позволяющая дистанционно определять кинетику накопления деформационных повреждений в пресноводном льде. Установлены эффекты излучения повторяющихся акустических импульсов (типа stick-slip) и периодического смещения их частоты. Установлен эффект усиления пластичности льда при наложении фронтов упругих волн в канале переменного сечения.

Установлено распределение скоростей пресноводного льда в цилиндрическом канале. Лёд в центре канала движется как твёрдое тело, у стенок канала наблюдается прилипание, а в промежуточном слое — вязкое течение. Исследовано влияние структуры льда на режим скольжения. Препятствия на подложке многократно увеличивают сопротивление сдвигу, причём их форма определяет локальную концентрацию напряжений и механизм разрушения (адезионный или когезионный) [4].

Показано, что условия движения льда по подложке формируют структуру льда в промежуточном слое, которая в свою очередь определяет адгезионную прочность соединения льда с подложкой и режим его движения.

Структура и текстура льда формируется не только в результате гидростатического сдвига, но и под действием высокоскоростной пластической деформации (рис. 1). При схлопывании фронтов импульсов сжатия создаётся локальный градиент давления (кумулятивный эффект). В результате формируется ледяная струя (1), конус сжатия (2). Наложение прямой и обратной волны формирует обратный конус (3) в виде седла. Текстура в рассматриваемом случае формируется, главным образом, за счёт интерференции упругих волн. Численное моделирование волновых процессов позволяет обеспечить высокое пространственное и временное разрешение, а также качественно воссоздать картину формирования экспериментально наблюдаемых текстур льда [5].

АКУСТИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ СНЕЖНОГО ПОКРОВА (ТЕОРИЯ, ЭКСПЕРИМЕНТ)

В.П. Епифанов, Н.А. Казаков

Институт проблем механики РАН, Москва evp@ipmnet.ru СКБ САМИ ДВО РАН, Южно-Сахалинск ncn_2001@mail.ru

Аннотация. Рассматриваются вопросы, связанные с разработкой научной концепции количественной связи между микро и макрохарактеристиками снега, включая разработку теоретической модели, метода исследования эволюции снега непосредственно в условиях залегания, количественную оценку его структуры в виде числового параметра, разработку портативной аппаратуры, реализующей метод. Предложена теоретическая модель. Получено удовлетворительное согласие теории с экспериментом. Подтверждена пригодность метода и аппаратуры. Полученые данные могут быть использованы для уточнения прогноза снежных лавин, времени проведения активного воздействия, а также для оценки проходимости снежного покрова транспортными средствами.

Введение

Корреляцию механических и прочностных свойств льда и снега с его микроструктурой отмечали многие исследователи, например, [1]. Выявление связи между тензором структуры и модулем Юнга льда [2] и вычисления ортотропных тензоров жёсткости для снега разной плотности и морфологии зёрен [3] позволяют рассматривать это направление исследований как достаточно перспективное. В работе [4,5] был предложен параметр структуры, устанавливающий количественную связь между макро- и микрохарактеристиками снега, а также предложен метод акустико-механической стратиграфии [6-10]. Комплексный подход, основан на определении твёрдости снега, размеров ледяных зёрен, температуры, плотности, а также регистрации акустических спектров в рабочем диапазоне от 15 до 20000 Гц [11].

Основной текст

Для установления связи между упругими и инерционными свойствами льда была использована модель гармонического осциллятора в виде дифференциального уравнения

$$x + \omega^2 x = 0$$

где x – смещение, x – вторая производная по времени (ускорение), ω — круговая частота. Для собственной частоты $\omega_0=2\pi f_0$ использовано решение дифференциального уравнения для осцилляторов, состоящих из *n* (двух и более) идентичных материальных точек, обладающих одинаковой массой *m* и соединённых упругими связями, имеющими одинаковую жёсткость *k*. Точное решение и формулы для собственных частот осцилляторов, связанных упругими силами, приведены в работе [4,5]. Силовые константы характеризующие растяжение и изгиб связей О-H-O и H-O-H при 273 К получены методом ядерного магнитного резонанса и равны соответственно 15,5 и 56 H/м [12].

С помощью цепочечной модели по определённым в эксперименте резонансным частотам и известной жёсткости связей рассчитан эффективный размер источников излучения. Для расчёта использована связь между радиусом R подвижных элементов структуры, их резонансной частотой f_0 , плотностью льда ρ и жёсткостью связей k

$$R = \sqrt[3]{\frac{k}{16\pi^3 f^2 \rho}}$$

Стратиграфические измерения в снежном покрове включали измерения толщины слоёв, глубины их залегания, плотности снега, температуры, макрофотосъёмку кристаллов [13-14], а также измерения твёрдости снега и запись амплитудно-частотных спектров акустической эмиссии (АЭ) при индентировании. Для записи сигналов АЭ применяли датчики типа КД 910. Спектрограммы сигналов АЭ записывали в цифровом виде с помощью программы «SpectrLab» или «ZetLab» при частоте дискретизации 250 кГц. Измеряемые величины — частота, амплитуда и длительность сигнала.

Линейная модель состояла из подвижных жёстких шаров (ледяных кристаллов) различной массы, соединённых деформируемыми связями, жёсткость которых принимает значения, соответствующие виду напряжённого состояния (рис.1) [4,5].



Рис. 1. Цепочечная модель осциллятора, состоящего из n подвижных материальных точек разной массы $m^1...m^n$, соединённых упругими связями фиксированной жёсткости k

В визуально однородных слоях снега разной плотности и возраста были измерены и рассчитаны собственные резонансные частоты [11]. Расчёт выполняли для первой гармоники, как наиболее достоверной при фиксированных значениях жёсткости связей зёрен (k = 15,5 и 56 H/м) [12]. Наилучшее (±0,015 %) соответствие расчётных и экспериментальных значений получено для 6-го и 9-го слоя (k = 56 H/м), что соответствует предположению о завершении стадии формирования текстуры снега в этих слоях и преимущественном виде напряжённого состояния (изгиб). В нижнем слое (11-ом), если судить по соответствию экспериментальных значениям, при k = 15,5 H/м, изгиб сменяется растяжением. Это не противоречит эпюре напряжённого состояния слоёв снежного покрова. В Таблице 1 приведены результаты измерений теоретических и экспериментальных значений собственных резонансных частот для минимального и максимального размера ледяного зерна при фиксированных значениях жёсткости связей зёрен (k=15,5 и 56 H/м). Расчёт выполняли для первой гармоники, как наиболее достоверной.

Таблица. Экспериментальные и расчётные значения резонансных частот ^{*f*}, Гц для кристаллов льда радиусом **R**, мм в слоях № 6, 9 и 11 снежного покрова для жёсткости связи k(15,5/56 H/м)

Слой № 6; 250 кг/м ³	R=	=0,25 мм	R=0,4 мм			
$f_{15.5}$ F.	1477,8	1483,0 ±	730,21	732/728 ±		
, 1 Ц		0,15%		0,25%		
fsc =	2809	2811	1427,45	1427,9		
⁵⁵⁶ , Гц		$\pm 0,035\%$		$\pm 0,015\%$		
	Расчёт	Эксперимент	Расчёт	Эксперимент		

Слой № 9; 340 кг/м ³	R=	0,25 мм	R=0,35 мм		
<i>f</i> _{15,5} , _{Гц}	1477,8	1484,5 ±	892	889,8 ± 0,25%	
f ₅₆ , _{Гц}	2809	2.808,7 ±	1744	1744.2 ± 0,015%	
	Расчёт	Эксперимент	Расчёт	Эксперимент	

Слой № 11 плотность 0,28; Rmin=0,4; Rmax=0,55 мм.

	$f_{_{15,5},\Gamma$ ц		$f_{56}^{0,4},$ гц		$f_{_{15,5}}^{_{0,55}}$, Гц		$f_{56}^{0,55}$, _{Гц}	
N_{0}/N_{0}	Teop.	Экспер.	Teop.	Экспер.	Teop.	Экспер.	Teop.	Экспер.
1.	730,21	730,8	1.427,45	1.426,5	452,89	452,2	860,82	861,3
2.	-,-	730,7	-,-	1.427,9	-,-	452,2	-,-	861,3
3.	-,-	730,8	-,-	1.427,9	-,-	452,2	-,-	861,3
4.	-,-	729,4	-,-	1.426,6	-,-	452,2	-,-	859,99
5.	-,-	720,5	-,-	1.427,9*	-,-	450,8	-,-	862,7
6.	-,-	730,8	-,-	1.429,2	-,-	452,3	-,-	859,95
7.	-,-	729,4	-,-	1.423,9	-,-	452,2	-,-	861,3
8.	-,-	730,8	-,-	1.427,8	-,-	452,2	-,-	861
9.	-,-	730,7	-,-	1.426,6	-,-	453,6	-,-	861,3
10.	-,-	729,4	-,-	1.426,6	-,-	452,2	-,-	860
11.	-,-	729,4	-,-	1.426,6	-,-	453,5	-,-	861,3

Решены методические вопросы комплексных измерений акустических спектров разрушения снега при индентировании с помощью разработанной портативной аппаратуры и измерительных устройств твёрдости снега (Пенетрометр и «Мегеон-030550») непосредственно в полевых условиях. Выполнена верификация модели. Для известных размеров зёрен снега рассчитаны акустические спектры и сопоставлены с экспериментально наблюдаемыми спектрами разрушения снега в разновозрастных слоях снежного покрова.

На рис. 2 приведена тонкая структура записанного акустического спектра вблизи теоретической резонансной частоты для ледяных зёрен диаметром 0,4 мм при жёсткости связи k= 56 H/м.



Рис. 2. Тонкая структура акустического спектра разрушения ледяных зёрен вблизи резонансной частоты

Тонкая структура акустического спектра представляет собой наложение резонансов, характерных для близких по своим характеристикам источников излучения. Количество пиков и их амплитуды характеризуют соотношение таких «фракций»/фаций в слое. В первом приближении эта экспериментально полученная зависимость характеризует распределение эффективных размеров ледяных зёрен в одновозрастном слое, которые сформировались в процессе вторичного метаморфизма.

Заключение

С помощью акустико-механического метода исследована тонкая структура спектров разрушения снега в рабочем диапазоне от 15 до 20000 Гц при индентировании непосредственно в условиях залегания. Полученные экспериментальные данные объяснены вариациями массы и размеров подвижных элементов структуры снега в процессе эволюции ледяного зерна, причём количество пиков и их амплитуды отражают не только количественное соотношение выявленных фаций в слое, но и условия на фрикционном контакте ледяного зерна с наконечником.

Литература

1. Schweizer J., Jamieson J.B., Schneebeli M. Snow avalanche formation // Rev. Geophys., 2003, vol. 41, p. 1016–1041. http://dx.doi.org/10.1029/2002RG000123.

2. *Shertzer R.H., Adams E.E.* Anisotropic thermal conductivity model for dry snow // Cold Reg. Sci. Technol., 2011, vol. 69, p. 122–128.

3. Srivastava P.K., Chandel C., Mahajan P., Pankaj P. Prediction of anisotropic elastic properties of snow from its microstructure // Cold Regions Science and Technology, 2016, vol. 125, p. 85–100.

4. *Епифанов В.П.* Физическое моделирование режимов движения ледников // Лёд и Снег. 2016. Т.56. № 3. С. 333-344.

5. Епифанов В.П. Применение акустических методов в исследованиях снежного покрова // Научный журнал Криосфера Земли, 2014, т. XVIII, № 3, с. 101-113.

6. Епифанов В.П., Казаков Н.А. Пенетрометр. Патент № 2508448 на изобретение. Опубликовано 27.03.2014. г. Бюл. № 6.

7. Епифанов В.П., Осокин Н.И. Патент на изобретение № 2552859. Способ определения пространственновременной неоднородности снежного покрова в условиях его естественного залегания. Зарегистрировано в Государственном реестре изобретений РФ 14 мая 2015 года. Бюл. 206. 2013 г.

8. Епифанов В.П., Осокин Н.И. Пластическое течение и разрыв снежного покрова на горных склонах острова Шпицберген // Криосфера Земли. 2009. Т. XIII, № 2. С. 82-93.

9. Епифанов В.П., Осокин Н.И. Исследование прочностных свойств снега на горном склоне архипелага Шпицберген // Криосфера Земли. 2010. Т. XIV, № 1. С. 81-91.

10. Епифанов В.П., Казаков Н.А. Акустическая эмиссия как индикатор эволюции снежного покрова на горных склонах //Сб.: Комплексные исследования природы Шпицбергена и прилегающего шельфа: Материалы международной научной конференции (Мурманск, 6-8 ноября 2014 г.) Вып. 12. –М.: ГЕОС, 2014. 387 с. (с. 81-86).

11. Епифанов В.П. Влияние естественных факторов на морфологию снежного покрова // Вестник Кольского научного центра РАН. – 2018.- № 3(10). – С. 171-178.

12. Zimmerman R., Pimental G.C., The infrared spectrum of ice: temperature dependence of the hydrogen bond potential function //Advances in molecular spectroscopy / Ed. MacMilan, N/Y., Pergamon, Oxford, 1962, vol. 2, p. 726-737.

13. *Казаков Н.А., Епифанов В.П.* Акустико-механическая диагностика структуры и текстуры снежного покрова // XI Всерос. съезд по фундаментальным проблемам теоретической и прикладной механике, Казань, 20-24 августа 2015 года. С. 1660-1663.

14. Kazakov N.A., Gensiorovskiy Y., Zhiruev S., Drevilo M. Stratigrafic complexes of a snow cover. //Annals of Glaciology, 2012, vol. 58 (61), p. 39-44.

МЕТОД КВАЗИЛИНЕАРИЗАЦИИ ДЛЯ ЗАДАЧИ О ВСЕСТОРОННЕМ РАСТЯЖЕНИИ ПЛАСТИНЫ С ЦЕНТРАЛЬНЫМ КРУГОВЫМ ОТВЕРСТИЕМ В УСЛОВИЯХ ПОЛЗУЧЕСТИ

<u>Р.М. Жаббаров</u>¹

¹Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева, Самара were-wolff@yandex.ru

Аннотация. Целью настоящей работы является применение метода квазилинеаризации для построения приближенного аналитического решения задачи о всестороннем растяжении пластины в условиях ползучести и вычисления концентрации напряжения. В работе построено четыре квазилинейных приближения для решения краевой задачи о всестороннем растяжении пластины с центральным круговым отверстием в условиях ползучести. Из результатов видно, что при возрастании нелинейности материала, максимум тангенциального напряжения смещается вправо и достигается не на контуре кругового выреза, а во внутренней точке пластины, что в целом нехарактерно для задач о концентрации напряжений.

Введение

Особенно актуальными в последнее время являются методы построения аналитических решений нелинейных задач [1-5]. Это связано с тем, что поведение подавляющего большинства материалов, используемых в промышленности, описываются нелинейными законами. Получить аналитическое решение задачи о нагружении нелинейно упругого элемента не всегда удается в связи с наличием нелинейных дифференциальных уравнений в ее математической постановке. Поэтому важно развивать и использовать методы решения нелинейных задач.

В этом отношении перспективным является метод квазилинеаризации. Метод квазилинеаризации хорошо описан в работе [2] и в настоящее время также является актуальным для решения нелинейных задач [3-5]. Например, в работе [4] предложен обобщенный метод квазилинеаризации для решения нелинейной задачи и проиллюстрирована сходимость последовательности приближений к предельному решению, а в работе [4] авторы применили метод квазилинеаризации к дробным дифференциальным уравнениям с запаздывающими аргументами.

Математическая постановка задачи. Основные уравнения и метод квазилинеаризации

Рассматривается пластина с центральным круговым отверстием в условиях всестороннего растяжения. Геометрию пластины показана на рис. 1. Поведение материала пластины описано степенным законом Бейли-Нортона

$$\varepsilon_{ij} = 3B\sigma_e^{n-1}S_{ij}/2, \tag{1}$$

где \mathcal{E}_{ij} - компоненты тензора скоростей деформаций ползучести, $\sigma_e^2 = \sigma_r^2 - \sigma_r \sigma_\theta + \sigma_\theta^2$ - интенсивность напряжения, $S_{ij} = \sigma_{ij} - \sigma_{kk} \delta_{ij} / 3$ - девиатор тензора напряжений, δ_{ij} - дельта Кронекера, *B* и *n* – константы материала, определяемые экспериментально.



Рис 1. Геометрия пластины с центральным круговым отверстием

Целью исследования является аналитическое определение напряженно-деформированного состояния в пластине с круговым отверстием для степенного закона ползучести. Уравнение равновесия и условие совместности можно описать в следующем виде:

$$\frac{d\sigma_r}{dr} = \frac{1}{r} (\sigma_\theta - \sigma_\theta), \quad \frac{d\varepsilon_\theta}{dr} = \frac{1}{r} \left(\varepsilon_r - \varepsilon_\theta \right)$$

Определяющие уравнения задачи для рассматриваемого нагружения принимают вид:

$$\overset{\bullet}{\varepsilon}_{r} = \frac{f(\sigma_{e})}{\sigma_{e}} \left(\sigma_{r} - \frac{1}{2} \sigma_{\theta} \right) = F_{r}(\sigma_{r}, \sigma_{\theta}), \quad \overset{\bullet}{\varepsilon}_{\theta} = \frac{f(\sigma_{e})}{\sigma_{e}} \left(\sigma_{\theta} - \frac{1}{2} \sigma_{r} \right) = F_{\theta}(\sigma_{r}, \sigma_{\theta}).$$
(3)

Граничные условия для данной задачи выглядят следующим образом:

$$\sigma_r(r=a) = 0, \sigma_r(r=\infty) = \sigma^\infty$$
. (4)
Система ураванений (2),(3) представляет собой систему нелинейных дифференциальных уравнений

относительно четырех неизвестных $\sigma_r, \sigma_{\theta}, \varepsilon_r, \varepsilon_{\theta}$. Найти аналитическое решение такой системы не удается. Однако, можно построить приближенное аналитическое решение с помощью метода квазилинеаризации [1,2]. Данный метод является итерационным, и на каждом шаге вычисляется приближенное решение $(\sigma_r^{(k)}, \sigma_{\theta}^{(k)})$, где k = 0,1,2...- номер итерации. В соответствии с методом, требуется провести линеаризацию определяющих соотношений (3) путем их разложения в ряд Тейлора в окрестности (k-1)-го приближения, и определяющие уравнения заменятся на:

$$\varepsilon_r = a_r + b_{rr}\sigma_r + b_{r\theta}\sigma_\theta, \qquad (5)$$

$$\varepsilon_{\theta} = a_{\theta} + b_{\theta r} \sigma_r + b_{\theta \theta} \sigma_{\theta}.$$
⁽⁶⁾

Коэффициенты $a_r, a_{\theta}, b_{rr}, b_{r\theta}, b_{\theta r}, b_{\theta \theta}$ вычисляются по текущему приближению

$$a_{r} = F_{r} - \sigma_{r} \frac{\partial F_{r}}{\partial \sigma_{r}} - \sigma_{\theta} \frac{\partial F_{r}}{\partial \sigma_{\theta}}, \ a_{\theta} = F_{\theta} - \sigma_{r} \frac{\partial F_{\theta}}{\partial \sigma_{r}} - \sigma_{\theta} \frac{\partial F_{\theta}}{\partial \sigma_{\theta}},$$

$$b_{rr} = \frac{\partial F_{r}}{\partial \sigma_{r}}, \ b_{r\theta} = \frac{\partial F_{r}}{\partial \sigma_{\theta}}, \ b_{\theta r} = \frac{\partial F_{\theta}}{\partial \sigma_{r}}, \ b_{\theta \theta} = \frac{\partial F_{\theta}}{\partial \sigma_{\theta}}.$$
(7)

Уравнения (5),(6) можно переписать в виде

$$\sigma_{r} = \frac{1}{b_{\theta\theta}} \left(\stackrel{\bullet}{\varepsilon}_{\theta} - b_{\theta r} \sigma_{r} - a_{\theta} \right), \quad \stackrel{\bullet}{\varepsilon}_{r} = a_{r} - \frac{b_{r\theta}}{b_{\theta\theta}} a_{\theta} + \frac{b_{r\theta}}{b_{\theta\theta}} \stackrel{\bullet}{\varepsilon}_{\theta} + \left(b_{rr} - \frac{b_{r\theta}b_{\theta r}}{b_{\theta\theta}} \right) \sigma_{r}. \tag{8}$$

Скомбинировав соотношения (8), получаем систему линейных обыкновенных дифференциальных уравнений для получения *k*-го приближения:

$$\frac{d}{dr} \begin{pmatrix} \sigma_r \\ \bullet \\ \varepsilon_\theta \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} -\frac{1}{r} - \frac{b_{\theta r}}{b_{\theta \theta}} \frac{1}{r} & \frac{1}{r} \frac{1}{b_{\theta \theta}} \\ \frac{1}{r} \begin{pmatrix} b_{rr} - \frac{b_{r\theta}}{b_{\theta \theta}} \frac{1}{r} \end{pmatrix} & -\frac{1}{r} + \frac{b_{r\theta}}{b_{\theta \theta}} \frac{1}{r} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \sigma_r \\ \bullet \\ \varepsilon_\theta \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} -\frac{a_{\theta}}{b_{\theta \theta}} \frac{1}{r} \\ \frac{1}{r} \begin{pmatrix} a_r - \frac{b_{r\theta}}{b_{\theta \theta}} \frac{1}{r} \\ \frac{1}{r} \begin{pmatrix} a_r - \frac{b_{r\theta}}{b_{\theta \theta}} \end{pmatrix} \end{pmatrix}$$
(9)

Результаты решения

В качестве примера задача решена для n = 5 степенного закона Бейли-Нортона (1). На рис. 2а и 2б изображены распределения начального приближения компонент тензора напряжений и четырех итераций. На рис. 2в изображено сравнение четвертого приближения компонента тензора напряжения σ_r с решениями, полученными с помощью метода Рунге-Кутта-Фельберга и метода конечных элементов в пакете Simulia ABAQUS. С помощью метода квазилинеаризации проведен ряд вычислений для парамера n = 2..10 (рис. 3). В пакете Simulia ABAQUS построена модель пластины с центральным круговым отверстием и вычислен коэффициент концентрации напряжений. Распределения компонент тензора напряжений проиллюстрированы на рис. 4.



Рис 2. Результаты решения задачи о всестороннем растяжении пластины с центральным круговым отверстием в условиях ползучести; (а), (б) – сходимость компонент тензора напряжения к предельному решению, (в) – сравнение решения на 4-й итерации с численным решением







Рис 4. Распределения компонент тензора напряжения, полученные в пакете Simulia ABAQUS

Заключение

С помощью метода квазилинеаризации построены пять приближений и показано, что приближения сходятся к предельному решению. Таким образом, полученные результаты решения задачи о всестороннем растяжении нелинейной упругой пластины с центральным круговым отверстием показала эффективность метода квазилинеаризации для построения аналитических решений нелинейных задач математической физики.

Литература

- Дж. Бойл, Дж. Спенс. Анализ напряжений в конструкциях при ползучести. М.: Мир, 1986. 360 с. 1.
- Р. Беллман, Р. Калаба. Квазилинеаризация и нелинейные краевые задачи. М.: Мир, 1968. 186 с. 2.
- 3. B. Ahmad // Journal of Mathematical Analysis and Applications. 2001. № 257. C. 356-363.
- 4. B. Ahmad, J.J. Nieto, N. Shahzad // Applied Mathematics and Computation. 2002. Nº 133(2-3). C 423-429.
- 5. Z. Liu, R. Wang // Applied Mathematics and Computation. 2014. № 248. C 301-308.

ТЕРМО-ГИДРО-МЕХАНИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ПРОЦЕССА ФОРМИРОВАНИЯ ЛЕДОПОРОДНОГО ОГРАЖДЕНИЯ

<u>М.С. Желнин</u>¹, А.А. Костина¹, И.А. Пантелеев¹, О.А. Плехов¹, Левин Л.Ю.²

¹Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь ²Горный институт УрО РАН, Пермь

zhelnin.m@icmm.ru

Аннотация. В данной работе на основе разработанной термо-гидро-механической модели проводится исследование процесса формирования ЛПО во влагонасыщенном породном массиве. За основу математической модели принята система дифференциальных уравнений, описывающей нестационарную, неизотермическую фильтрацию с учетом фазового перехода первого рода, и изменения напряженно-деформируемого состояния породного скелета. В результате работы исследованы распределения температуры, напряжений и деформаций в породном массиве при искусственном замораживании. Выполнен анализ влияния на процесс фазового перехода кинетики кристаллизации и криогенных течений.

Работа выполнена при поддержке гранта РНФ № 17-11-01204.

Введение

Современная горнодобывающая промышленность сталкивается с проблемой увеличения глубины залегания полезных ископаемых и ухудшением гидрогеологических условий их вскрытия. Одним из наиболее универсальных и надежных способов проведения вертикальных шахтных стволов в слабых неустойчивых горных породах является искусственное замораживание. Цель искусственного замораживания заключается в формировании временного ледопородного ограждения (ЛПО), которое воспринимает на себя давление окружающих горных пород и препятствует проникновению грунтовых вод в выработку.

ЛПО является важным горнотехническим сооружением, от прочности которого зависит безопасность выполнения проходческих работ. В силу природных и технологических особенностей, основными из которых являются существенное различие между теплофизическими и механическими свойствами литологических разностей, составляющих породный массив, и отклонения замораживающих скважин от вертикали, прочностные свойства ЛПО значительно изменяются по глубине. Эффективным подходом к оценке состояния ЛПО и обоснованию тепловых режимов искусственного замораживания является математическое моделирование.

Процесс теплопереноса в обводненном массиве в ходе искусственного замораживания может быть описан моделью Стефана [1,2]. При этом более точное рассмотрение процесса фазового перехода достигается путем учета фильтрационных процессов, возникающих при замораживании.

В данной работе на основе термо-гидро-механической модели проводится исследование процесса формирования ЛПО во влагонасыщенном породном массиве [3]. За основу математической модели принята система дифференциальных уравнений, описывающей нестационарную, неизотермическую фильтрацию с учетом фазового перехода первого рода, описанного на основе модели Стефана, и изменения напряженнодеформируемого состояния породного скелета, рассматриваемого в рамках теории термопороупругости. Особенностью разработанной модели является возможность описания взаимовлияния между процессами теплопереноса, фильтрационного течения и изменения напряженного-деформируемого состояния породного скелета в ходе искусственного замораживания.

На основе модели были исследованы изменения поля температуры и компонент тензоров напряжений и деформаций в процессе искусственного замораживания водонасыщенного породного массива. Так как модель Стефана не позволяет описать влияние минералогического состава на кинетику кристаллизации, учесть наличие влаги в мерзлой зоне породы и возникновение криогенных течений к фронту фазового перехода, то было выполнено сравнение расчетов, выполненных на основе разработанной модели, с расчетами, проведенными на основе модели, более полно описывающей процесс фазового перехода [4].

Математическая модель

Предполагается, что породный массив представляет собой трехфазный материал, состоящий из сухого скелета, жидкости и льда. В процессе замораживания жидкость, заполняющая поровое пространство полностью превращается в лед. Математическая модель включает в себя закон сохранения энергии, основанное на формулировке модели Стефана с эффективным коэффициентом теплоемкости, уравнение баланса массы, уравнение равновесия. Фильтрационное течение влаги описывается на основе закона Дарси. Скелет породного массива предполагается упруго-пористой насыщенной средой, претерпевающей малые деформации. Взаимовлияние между фильтрационным течением и напряженно-деформированном состоянием рассчитывается на основе соотношений Био. При этом учитываются деформации, вызванные изменением температуры.

Математическая формулировка разработанной модели записывается следующим образом:

$$\rho c_p \frac{\partial I}{\partial t} + \rho_f c_{p,f} \mathbf{v} \cdot \nabla T - \nabla (\lambda \nabla T) = 0, \qquad (1)$$

$$\rho_f S \frac{\partial p_f}{\partial t} + \nabla \cdot \left(\rho_f \mathbf{v}\right) = -\rho_f \alpha_B \frac{\partial \varepsilon_{vol}}{\partial t}, \qquad (2)$$

$$\mathbf{v} = -\frac{k}{\mu} (\nabla p_f + \rho_f \mathbf{g}), \tag{3}$$

$$\nabla \cdot \left(\boldsymbol{\sigma} - \boldsymbol{\alpha}_{B} \left(\boldsymbol{p}_{f} - \boldsymbol{p}_{0} \right) \mathbf{I} \right) = \rho \mathbf{g} , \qquad (4)$$

$$\boldsymbol{\sigma} = \mathbf{C} : \left(\boldsymbol{\varepsilon} - \boldsymbol{\varepsilon}_T - \boldsymbol{\varepsilon}_*\right), \tag{5}$$

$$\boldsymbol{\varepsilon} = \frac{1}{2} \left[\nabla \mathbf{u} + \left(\nabla \mathbf{u} \right)^T \right], \tag{6}$$

$$\mathbf{\epsilon}_{T} = \boldsymbol{\alpha}_{s} (T - T_{0}) \mathbf{I} \,, \tag{7}$$

где ρ – эффективная плотность, c_p – эффективная удельная теплоемкость, λ – эффективный коэффициент теплопроводности, T – температура, t – время, ρ_f – плотность жидкости, $c_{p,f}$ – теплоемкость жидкости, S– коэффициент водоотдачи, p_f – поровое давление, p_0 – начальное давление, α_B – коэффициент Био, ε_{vol} – шаровая часть тензора полных деформаций, **v** – скорость течения, **g** – ускорение свободного падения, k – коэффициент проницаемости, μ – коэффициент динамической вязкости, **σ** – тензор напряжений Коши, **I** – единичный тензор, **C** – тензор упругих постоянных, ε – тензор полных деформаций, ε_T – тензор деформаций, вызванных тепловым расширением, α_s – коэффициент температурного расширения, T_0 – начальная температура, **u** – вектор перемещений. Изменение теплофизических и механических свойств в зависимости от температуры и порового давления описывается на основе соотношений, представленных в [3]. Решение системы уравнений (1)-(7) выполняется численно в связной постановке с использованием метода конечных элементов в пакете Comsol Multiphysics®.

Результаты вычислительных экспериментов

Исходные значения параметров задачи оценивались на основе данных для шахтных стволов Петриковского участка Старобинского месторождения калийных солей. Моделировалось искусственное замораживание породного массива, состоящего из 14 литологических разностей.

Расчетная область имела цилиндрическую геометрию, заключающую в себе замораживающие скважины, построенные с учетом данных инклинометрии. Высота цилиндра составляла 275 м, диаметр – 26.5 м. Общее количество замораживающих скважин 41. При построении конечно-элементной сетки область разбивалась на призматические элементы. Размер элементов варьировался от 9-11 см вблизи скважин до 6-7 м вблизи внешних границ расчетной области. Общее количество элементов составляло около 1 миллиона.

На рис. 1 представлены графики распределения температуры, механического давления и объемных деформаций в породном массиве на 150 день искусственного замораживания. Видно, что распределения значительно неоднородны как в горизонтальных сечениях, так и по глубине. Наиболее быстрое формирование ЛПО наблюдается в слое песчаника кварцевого залегающего на глубине 150-154 м, наиболее медленное – в слое мела на глубине 85-136 м. Данные слои характеризуются максимальным и минимальным коэффициентами температуропроводности. Из рис. 1 (б), (в) видно, что в процессе замораживания породный массив сжимается под воздействием гравитации, вследствие падения порового давления и температурных деформаций, вызванных замораживанием скелета. При этом в различных слоях распределения механического давления и объемной деформации отличается качественно и количественно. Особо выделяются песчаные слои, залегающие на глубинах 175-256 м. Вследствие высокой проницаемости и большого значения порового давления. В свою очередь глинистые слои, залегающие на глубинах 14-23 м и 256-265 м, характеризуются низкой проницаемостью и высокой податливостью, поэтому они проседают под воздействием гравитационной нагрузки. В остальных слоях наблюдается область сжатия в мерзлой зоне, что свидетельствует о воздействии окружающих талых пород и грунтовых вод на замороженный грунт.

Дальнейшее исследование было посвящено тому, насколько результаты проведенного моделирования могут зависеть от учета остаточной влажности, кинетики кристаллизации воды и криогенных течений. Исследование выполнялось путем сравнения результатов расчетов, проведенных для разработанной модели (1)-(7) с результатами, полученными для модели [4]. В данной модели возникновения течения к фронту фазового



Рис. 1. Результаты моделирования процесса формирования ЛПО на 150 день замораживания; (а) – распределение температуры, (б) – распределение механического давления, (в) – распределение объемной деформации

перехода и перераспределение влаги в области породы с отрицательной температурой вызвано диффузией и объемным источником, зависящим от изменения равновесной концентрации незамёрзшей влаги при падении температуры.

На рис. 2 представлены распределения льдистости, полученные в результате расчетов. Расчеты проводились для цилиндрической области вблизи одной замораживающей скважины. Видно, что обе модели предсказывают примерно одинаковый радиус области замороженной породы. Во второй модели наблюдается неравномерное распределение льдистости в мерзлой породе с ярко выраженным максимум вблизи границы фазового перехода. Данная особенность имеет большое значение при оценке напряженно-деформируемого состояния ЛПО, так как механические и прочные свойства мерзлых пород в значительной степени зависят от содержания в них льда и незамерзшей влаги.



Рис. 2. Распределение льдистости вблизи замораживающей скважины а, в – по объему, б, г – вдоль радиального направления, полученное для модели (1)-(7) (а, б) и модели, представленной в [4] (в,г).

Заключение

В результате работы была построена связная термо-гидро-механическая модель процесса искусственного замораживания водонасыщенного породного массива. Результаты проведенных вычислительных экспериментов для участка Петриковского месторождения свидетельствуют о сильной неоднородности распределений температуры, механического давления и объемной деформации, что необходимо учитывать при оценке времени достижения ЛПО проектной толщины и интерпретации показаний температуры, полученных из термометрических скважин. Сравнение распределения льдистости, полученное для разработанной модели, и модели, более полно описывающей процесс фазового перехода, позволяет заключить, что для расчета структуры ЛПО и оценки его прочностных свойств, необходимо учитывать кинетику фазового перехода, наличие остаточной влажности и возникновение криогенных течений.

Литература

- 1. Tan X., Chen W., Tian H., Cao J. Water flow and heat transport including ice/water phase change in porous media: numerical simulation and application // Cold regions science and technology. 2011. Vol. 68, No. 1-2. p. 74–84.
- 2. Вабищевич П. Н., Васильева М. В., Павлова Н. В. Численное моделирование термостабилизации фильтрующих грунтов. Математическое моделирование. – 2014. – Т. 26, № 9. – р. 111–125.
- 3. Panteleev I. A., Kostina A. A., Plekhov O. A., Levin L. Yu. Numerical simulation of artificial ground freezing in a fluid-saturated rock mass with account for filtration and mechanical processes // Sciences in Cold and Arid Regions. 2017. –Vol. 9, No 4. p. 363-377.
- 4. Bronfenbrener L. Non-equilibrium crystallization in freezing porous media: Numerical solution. // Cold region science and technology. 2013. Vol. 85. p. 137-149.

О КРИТЕРИИ УСТАЛОСТНОГО МАСШТАБНО-СТРУКТУРНОГО РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛОВ ПРИ СЛОЖНОМ НАПРЯЖЕННОМ СОСТОЯНИИ

Э.Б. Завойчинская

Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова, Москва elen@altomira.ru

Аннотация. Представляется иерархическая модель хрупкого разрушения при пропорциональном нагружении. Формулируется система гипотез о стадийном развитии дефектов на микро-, мезо- и макромасштабных уровнях. Строятся определяющие соотношения для вероятности разрушения и система уравнений многоуровневой повреждаемости. В качестве переменной выбирается амплитуда максимального главного напряжения, материальные функции определяются по данным усталостных испытаний с учетом результатов физических исследований по развитию хрупких трещин и в соответствии с экспериментально обоснованными критериями усталостной прочности металлов. Строятся кривые усталости для различных предельных состояний металлов.

На основе анализа результатов обширных экспериментально-теоретических исследований усталостного разрушения металлов и сплавов на микро-, мезо- и макромасштабных уровнях по физике твердого тела, материаловедению и механики деформируемого твердого тела (работы Л.Р. Ботвиной, В.С. Ивановой, В.Ф. Терентьева, Н.А. Махутова, А.А. Лебедева, В.И. Бетехтина, С.А. Головина, И.И. Новикова, А.М. Глезера, Ю.Г. Матвиенко, А.Н. Романова, В.В. Панасюка, В.Е. Панина, В.Т. Трощенко, С.Я. Яремы, Б.Л. Авербаха, Д. Броека, М.В. Брауна, Т. Екобори, Х. Зеннера, С. Ивасимидзу, К. Миллера, Х.Й. Мураками, Х.Китагавы, Дж. Нотта, Й. Окамото, М. Онами, Р.П. Скелтона, С. Сонсино, Д. Соси, А. Спаньолли и др. [1–5]) строится система гипотез о стадийном развитии хрупкого разрушения в областях многоцикловой усталости [6–11].

Процесс разрушения металлов при пропорциональных (простых) нагружениях следующего вида:

$$\sigma_{kk}(\tau) = \alpha_k \sigma_a f(\tau), \qquad f(\tau) = \sin(\omega\tau + \theta), \qquad k = 1, 2, 3, \quad \tau \in [0, t]$$

$$|\sigma_{11}| \ge |\sigma_{22}| \ge |\sigma_{33}|, \quad \alpha_k = \frac{\sigma_{kk}}{|\sigma_{11}|}, \quad \alpha_0 = \frac{\sigma_0}{\sigma_{11}}, \quad \sigma_0 = \frac{1}{3} \sum_{k=1}^3 \sigma_{kk}, \qquad (1)$$

где σ_a – амплитуда максимального главного напряжения, ω и θ – частота и фаза изменения напряжений, α_k – отношения главных напряжений, рассматривается на шести масштабно-структурных уровнях, отвечающих разным стадиям эволюции металла по различным физическим механизмам. Определяется типичное состояние – дефект i – го масштабно-структурного уровня, i = 1, ...6, задаваемый средним размером $l_i = l_i(\tau)$ и плотностью $q_i = q_i(\tau)$ в некотором представительном объеме V_c (в котором возможно зарождение единичной макротрещины конечной длины L).

Полагается, что образование дефектов каждого уровня происходит вследствие последовательного зарождения, развития и слияния дефектов всех предыдущих уровней. Рассматривается непрерывная возрастающая усредняющая функция $l_i^* = l_i^*(\tau) : l_i^*(\tau) = l_i(\tau)(q_i(\tau)V_c)^{\gamma}$, $\tau \in [0,t]$, γ – константа материала, i = 1,...6. Предельное состояние дефекта определяется достижением предельного значения $l_{f,i}^*$.

Вследствие случайного распределения дефектов по объему V_c процесс усталостного разрушения является стохастическим, а значения l_i^* для каждого момента времени τ – случайными величинами. Для его описания вводится функция вероятности разрушения по дефектам i-го уровня $Q_i = Q_i(\tau), i = 1,...6$, под которой понимается вероятность, с которой усредняющая функция $l_i^* = l_i^*(\tau)$ достигает предельного значения $l_{f,i}^*$ в момент времени τ (дефекты i-го уровня – предельного состояния), $\tau \in [0,t]$.

Для нагружения (1) вероятность хрупкого разрушения рассматривается в виде функции от параметров процесса и в предположении равномерного распределения дефектов в объеме V_c предлагается следующая система определяющих соотношений для $Q_i = Q_i(\sigma_a, n)$ (*n* – число циклов нагружения) и уравнений,

определяющих кривые усталости по *i*-му уровню накопленных дефектов [9]:

на микроуровне (i = 1, 2, 3) при условиях $\sigma_a \ge \sigma_{i-1}$, $\lg n \ge \lg n_i (\sigma_a)$, $\sigma_0 = 0$, $n_1 = 1$, имеем:

$$Q_{i} = F_{i} \left(\frac{\sigma_{a} - \sigma_{i-1}}{\sigma_{i} - \sigma_{i-1}} \right) R_{i} \left(\frac{\lg n - \lg n_{i}(\sigma_{a})}{\lg N_{i} - \lg n_{i}(\sigma_{i})} \right), \qquad Q_{i}(n_{i+1}) = 1;$$

$$(2)$$

на мезоуровне (*i* = 4,5,6) при $\sigma_3 \le \sigma_a$, $\lg n \ge \lg n_4(\sigma_a)$

$$Q_4 = F_4 \left(\frac{\sigma_a - \sigma_3}{\sigma_4 - \sigma_3} \right) R_4 \left(\frac{\lg n - \lg n_4(\sigma_a)}{\lg N_4 - \lg n_4(\sigma_4)} \right), \qquad Q_4(n_5) = 1,$$
(3)

при $\sigma_4 \leq \sigma_a$, $\lg n \geq \lg n_5(\sigma_a)$

$$Q_5 = F_5 \left(\frac{\sigma_a - \sigma_4}{\sigma_5 - \sigma_4}\right) R_5 \left(\frac{\lg n - \lg n_4(\sigma_a)}{\lg N_5 - \lg n_4(\sigma_5)}\right), \quad Q_4 = G_4 \left(\frac{\sigma_5 - \sigma_a}{\sigma_5 - \sigma_4}\right) R_4 \left(\frac{\lg n - \lg n_4(\sigma_a)}{\lg N_4 - \lg n_4(\sigma_4)}\right), \quad Q_6 = 0, \quad Q_5(n_6) = 1, \tag{4}$$

при $\sigma_5 \leq \sigma_a$, $\lg n \geq \lg n_6(\sigma_a)$

$$Q_{6} = F_{6} \left(\frac{\sigma_{a} - \sigma_{5}}{\sigma_{6} - \sigma_{5}} \right) R_{6} \left(\frac{\lg n - \lg n_{4}(\sigma_{a})}{\lg N_{6} - \lg n_{4}(\sigma_{6})} \right), \quad Q_{5} = G_{5} \left(\frac{\sigma_{6} - \sigma_{a}}{\sigma_{6} - \sigma_{5}} \right) R_{5} \left(\frac{\lg n - \lg n_{4}(\sigma_{a})}{\lg N_{5} - \lg n_{4}(\sigma_{5})} \right), \quad Q_{4} = 0, \quad Q_{6}(n_{7}) = 1$$
(5)

Система материальных функций σ_i , i = 1, ..., 6, входящих в определяющие соотношения (2) – (5), рассматривается в виде:

$$\sigma_i = \sigma_i(N_i, \omega)\tilde{\sigma}_i(\alpha_2, \alpha_3, \tilde{\eta}_i, \hat{\eta}_i), \tag{6}$$

 $\text{где} \quad \sigma_i(N_i, \omega) \equiv \sigma_i(\alpha_2 = 0, N_i, \omega) \,, \quad \tilde{\eta}_i = \frac{\sigma_i(N_i, \omega)}{\sigma_i(\alpha_2 = -1, N_i, \omega)}, \quad \hat{\eta}_i = \frac{\sigma_i(N_i, \omega)}{\sigma_i(\alpha_2 = 1, N_i, \omega)}, \quad i = 1, \dots, 6$

Предлагается метод идентификации базовых констант $\sigma_i = \sigma_i(\alpha_2, N_i, \omega)$ в выражениях (6) для трех базовых видов симметричного нагружения: одноосного ($\alpha_1 = 1$, $\alpha_2 = \alpha_3 = 0$) и двухосного ($\alpha_1 = \alpha_2 = 1$, $\alpha_3 = 0$) нагружений и сдвига ($\alpha_1 = 1, \alpha_2 = -1, \alpha_3 = 0$), при которых дефект i-го уровня достигает предельного состояния и функция $l_i^* = l_i^*(n)$ – предельного значения $l_{f,i}^*$ при числе циклов N_i [8]. Для дефектов первых трех уровней принимаются такие выражения:

$$\tilde{\eta}_i = \frac{1}{3}(\tilde{\eta}_4(i-1)+4-i), \ \hat{\eta}_i = \frac{1}{3}(\hat{\eta}_4(i-1)+4-i), \ i = 1, 2, 3.$$

Функции $\tilde{\sigma}_i = \tilde{\sigma}_i(\alpha_2, \alpha_3, \tilde{\eta}_i, \hat{\eta}_i)$ в выражении (6) выбираются таким образом :

для хрупких материалов при
$$-1 \le \alpha_2 \le 0$$
: $\tilde{\sigma}_i = \left[6 - \tilde{\eta}_i - \alpha_2 \left(2\tilde{\eta}_i - 6\right) + \alpha_0 \left(3\tilde{\eta}_i - 15\right)\right]^{-1}$, при $0 \le \alpha_2 \le 1$, $\alpha_3 \ge 0$:
 $\tilde{\sigma}_i = \left[1 + \alpha_2 (\hat{\eta}_i - 1) + \alpha_3 \left(\hat{\eta}_i - 1\right)\right]^{-1}$, при $0 \le \alpha_2 \le 1$, $\alpha_3 < 0$: $\tilde{\sigma}_i = \left[6 - \tilde{\eta}_i - \alpha_3 (2\tilde{\eta}_i - 6) + \alpha_0 \left(3\tilde{\eta}_i - 15\right)\right]^{-1}$;
для пластичных материалов при $-1 \le \alpha_2 \le 0$: $\tilde{\sigma}_i = \left[3\alpha_0 (1 + \alpha_2) + \frac{1}{2}\tilde{\eta}_i^2 (1 - \alpha_2 - 3\alpha_0)\right]^{-1/2}$, при $0 \le \alpha_2 \le 1$, $\alpha_3 \ge 0$:
 $\tilde{\sigma}_i = \left[2 - (1 - \alpha_3) + \frac{1}{2} \alpha_2^2 (1 - \alpha_3) + (1 - \alpha_3) + \frac{1}{2} \alpha_3^2 (1 - \alpha_3) +$

 $\tilde{\sigma}_{i} = \left\lfloor 3\alpha_{0}(1+\alpha_{2}) + \frac{1}{2}\hat{\eta}_{i}^{2}(1-\alpha_{2}-3\alpha_{0})(1-\alpha_{2}-3\alpha_{0}) \right\rfloor , \text{ при } 0 \le \alpha_{2} \le 1, \ \alpha_{3} < 0: \\ \tilde{\sigma}_{i} = \left\lfloor 3\alpha_{0}(1+\alpha_{3}) + \frac{1}{2}\tilde{\eta}_{i}^{2}(1-\alpha_{3}-3\alpha_{0}) \right\rfloor .$ В рекуррентной системе соотношений (2) – (5) последующее уравнение связано с предыдущим через числа циклов $n_{i+1} = n_{i+1}(\sigma_{a})$, при которых функция $l_{i}^{*} = l_{i}^{*}(n)$ достигает предельного значения $l_{f,i}^{*}$, дефект

i – го уровня – предельного состояния, и начинается образование дефектов (i+1) – го уровня.

Предлагаемая модель позволяет подбирать вид функций $F_i = F_i(\sigma_a)$ и $R_i = R_i(n)$, i = 1,...6, в выражениях (2) – (5) для конкретных материалов. Рассматриваются функции следующего вида:

$$\begin{split} F_{i} &= \left(\frac{\sigma_{a} - \sigma_{i-1}}{\sigma_{i} - \sigma_{i-1}}\right)^{\beta_{i}}, R_{i} = \left(\frac{\lg n - \lg n_{i}(\sigma_{a})}{\lg N_{i} - \lg n_{i}(\sigma_{i})}\right)^{\phi_{i}}; \qquad F_{i} = \left(\frac{\sigma_{a} - \sigma_{i-1}}{\sigma_{i} - \sigma_{i-1}}\right)^{\chi_{i}}, R_{i} = \left(\frac{\lg n - \lg n_{4}(\sigma_{a})}{\lg N_{i} - \lg n_{4}(\sigma_{i})}\right)^{\phi_{i}}; \qquad G_{i} = \left(\frac{\sigma_{i+1} - \sigma_{a}}{\sigma_{i+1} - \sigma_{i}}\right)^{\chi_{i}}\\ i = 1, \dots 4 \qquad \qquad i = 5, 6 \qquad \qquad i = 4, 5 \end{split}$$

где $\beta_i = \beta_i(\alpha_2, \alpha_3, \omega), \phi_i = \phi_i(\alpha_2, \alpha_3, \omega), \chi_i = \chi_i(\alpha_2, \alpha_3, \omega)$ – материальные функции, для нахождения которых необходимо задавать дополнительные базовые характеристики модели.

Разрушения по дефектам мезоуровня рассматриваются как независимые события. Вводится функция вероятности разрушения по дефектам мезоуровня $Q = Q(\tau)$ в виде $Q(\tau) = \sum_{i=4}^{6} \frac{Q_i(\tau)}{1-Q_i(\tau)} \prod_{j=4}^{6} (1-Q_j(\tau))$, где $Q_i = Q_i(\tau)$ – вероятности разрушения по дефектам i – го мезоуровня, i = 4,5,6. Кривая усталости металла по дефектам мезоуровня (по образованию единичной макротрещины) определяется уравнением: $Q(t_f) = 1$, из которого находится долговечность металла по дефектам мезоуровня: $t_f = t_f(\sigma_f)$ (σ_f – амплитуда максимального главного напряжения при разрушении по дефектам мезоуровня). В качестве примера на рис. 1 представлены результаты расчетов для хрупкой стали 12XH2A, которые в



Рис. 1. Области I-VI и границы 1-1 – 6-6 развития дефектов, кривые усталости по дефектам мезоуровня *ft* и полному разрушению *FT*, кривые усталости по известным критериям прочности и опытные данные для хрупкой стали 12ХН2А [6], $\alpha_3 = 0$: (a) – $\alpha_2 = 0$, (б) – $\alpha_2 = -1$, (в) – $\alpha_2 = 1$ (г) – $\alpha_2 = -0.6$, (д) – $\alpha_2 = 0.6$.

Для обоснования достоверности предлагаемого подхода в работах автора [6–10] представлены результаты анализа экспериментальных данных по развитию дефектов на разных масштабно-структурных уровнях в представительном ряде конструкционных сталей: углеродистых, аустенитно-мартенситных, легированных и др.; чугунов; металлов: молибдена, никеля, свинца, титана и др.; никелевых, магниевых, алюминиевых, титановых сплавов при различных процессах пропорционального нагружения.

Литература

- 1. П.С. Волегов, Д.С. Грибов, П.В. Трусов// Физ. Мезомехан. 2015. Т. 18. № 14. С. 68-86.
- 2. В.Ф. Терентьев, С.А. Кораблева. Усталость металлов. М.: Наука. 2015. 480 с.
- 3. Л.Р. Ботвина. Разрушение. Кинетика, механизмы, общие закономерности. М.: Наука. 2008. 334 с.
- 4. В.С. Иванова, В.Ф. Терентьев. Природа усталости металлов. М.: Металлургия. 1975. 456 с.
- 5. Н.А. Махутов. Сопротивление элементов конструкций хрупкому разрушению. М.: Машиностроение. 1973. 201 с.
- 6. Э.Б. Завойчинская // Вестн. Моск. Ун-та. Сер.1: Математика. Механика. 2019. № 1. С. 29-34.
- 7. Э.Б. Завойчинская // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2018. № 1. С. 76-85.
- 8. Э.Б. Завойчинская // в сборнике Научные труды 4-ой Международной научно-технической конференции, посвященной
- 80-летию ИМАШ РАН, «Живучесть и конструкционное материаловедение» (ЖивКоМ–2018). 2018. С. 115-117.
 Э.Б. Завойчинская. Усталостное масштабно-структурное разрушение и долговечность конструкций при
- пропорциональных процессах нагружения. М.: Типография ООО «Генезис». 2018. 46 с. 10. Э.Б. Завойчинская // в сборнике Научные чтения им. члена-корреспондента АН СССР И
- 10. Э.Б. Завойчинская // в сборнике Научные чтения им. члена-корреспондента АН СССР И.А. Одинга "Механические свойства современных конструкционных материалов". 2018. Т. 1. С. 60-61.
- 11. Э.Б. Завойчинская // Механика твердого тела. 2012. № 3. С.54-77.

ВЗАИМНОЕ ВЛИЯНИЕ ТРЁХМЕРНЫХ ТРЕЩИН В УПРУГОМ ТЕЛЕ

А.В. Звягин¹, А.А. Лужин¹, А.А. Шамина¹

¹Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова, Москва zvyagin_aleksandr2012@yandex.ru

Аннотация. В работе рассматривается проблема взаимного влияния трёхмерных трещин в упругом теле, которое находится под внешней нагрузкой. Авторами разработан численный пакет решения задач механики трёхмерных трещин, основанный на методе граничных элементов (метод разрывных смещений). Приводится сравнение полученных численных результатов с имеющимися аналитическими решениями и работами других авторов. Анализ показал хорошее качественное и количественное совпадение основных характеристик. Рассмотрены круглые и эллиптические (в плане) трещины разной пространственной ориентации, их взаимное влияние и взаимодействие с жёсткими и свободными границами. Анализировалось раскрытие трещин, поля напряжений и коэффициенты интенсивности (КИН) в окрестности кромки трещин. Результаты исследований показали, что использование разработанной методики, даёт надёжный инструмент для расчёта прочности тела, ослабленного системой трещин.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 19-07-01111.

Введение

Одной из актуальных задач современной механики разрушения является задача аналитических исследований концентрации напряжений в окрестности трещин в трёхмерном пространстве. В настоящее время существуют хорошо развитые эффективные методы решения двумерных задач о трещинах. Одним из таких методов является метод разрывных смещений [1]. Преимуществом данного метода является возможность точного выполнения уравнений теории упругости. При этом граничные условия выполняются на дискретном множестве точек границы, которое можно сделать сколь угодно плотным. Для трёхмерных задач механики твёрдого деформируемого тела чаще всего используются методы конечных элементов. Но их использование в механике трешин в трёхмерном пространстве сталкивается с большими трудностями, поскольку построение полей напряжений и перемещений в окрестности трещин требует построения достаточно мелкой, адаптированной к геометрии трещин, сетки из конечных элементов. При наличии системы трещин сложной геометрии задача становится фактически невыполнимой. В данной работе предлагается численный метод граничных элементов, реализующий метод разрывных смещений в трёхмерном пространстве. Преимуществом данного метода является то, что на конечные элементы разбивается только поверхность трещин, моделирующая разрыв упругой среды. Это понижает размерность задачи на стадии её решения. С точки зрения математической теории, данный подход является одной из реализаций метода разложения решения по не ортогональным функциям [2]. После численного определения коэффициентов разложения мы имеем фактически аналитическое представление решения в виде конечного ряда внутри области. С точки зрения памяти, нам надо хранить только найденные коэффициенты разложения, позволяющие найти любые требуемые характеристики в любой точке области решения. Это существенно с точки зрения простоты практического использования полученного решения.

Ключевые слова. Трёхмерное пространство, упругая среда, трещина, коэффициент интенсивности напряжений, метод граничных элементов, метод разрывных смещений

1. Основные этапы метода разрывных смещений.

Трещину будем моделировать заданной областью двухсторонней поверхности в трёхмерном пространстве, на которой терпит разрыв поле перемещений. Основой метода разложения решения по не ортогональным функциям является построение системы линейно независимых решений основной системы уравнений задачи. Экстраполируем трещину набором плоских элементов в локальном базисе x_i , (i = 1, 2, 3) с нормалью x_3 . Рассмотрим поле перемещений $u_i(x_1, x_2, x_3)$, (i = 1, 2, 3) в представлении Треффца [3]

$$u_i = \varphi_i + x_k \frac{\partial \psi}{\partial x_i}, \nabla^2 \varphi_i = 0, \nabla^2 \psi = 0.$$
⁽¹⁾

Используя представление (1) можно построить три поля перемещений, удовлетворяющие уравнениям равновесия теории упругости

$$u_i^{(k)} = \varphi^{(k)} \delta_{ki} + x_k \psi^{(k)} / \partial x_i$$
, $k = 1, 2, 3$ (суммирования по индексу k нет). (2)

Функции $\varphi^{(k)}, \psi^{(k)}$ в (2) связаны соотношениями $\psi^{(k)} = -\Lambda \varphi^{(k)}, \quad \Lambda = -1/(3-4\nu)$. Гармонические функции $\varphi^{(k)}$ определяются в виде потенциалов двойного слоя

$$\varphi^{(k)}(\mathbf{x}) = \iint_{S} \mu_{k}(\xi) \frac{\partial}{\partial n_{\xi}} \frac{1}{|\mathbf{x} - \boldsymbol{\xi}|} dS_{\xi}, \, \boldsymbol{\xi} \in S, \quad S : x_{3} = 0, \, |x_{1}| \leq h_{1}, \, |x_{2}| \leq h_{2}.$$

$$\tag{3}$$

Каждое из полей перемещений (2) определяется, согласно (3), плотностью $\mu_k(\xi)$ потенциала двойного слоя и

порождает своё поле напряжений. Например, для значения k = 3 получим :

$$\frac{\sigma_{11}^{(3)}}{2\mu} = \Lambda_1 (1 - \Lambda) \partial \varphi^{(3)} / \partial x_3 - \Lambda x_3 \partial^2 \varphi^{(3)} / \partial x_1^2; \quad \frac{\sigma_{22}^{(3)}}{2\mu} = \Lambda_1 (1 - \Lambda) \partial \varphi^{(3)} / \partial x_3 - \Lambda x_3 \partial^2 \varphi^{(3)} / \partial x_2^2;$$

$$\frac{\sigma_{33}^{(3)}}{2\mu} = (1 + \Lambda_1) (1 - \Lambda) \partial \varphi^{(3)} / \partial x_3 - \Lambda x_3 \partial^2 \varphi^{(3)} / \partial x_3^2; \quad \frac{\sigma_{12}^{(3)}}{2\mu} = -\Lambda x_3 \partial^2 \varphi^{(3)} / \partial x_1 \partial x_2;$$

$$\frac{\sigma_{13}^{(3)}}{2\mu} = \frac{(1 - \Lambda)}{2} \partial \varphi^{(3)} / \partial x_1 - \Lambda x_3 \partial^2 \varphi^{(3)} / \partial x_1 \partial x_3; \quad \frac{\sigma_{23}^{(3)}}{2\mu} = \frac{(1 - \Lambda)}{2} \partial \varphi^{(3)} / \partial x_2 - \Lambda x_3 \partial^2 \varphi^{(3)} / \partial x_2 \partial x_3.$$
(4)

Знание компонент напряжений позволяет вычислить вклад любого граничного элемента для произвольной точки пространства. Этот вклад определяется выражением типа (4) и зависит от значения соответствующей плотности двойного слоя. При плотном разбиении области трещин значение плотности можно в первом приближении считать постоянной величиной $D_n^{(k)} = \mu_k(\xi_n)$, ξ_n – середина элемента с номером n.

Рассмотрим типичную задачу механики трещин. В пространстве глобальной системы координат (X,Y,Z) с базисом $(\mathfrak{I}_1,\mathfrak{I}_2,\mathfrak{I}_3)$ расположены несколько трещин, которые моделируются поверхностями разрыва перемещений (Рис.1). Будем, для определённости, ставить задачу в напряжениях. Это означает, что на берегу трещины задан вектор напряжений, как функция точек поверхности. Пусть (X_m,Y_m,Z_m) – координаты центра граничного элемента с номером m, (e_1^m,e_2^m,e_3^m) – локальный базис данного элемента. Введём в рассмотрение ортогональную матрицу a_{ij}^m позволяющую выразить локальные векторы в глобальном базисе, а также компоненты вектора напряжений для каждого граничного элемента с номером n на площадке с нормалью e_3^n в его локальном базисе e_i^n

$$e_i^m = a_{ij}^m \mathfrak{I}_j, \quad \sigma_{31} = b_1^n, \sigma_{32} = b_2^n, \sigma_{33} = b_3^n.$$
(5)

Отметим, что для краевой задачи в напряжениях, компоненты b_1^n, b_2^n, b_3^n являются заданными. Суммируя вклады всех элементов в вектор напряжений для геометрического центра элемента с номером m, и приравнивая к соответствующему значению (5), получим систему линейных уравнений []:

$$\sum_{m=1}^{N} A_{mn}^{(1)} D_{m}^{(1)} + \sum_{m=1}^{N} B_{mn}^{(1)} D_{m}^{(2)} + \sum_{m=1}^{N} C_{mn}^{(1)} D_{m}^{(3)} = b_{1}^{n},$$

$$\sum_{m=1}^{N} A_{mm}^{(2)} D_{m}^{(1)} + \sum_{m=1}^{N} B_{mm}^{(2)} D_{m}^{(2)} + \sum_{m=1}^{N} C_{mn}^{(2)} D_{m}^{(3)} = b_{2}^{n},$$

$$n = (1, 2, \dots N), \quad \text{где} \quad B_{mn}^{(k)} = \sigma_{pq}^{m(1)} \left(a_{ps}^{m} a_{3s}^{n} \right) \left(a_{qr}^{m} a_{kr}^{n} \right),$$

$$k = 1, 2, 3. \quad (6)$$

$$C_{mn}^{(k)} = \sigma_{pq}^{m(3)} \left(a_{ps}^{m} a_{3s}^{n} \right) \left(a_{qr}^{m} a_{kr}^{n} \right),$$

$$k = 1, 2, 3. \quad (6)$$

Если ввести общие векторы и глобальную матрицу из коэффициентов (6) в следующей форме

$$\mathbf{D} = \left(D_{1}^{(1)}, D_{2}^{(1)}, \cdots D_{N}^{(1)}, D_{1}^{(2)}, D_{2}^{(2)}, \cdots D_{N}^{(2)}, D_{1}^{(3)}, D_{2}^{(3)}, \cdots D_{N}^{(3)}\right), \\ \mathbf{b} = \left(b_{1}^{1}, b_{1}^{2}, \cdots b_{1}^{N}, b_{2}^{1}, b_{2}^{2}, \cdots b_{2}^{N}, b_{3}^{1}, b_{3}^{2}, \cdots b_{3}^{N}\right), \\ \mathbf{\hat{M}} = \begin{bmatrix} A_{mn}^{(1)} & B_{mn}^{(1)} & C_{mn}^{(1)} \\ A_{mn}^{(3)} & B_{mn}^{(2)} & C_{mn}^{(2)} \\ A_{mn}^{(3)} & B_{mn}^{(3)} & C_{mn}^{(3)} \end{bmatrix},$$

получим линейную систему 3N уравнений $\hat{\mathbf{M}} \mathbf{D}^{t} = \mathbf{b}^{t}$, где $\mathbf{D}^{t}, \mathbf{b}^{t}$ – транспонированные векторы. Если эта задача решена, то определение перемещений и напряжений в любой точке (X, Y, Z) глобальной системы координат сводится к следующей последовательности действий. В цикле по переменной m=1...N определяем перемещения $u_{i}(X, Y, Z)$ и напряжения $\sigma_{ij}(X, Y, Z)$ по шагам: 1).Находим координаты данной точки в локальной системе координат с базисом $e_{1}^{m}, e_{2}^{m}, e_{3}^{m}$; 2).Вычислим величину перемещений и напряжений; 3).После перехода в глобальную систему координат, получим вклад элемента с номером m в перемещения и напряжения в глобальной системе координат; 4).Суммируем в цикле полученные вклады.

2.Результаты расчетов и тестирования. Изложенный метод был реализован в виде программы. Ниже приводятся численные результаты. В первую очередь, программа была оттестирована путём сравнения с известными аналитическими решениями. В качестве задач тестирования были выбраны следующие аналитические результаты:

1.Осесимметричная трещина в виде диска, которая находится под действием внутреннего давления. В цилиндрической системе координат r, φ, z (трещине соответствует область $z = 0, 0 \le r \le R$) данной задаче соответствуют граничные условия: $z=0, 0 \le r \le a, \sigma_{zz} = -p, \sigma_{rz} = 0$. В [5] получено аналитическое решение для распределения напряжения σ_{zz} на продолжении трещины

$$\sigma_{z}(r) = \frac{2pa}{\pi\sqrt{r^2 - a^2}} - \frac{2p}{\pi} \arcsin\frac{a}{r} \,. \tag{7}$$

Эта задача решалась численно в трёхмерной постановке. На Рис. 1 представлены результаты сравнения $\sigma_{zz}(x)/(2\mu) |x| > 1$ с численным решением для трещины a = 1, $p/\mu = 0.1$ на оси z = 0, y = 0



Рис.1. Круглая плоская трещина радиуса a = 1 под внутренним давлением $p/\mu = 0.1$.

2.Задача для двух круглых плоских параллельных трещин одинакового радиуса *a*, которые находятся под давлением *P* на расстоянии 2h (Puc.2(a)). Задача определения распределения компоненты напряжения $\sigma_{zz}(x)/(2\mu)$ x > 1 на линии z = h, y = 0 в [4] сведено к системе уравнений Фредгольма второго рода. На рис.2(6) приведено сравнение численного решения с результатами [5].



Рис.2. (а) – расположение трещин в пространстве. Круглые параллельные трещины радиуса a=1 расположены в плоскостях $z = \pm 0,3$. Обе трещины находятся под внутренним давлением $p/\mu = 0.1$;

(б) – зависимость напряжения $\sigma_{zz}(x)/(2\mu)$ от координаты x на продолжении трещины x > 1.

Сравнение показывает достаточно хорошее качественное и количественное совпадение численных и аналитических результатов. Было проведено сравнение с численными результатами для эллиптических в плане (одной и двух) трещин из [6],[7]. Результаты совпадают вполне удовлетворительно. Проведено исследование (КИН): для трещины вблизи границы; для двух трещин, плоскости которых расположены под углом друг к другу, для разных значений угла и расстояния между трещинами. Результаты показали сильную зависимость коэффициентов интенсивности напряжений от угла между плоскостями трещин и расстояния между трещинами.

Выводы:

1).Предложенный метод показал хорошие результаты сравнения с имеющимися аналитическими и численными результатами; 2).В трёхмерном случае КИН убывает с ростом расстояния существенно быстрее, чем для плоских, двухмерных трещин; 3). Наличие второй трещины в плоскости основной трещины заметно увеличивает КИН в том случае, если расстояние между ними – меньше характерного размера (радиус трещины); 4). При расположении плоскостей двух трещин под углом, КИН нормального разрыва нелинейно быстро убывает с ростом угла между плоскостями; 5) Наличие свободной границы, перпендикулярной плоскости трещины ведёт к увеличению КИН, наличие жёсткой границы – к его уменьшению.

Литература

1. С. Крауч, А. Старфилд. Методы граничных элементов в механике твердого тела. – М.: Мир, 1987.

2. М.А. Алексидзе. Решение граничных задач методом разложения по неортогональным функциям. – М.: Изд. «Наука». 1978.

3. Треффц Е. Математическая теория упругости. М.: ГТТЛ. 1934.

4. Звягин А.В., Смирнов Н.Н., Панфилов Д.И., Шамина А.А. Метод граничных элементов для численного решения трехмерных задач механики трещин. *Вестник кибернетики*, издательство *СурГУ (Сургут)*, 2018, том 30, № 2, с. 18-31

5.Уфлянд Я.С. Интегральные преобразования в задачах теории упругости. – Л.: Изд-во «Наука». 1967.

6. Гольдштейн Р.В. Плоская трещина произвольного разрыва в упругой среде // Изв. АН СССР. Механика твёрдого тела. - 1979. - № 3. С. 111-126

7. M.K. Kassir and G.G. Sih External elliptical crack in elastic solid.// Wolters-Noordhoff Publishing – Groningen. The international Journal of Fracture Mechanics. Vol. 4, Nr. 4, 1968. P. 347-356

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ НАКОПЛЕНИЯ ПОВРЕЖДЕНИЙ В КОМПОЗИТАХ НА НАЧАЛЬНОЙ СТАДИИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ С ПРИМЕНЕНИЕМ МЕТОДА АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

<u>Е.М. Зубова</u>¹, В.Э. Вильдеман¹

¹ Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь cem.zubova@mail.ru

Аннотация. Работа посвящена экспериментальному изучению процессов накопления повреждений в углеродных композиционных материалах на начальной стадии нагружения с использованием системы для регистрации сигналов акустической эмиссии. Для описания эволюции развития дефектов в композитах использованы основные параметры сигналов акустической эмиссии такие. Получены новые опытные данные, построены графики зависимостей основных параметров сигналов акустической эмиссии от времени, иллюстрирующие механическое поведение композитов на ранней стадии нагружения.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 18-31-00452 мол а.

Введение

Научные исследователи в своих работах отмечают, что нарушение структурной целостности материалов является сложным процессом, включающим в себя разрушение структурных элементов различных масштабов, начиная с микродефектов на атомном уровне и кончая макротрещинами. Из этого следует, что повреждение материалов, а в особенности композиционных, не единичный акт, а процесс во времени [1, 2]. Именно поэтому следует изучать весть процесс деформирования, и, в особенности, уделить вниманию моменту зарождения дефектов на начальном этапе нагружения.

В данной работе рассматривается применение метода регистрации и анализа сигналов акустической эмиссии для изучения процессов накопления повреждений. Акустическая эмиссия (АЭ) - физическое явление, связанное с излучением упругих волн исследуемым объектом при нелинейных трансформациях его структуры [3]. С использованием данного метода возможно обнаруживать развивающиеся, а потому наиболее опасные дефекты, получать дополнительную ценную информацию о поведении материалов под действием нагрузки.

Анализу результатов экспериментального изучения процессов разрушения композиционных материалов и оценки их акустико-эмиссионного отклика посвящено большое количество научной литературы [4-6]. В научных публикациях уделено внимание исследованию накопления повреждений в композитах на ранней стадии деформирования [7, 8].

Целью работы является исследование и описание эволюции развития дефектов в конструкционных композиционных материалах для своевременного обнаружения дефектов, которые не всегда свидетельствуют о критическом состоянии конструкции или потере ее целостности, но обязательно о снижении ее несущей способности.

Основной текст

Экспериментальные исследования выполнены в Пермском национальном исследовательском политехническом университете с использованием оборудования ЦКП «Центр экспериментальной механики». Испытывались образцы из углеродного композиционного материала с одновременной регистрацией сигналов АЭ от начала нагружения до момента разрушения образца. Нагружение осуществлялось с помощью электромеханической испытательной системы Instron 5882 при комнатной температуре. Регистрация сигналов АЭ осуществлялась с помощью системы AMSY-6 фирмы Vallen Systeme GmbH (Германия), с использованием пирокополосных пьезоэлектрических преобразователей M31 (частотный диапазон 300-800 кГц), AE144A (частотный диапазон 100-500 кГц) и AE105A (частотный диапазон 450-1150 кГц) и предусилителя с коэффициентом усиления 34 дБ. Датчики крепились на образцы с помощью высоковакуумной силиконовой смазки Wacker Silicon и резинок. Фотография образца в захватах испытательной машины с прикрепленными датчиками показана на рисунке 1. Кроме того, осуществлялась синхронизация испытательной системы и системы AMSY-6 для записи приложенной нагрузки.

Регистрация АЭ осуществлялась с использованием предварительной фильтрации и пороговому значению, и фильтрации с помощью полосового фильтра (25-850 кГц). Запись форм волны сигнала дала возможность извлечения спектральных характеристик сигнала с помощью быстрого преобразования Фурье.



Рис. 1. Фотография образца в захватах испытательной системы с прикрепленными датчиками АЭ

Заключение

В ходе выполнения работы были получены новые опытные данные, проанализированы основные параметры сигналов АЭ такие, как энергетический параметр, пиковые значения амплитуд, количество зарегистрированных сигналов. Построены графики зависимостей данных параметров от времени, проанализирована начальная стадия нагружения. С помощью контроля методом АЭ определены значения нагрузок, соответствующие первичным образованиям повреждений в композите. Нагрузка начального выброса определялась из диаграммы зависимости энергетического параметра от нагрузки, как нагрузка, соответствующая моменту начала акустико-эмиссионной активности.

Литература

- 1. Тамуж В.П. Микромеханика разрушения полимерных материалов / В.П. Тамуж, В.С. Куксенко. Рига: Зинатне, 1978. –294 с.
- 2. Каминский А.А. Механика разрушения полимеров / А.А. Каминский, Д.А. Гаврилов. Киев: Наукова думка, 1988. 224 с.
- Неразрушающий контроль: справочник: 8 т./ под общ. ред. В.В.Клюева. Т 7: в 2 кн. Кн. 1: В.И. Иванов, И.Э. Власов. Метод акустической эмиссии; Кн. 2: Ф.Я. Балицкий, А.В. Барков, Н.А. Баркова [и др.] Вибродиагностика. – М.: Машиностроение, 2005. – 829 с.
- 4. Wildemann V.E. Research of the Damage and Failure Processes of Composite Materials Based on Acoustic Emission Monitoring and Method of Digital Image Correlation Problems of Deformation and Fracture in Materials and Structures / V.E. Wildemann, E.V. Spaskova, A.I. Shilova // Solid State Phenomena. 2016. Vol. 243. P. 163-170.
- 5. Экспериментальное исследование влияния высокотемпературной обработки тканого наполнителя на прочностные свойства углеродных композитов / А.И. Шилова [и др.] // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. 2014. № 4. С. 221–239.
- Струнгарь Е.М. Исследования механизмов разрушения покрытия композиционного матери-ала с использованием бесконтактной оптической видеосистемы и системы регистрации сиг-налов акустической эмиссии / Струнгарь Е.М., Зубова Е.М., Лобанов Д.С. // Материалы X Всероссийской конференции по Механике деформируемого твердого тела. – 2017. – С. 244-247.
- Yousefi J. Damage categorization of glass/epoxy composite material under mode II delamination using acoustic emission data: a clustering approach to elucidate wavelet transformation analysis / J. Yousefi, M. Ahmadi, M. Nazmadar Shahri, A. Refahi Oskouei, F.Jalali Moghadas // Arab J SciEng. 2014. Vol. 39. P. 1325-1335.
- Матвиенко Ю.Г. Ранняя диагностика зон повреждения и разрушения композиционных материалов с использованием хрупких тензоиндикаторов и акустической эмиссии. / Ю.Г. Матвиенко, И.Е. Васильев, А.В. Панков, М.А. Трусевич. // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2016. - № 1. – С. 45-56.

МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ И ДОЛГОВЕЧНОСТЬ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ МАЛОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ-СЖАТИИ И КРУЧЕНИИ

А.В. Ильиных, А.В. Лыкова, А.М. Паньков

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь ilinih@yandex.ru

Аннотация. Представлены результаты экспериментальных исследований закономерностей механического поведения и накопления повреждений конструкционных сталей и сплавов в условиях малоцикловой усталости при одноосном и двухосном циклическом деформировании на растяжение-сжатие и кручение. Приведены данные о влиянии различных параметров цикла и траекторий нагружения на циклическую долговечность конструкционных сталей и сплавов. На основе использования линейных и нелинейных моделей накопления повреждений оценивается долговечность материалов при одноосном и двухосном малоцикловом нагружении. Представлены данные о вкладе теплового рассеяния в общую величину работы циклического деформирования.

Анализ современной научной литературы позволяет сделать вывод об актуальности задач прогнозирования циклической прочности ответственных элементов конструкций на основе изучения процессов накопления повреждений при циклически изменяющихся нагрузках и экспериментального исследования механического поведения конструкционных сталей авиационного назначения. Расчеты напряженнодеформированного состояния ответственных элементов конструкции газотурбинного двигателя показывают, что усталостное разрушение протекает в условиях как одноосного, так и многоосного напряженного состояния, реализующегося в зонах сложной геометрии. Целью работы является экспериментальное исследование закономерностей механического поведения конструкционных сплавов при малоцикловой усталости в условиях одноосного (растяжение-сжатие или кручение) и комбинированного двухосного нагружения (растяжениесжатие и кручение) при разных формах цикла и траекториях деформирования.

При выполнении экспериментальных работ использовались сервогидравлические испытательные системы Instron 8801 (одноосное нагружение при растяжение-сжатие) и Instron 8850 (двухосное нагружение при растяжении-сжатии и/или кручении). Экспериментальные исследования проводились на цилиндрических образцах со сплошным и с кольцевым поперечным сечением в условиях простого и сложного напряженного состояния соответственно. Для испытаний в области малоцикловой усталости применялись динамические осевые и двухосевые экстензометры фирм Instron и Epsilon с различными базами и диапазонами измерений осевых деформаций и углов закручивания. Испытания проводить в режиме жесткого нагружения при различных формах цикла и траекториях деформирования при пропорциональном и не пропорциональном изменении осевых и сдвиговых деформаций (рис. 1). На основе показаний датчиков деформаций для каждого цикла записаны диаграмма деформирования, по изменению параметров от цикла к циклу которых оценивалась поврежденность и исследовались закономерности механического поведения конструкционных сплавов.



Рис. 1. Траектории деформирования при одноосном (*a*) и двухосном (б-г) циклическом деформировании Для оценки вклада теплового рассеяния в общую величину работы деформирования в процессе циклических испытаний при одноосном (растяжение или кручение) или двухосном (совместное действие растяжения-сжатия и кручения) жестком нагружении проведена серия циклических испытаний с использованием тепловизионной системы анализа температурных полей FLIR SC7700M (рис. 2). Анализ полученных результатов показывает, что в диапазоне циклов от 2.10³ до 5.10⁴ вклад теплового рассеяния в общую работу упругопластического деформирования незначителен. Наибольшие изменения температуры образца наблюдаются на первых и на последних циклах перед разрушением образца.



Рис. 2. Поле температур (*a*) и зависимость максимальной температуры от времени (*б*) на поверхности образца при двухосном циклическом нагружении с частотой 1 Гц

Представлены результаты применения линейных и нелинейных моделей накопления повреждений для прогнозирования усталостной долговечности разных конструкционных сплавов при одноосном и двухосном малоцикловом нагружении. Рассматривались критерии накопления повреждений при малоцикловой усталости, основанные на сравнении энергии пластического деформирования и энергии упрочнения с критическими величинами, определенными при помощи диаграмм деформирования при одноосном растяжении и кручении. Получены новые результаты применения нелинейной модели суммирования повреждений на основе гипотезы Марко-Старки для прогнозирования циклической долговечности при сложных формах цикла одноосного нагружения в условиях растяжения-сжатия (рис. 3). В основе гипотезы Марко-Старки заложено предположение о нелинейном характере приращения поврежденности от числа цикла в виде степенной зависимости. На основе данных циклических испытаний при простых формах цикла с разными значениями амплитуд и коэффициентами асимметрии подобраны значения степеней, позволяющие для случая малоцикловой усталости при сложных формах цикла расчетным способом получить долговечность, хорошо согласующуюся с данными испытаний.



Рис. 3. Схема расчета накапливаемой поврежденности для случая одноосного циклического нагружения при сложной форме цикла

Таким образом в работе представлены данные комплексных экспериментальных исследований конструкционных сплавов при малоцикловой усталости в условиях простого и сложного нагружения, иллюстрирующие влияние различных параметров цикла и траекторий деформирования на усталостную долговечность конструкционных сталей и сплавов. Получены результаты циклических испытаний с использованием тепловизионной системы анализа температурных полей FLIR SC7700M, иллюстрирующие вклад теплового рассеяния в общую величину работы деформирования в процессе циклических испытаний при одноосном (растяжение или кручение) или двухосном (совместное действие растяжениясжатия и кручения) жестком нагружении. Приведены результаты прогнозирования усталостной долговечности конструкционных сталей и сплавов при одноосном и двухосном малоцикловом нагружении на основе линейных и нелинейных моделей накопления повреждений. 1. Иноземцев А.А., Ратчиев А.М., Нихамкин М.Ш., Ильиных А.В., Вильдеман В.Э., Вятчанин М.А. Малоцикловая усталость и циклическая трещиностойкость никелевого сплава при нагружении, характерном для дисков турбин // Тяжелое машиностроение. – 2011. – №. 4. – С. 30-33.

2. Nikhamkin M., Ilinykh A. Low cycle fatigue and crack grow in powder nickel alloy under turbine disk wave form loading: validation of damage accumulation model // Applied Mechanics and Materials. 2014. T. 467. C. 312-316.

3. Ильиных А.В., Вильдеман В.Э. Механическое поведение материалов при малоцикловой усталости и переменных параметрах цикла / В книге: XIX Зимняя школа по механике сплошных сред Тезисы докладов. Ответственный редактор: Юрлова Н.А. – 2015. – С. 135.

4. Лыкова А.В., Ильиных А.В. Долговечность конструкционных сплавов при малоцикловой усталости и разных формах цикла / В книге: XX Зимняя школа по механике сплошных сред Тезисы докладов. Ответственный редактор: Юрлова Н.А. – 2017. – С. 201.

5. Ильиных А.В., Вильдеман В.Э. Циклическое нагружение конструкционных сплавов в условиях сложного напряженного состояния / В книге: XX Зимняя школа по механике сплошных сред Тезисы докладов. Ответственный редактор: Юрлова Н.А. – 2017. – С. 147.

6. Ильиных А.В., Вильдеман В.Э., Третьяков М.П. Экспериментальное исследование механического поведения конструкционных сплавов при двухосном циклическом нагружении // Вестник ПНИПУ. Аэрокосмическая техника. – 2017. – № 51. – С. 115-123.

7. Ильиных А.В. Экспериментальное исследование механического поведения конструкционных сплавов при малоцикловой усталости с постоянными и переменными параметрами циклов // В сборнике: ХІ Всероссийский съезд по фундаментальным проблемам теоретической и прикладной механики сборник докладов. Составители: Д.Ю. Ахметов, А.Н. Герасимов, Ш.М. Хайдаров; ответственные редакторы: Д.А. Губайдуллин, А.И. Елизаров, Е.К. Липачев. – 2015. – С. 1605-1607.

8. Лыкова А.В., Ильиных А.В. Особенности механического поведения конструкционных сплавов при малоцикловой усталости и переменных параметрах циклов жесткого нагружения / Математическое моделирование в естественных науках. – 2016. – Т. 1. – С. 200-203.

9. Лыкова А.В., Ильиных А.В. Изучение закономерностей накопления повреждений конструкционных сплавов при одноосном малоцикловом нагружении / В сборнике: МЕХАНИКА, РЕСУРС И ДИАГНОСТИКА МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ XII международная конференция: Сборник материалов. – 2018. – С. 209.

10. Ильиных А.В. Малоцикловая усталость конструкционных сплавов при двухосном деформировании / В сборнике: МЕХАНИКА, РЕСУРС И ДИАГНОСТИКА МАТЕРИАЛОВ И КОНСТРУКЦИЙ XII международная конференция: Сборник материалов. – 2018. – С. 143.

ОДИН ИЗ ПОДХОДОВ К ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЙ ОЦЕНКЕ КИНЕТИКИ РОСТА ТРЕЩИНЫ В СЛОИСТЫХ МАТЕРИАЛАХ

И.С. Каманцев¹, А.В. Кузнецов¹, Н.А. Друкаренко

¹Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург ks@imach.uran.ru

Аннотация. Рассмотрены результаты изучения кинетики роста усталостных трещин в слоистом металлическом композиционном материале с использованием программно-аппаратного комплекса на основе лазерной динамической спекл-интерферометрии. Установлено, что основным механизмом снижающим скорость распространения усталостной трещины в слоистом материале является изменение напряженно-деформированного состояния в локализованной зоне пластических деформаций до выхода вершины трещины в новый слой. Экспериментальные результаты важны для полномасштабного моделирования развития трещины в градиентном материале. Возможность осуществления точных расчётов даст возможность достоверной оценки поведения составляющих конструкции любой сложности, изготовленной из материалов со сложной градиентной структурой. Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 18-38-00339мол а.

Одним из важных направлений в экспериментальной механике разрушения является разработка способов мониторинга кинетики роста усталостных трещин, дающих наиболее полную информацию о развитии процесса. В настоящее время для наблюдения за процессом трещинообразования в условиях циклического нагружения и оценки кинетики усталостного разрушения предложены и широко используются ряд методик, основанных на оптико-визуальном контроле [1, 2]. Однако их использование на современных высокочастотных испытательных машинах не всегда представляется возможным [3], кроме этого их применение, как правило, требует остановку циклического нагружения. В тоже время наибольший интерес представляют такие средства мониторинга, которые могут быть использованы в режиме реального времени, т.е. без остановки циклического нагружения. Также, особенности распространения усталостных трещин в слоистых материалах не могут быть рассмотрены только с позиций наблюдения за положением вершины трещины. Отсутствие подробного анализа процессов предшествующих продвижению трещины не позволит наиболее полно подойти к анализу механизмов торможения усталостных трещин и особенностей их прохождения через границу соединения слоев в материалах с градиентным строением. Данные результаты, в свою очередь, крайне важны для полномасштабного моделирования развития трещины в градиентном материале. А возможность осуществления точных расчётов даст возможность достоверной оценки поведения составляющих конструкции любой сложности, изготовленной из материалов со сложной градиентной структурой.

В рамках настоящей работы рассмотрены результаты использования разработанного программноаппаратного комплекса на основе лазерной динамической спекл-интерферометрии [4] при изучении кинетики роста усталостных трещин в слоистом металлическом композиционном материале (СМКМ), полученном горячей пакетной прокаткой. Преимуществом предложенной методики является возможность ее использования в режиме реального времени без остановки циклического нагружения на машинах резонансного типа. Предложенный подход к изучению особенностей роста усталостных трещин основан на регистрации изменений спекловых изображений боковой поверхности исследуемых образцов. Регистрируемые изменения на боковой поверхности исследуемых объектов в ходе циклического нагружения связаны с формированием характерного рельефа, обусловленного сложным напряженно-деформированным состоянием в вершине усталостной трещины как предельного острого концентратора. Область, в которой происходят указанные изменения рельефа поверхности, связана с формированием в вершине усталостной трещины локализованной зоны пластической деформации (ЛЗПД), размер и форма которой могут дать обширную информацию о механизме распространения трещин. В случае циклического нагружения, согласно [5], ЛЗПД подразделяется на более протяженную статическую пластическую зону и «тяжело нагруженную» циклическую зону пластической деформации. Применение оптического метода на основе лазерной динамической спекл-интерферометрии в условиях циклического нагружения позволяет регистрировать появление ЛЗПД в вершине растущей усталостной трещины, ее геометрические особенности в ходе подрастания трещины и, в конечном счете, кинетику. Основы динамической спекл-интерферометрии были заложены ранее при изучении процессов пластической деформации и разрушении металлов при их растяжении в условиях квазистатического нагружения [6]. Отличительная особенность разработанной методики заключается в нахождении корреляции двух кадров усредненных во времени спекловых изображений, зарегистрированных на разных стадиях циклического нагружения. Усреднение картины спеклов единичного кадра производится путем выбора времени экспозиции т0 телекамеры кратным периоду Т циклических нагружений.

Запись спекловых изображений циклически нагружаемых объектов производилась с помощью оптической системы. Оптическая система устанавливалась на столе испытательной машины MIKROTRON (рис.1), что позволило исключить влияние возможных относительных колебаний системы «машина-оптическая установка» на регистрируемые сигналы.



Рис. 1. Общий вид оптической системы на столе резонансной высокочастотной испытательной машины MIROTRON.

Для формирования спекловой картины боковая поверхность исследуемого объекта освещалась лазером типа KLM-H650-40-5 с длиной волны излучения 0,65 мкм и мощностью 40 мВт. Для регистрации спекловых изображений в экспериментах использовалась монохромная телекамера ВИДЕОСКАН-415М-USB с матрицей, содержащей 782×582 фотоэлемента размером 8,3×8,3 мкм, позволяющая производить поточную запись кадров с периодичностью 0,5 сек. Регистрация спекловой картины производилась в плоскости изображения образца. Обработка данных, получаемых от испытательной машины, а также спекловых изображений осуществлялась в среде LabVIEW в режиме реального времени с помощью оригинального программного обеспечения [7]. Разработанное программное обеспечение позволяет в режиме реального времени производить расчет коэффициентов корреляции и строить поля их распределения для выбранной зоны наблюдения через каждые 1000 циклов. Экспериментальная апробация методики лазерной динамической спекл интерферометрии для контроля кинетики роста усталостной трещины, установление взаимосвязи между изменением рельефа в зоне формирования трещины и коэффициентом корреляции усредненных во времени спекловых изображений этой зоны выполнены при исследовании монолитных образцов из стали 09Г2С путем сопоставления полей корреляции спекловых изображений и данных, полученных с использованием оптического профилометра [8].

С использованием разработанного комплекса получены данные о кинетике роста усталостной трещины в слоистом композиционном материале «09Г2С-ЭП678», изготовленного методом горячей пакетной прокатки. Объемная доля наиболее прочной стали ЭП678 в слоистых композитах составляла 25%. Установлено, что торможение усталостной трещины происходит до выхода ее вершины на границу соединения слоев, что было также подтверждено результатами фрактографических исследований поверхности излома. То есть в изученном слоистом материале торможение трещины границей раздела не было реализовано согласно известной схемы Кука-Гордона [9]. Проведенный анализ фрактографических особенностей усталостного разрушения СМКМ показал, что при переходе из слоя стали 09Г2С в слой ЭП678 не выявляется расслоений, на макроуровне поверхность излома однородная. Однако по данным КДУР снижение скорости роста усталостной трещины имеется, что обусловлено влиянием наличия границы раздела слоев. По совокупности данных циклических испытаний можно сделать следующий вывод. При подходе вершины усталостной трещины к границе соединения слоев основным механизмом снижающим скорость распространения усталостной трещины является изменение напряженно-деформированного состояния в ее вершине до выхода трещины в новый слой, что подтверждается результатами анализа картин распределения спекловых изображений, приведенных на рис.2.



Рис. 2. Распределение полей корреляции спекловых изображений при распространении трещины в СМКМ «09Г2С-ЭП678».

Так, по полученным полям распределения корреляции спекловых изображений в ходе циклического подрастания усталостной трещины установлено, что в ее вершине формируется характерная зона пластической деформации «зона процесса». По мере подрастания трещины указанная зона, фиксируемая с использованием лазерной динамической спекл-интерферометрии, при подходе к границе раздела слоев меняет свою форму, а скорость продвижения вершины усталостной трещины в это время значительно снижается. После прохождения границы раздела слоев пластическая зона постепенно продвигается в каждый последующий слой композита.

На основе результатов испытаний композитов на циклическую трещиностойкость и использования подходов механики разрушения установлено, что эффект торможения усталостных трещин в слоистых материалах, сопровождающийся появлением минимумов на кинетических диаграммах усталостного разрушения, определяется интегральным действием ряда факторов. К ним можно отнести замедление роста трещин при прохождении слоев с повышенной усталостной прочностью и смену напряженного состояния при подходе вершины трещины к границе соединения слоев. Зарегистрированная предложенным способом эволюция формы пластической зоны в вершине концентратора напряжений на границе соединения слоев позволяет использовать полученные данные в качестве входных параметров при математическом моделировании прогнозирования разрушения слоистых материалов.

Литература

- 1. Неразрушающий контроль и диагностика: Справочник / В.В. Клюев и др. М.: Машиностроение, 1995. 485 с.
- 2. Вильдеман В.Э., Третьяков М.П., Третьякова Т.В. и др. Экспериментальные исследования свойств материалов при сложных термомеханических воздействиях / Под ред. В.Э. Вильдемана. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2012. 204 с.
- 3. Броек Д. Основы механики разрушения. М.: Высшая школа, 1980.- 368 с.
- 4. Друкаренко Н.А., Каманцев И.С., Владимиров А.П., Кузнецов А.В. Методика контроля процесса трещинообразования на основе лазерной динамической спекл интерферометрии // ХХХ Международная инновационно-ориентированная конференция молодых ученых и студентов (МИКМУС - 2018): Сборник трудов конференции (Москва, 20-21 ноября 2018) / М: Изд-во ИМАШ РАН, 2019 – с. 86-89.
- 5. Клевцов Г.В., Ботвина Л.Р., Клевцова Н.А., Лимарь Л.В. Фрактодиагностика разрушения металлических материалов и конструкций. М.: МИСиС, 2007. 264с.
- 6. А.П.Владимиров. Динамическая спекл интерферометрия деформируемых объектов. Екатеринбург: УрО РАН, 2004.-241с.
- 7. Каманцев И.С., Владимиров А.П., Друкаренко Н.А. Программа обработки изображений для динамической спеклинтерферометрии. Свидетельство о государственной регистрации ПрЭВМ №2017613195 от 13.03.2017.
- Use of dynamic speckle interferometry for contactless diagnostics of fatigue crack initiation and determining its growth rate/ A.P. Vladimirov, I.S. Kamantsev, V.E. Veselova, E.S. Gorkunov, S.V. Gladkovskii/ Technical physics, 2016, Vol. 61, No. 4, pp.563-568.
- 9. Cook J., Gordon J.E. "Proc.Roj.Soc.», 1964, v.A282, №13191, p. 508-520

ИННОВАЦИОННЫЕ РЕШЕНИЯ В ДЕТАЛИ И УЗЛЫ АВИАЦИОННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ ИЗ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Т.Д. Каримбаев

Центральный институт авиационного моторостроения им. П.И. Баранова (ЦИАМ) Москва, Россия tdkarimbaev@ciam.ru

Аннотация. При использовании композиционных материалов со свойствами, отличающимися от свойств традиционно используемых материалов, не обходится без применения новых подходов и разработок на всех этапах создания из них изделий. Представлены математические модели деформирования двухкомпонентных сред, нелинейные деформации хрупкой монолитной керамики, использованной в качестве матрицы керамического композиционного материала. Описаны приложения математических моделей к созданию деталей и узлов авиационных двигателей.

Введение

Конструкционные композиционные материалы, отличающиеся уникальными удельными характеристиками жесткости и прочности, находят расширяющееся с годами применение в различных отраслях техники. Особый эффект их применения наблюдается в таких наукоёмких отраслях промышленности как авиационная, ракетная и космическая техника, судостроение, атомная промышленность и др. Вместе с тем, особенности деформирования композиционных материалов неоднородной структуры, многообразие форм разрушения требуют разработки и использования математических моделей, способных охватить это своеобразие. Представлены математические модели деформирования двухкомпонентных сред, нелинейные деформации хрупкой монолитной керамики, использованной в качестве матрицы керамического композиционного материала, а также модели предсказания долговечности на основе вероятностного изучения остаточной прочности . Приведены отдельные результаты приложения разработанных математических моделей к созданию деталей и узлов авиационных двигателей.

Основное содержание работы

1. Мезо модель деформирования композиционных материалов

В деталях из КМ в отличие от металлов начальные повреждения появляются на ранних стадиях их использования, далёких от исчерпания несущей способности. Весь жизненный цикл изделия, по существу, является процессом развития и накопления повреждений. Традиционное представление КМ в виде однородного анизотропного тела не различает армирующий материал и матрицу. Поэтому имеются определенные трудности для прогнозирования зарождения повреждений в рамках модели однородной среды, поскольку поля деформаций в пределах компонентов КМ не могут быть смоделированы в таком представлении. Предсказание зарождения повреждений в конструкциях из КМ продолжает оставаться трудной инженерной задачей. Сложность её решения обусловлена множеством механизмов разрушения, для моделирования которых необходимы подходы на более высоком иерархическом, чем модель однородного анизотропного тела. Такими подходами являются микро масштабные или мезо масштабные представления КМ. Предложенные в 70-х годах структурные подходы [1]-[2] на мезо масштабном уровне позволяют сформулировать критерии разрушения компонентов КМ и адгезионной прочности границы их раздела. Наиболее простыми являются условия появления повреждений в изотропном материале матрицы, наиболее сложными – характеристики разрушения на границе раздела компонентов КМ. Представлены и обсуждаются основные соотношения структурного подхода – механики деформирования двухкомпонентной среды, способы определения параметров, дана математическая постановка задач и итерационные методы их решения. С использованием описанных соотношений проведены исследования хвостовика рабочей лопатки из стеклопластика (см. рис. 1). В соответствие с расчетами зарождение повреждения произошло при 250 МПа, приведшее к перераспределению напряжений. Повреждения приводят к нелинейному росту напряжений. В дальнейшем медленное накопление повреждений и их развитие сменяется быстрым их накоплением, приводящем к исчерпанию несущей способности.



Рис. 1. Кривые зависимости компонент напряжения КМ от нагрузки; (а) $\sigma^1,$ (б) σ^2

Описанные подходы использовались при изучении дисперсии волн, распространения тепла в однонаправленоармированных КМ, разогрева образца из КМ при циклическом нагружении и др.

2. Оценка долговечности образцов из композиционных материалов

Принято, что остаточная прочность при циклическом нагружении с амплитудой б определяется из

$$\sigma_r = \sigma_b + (\sigma - \sigma_b) y^a \tag{1}$$

Здесь σ_b – статическая прочность, $y = \frac{n}{(N-1)}$, N – предельное число циклов нагружения, n – текущее

число циклов нагружения, α – экспериментально определяемый показатель степени. Анализ законов распределения остаточной прочности при условии, что распределение статической прочности подчиняется трехпараметрическому распределению Вейбулла с пороговым значением прочности σ_{b0}, масштабным коэффициентом δ и модулем Вейбулла γ, позволяет получить зависимость амплитуды напряжений б от числа циклов нагружения в виде

$$\sigma = \sigma_{b0} + \delta / (N_{\rm max})^{l/\gamma}$$
⁽²⁾

Главной особенностью соотношения (2) является то, что его параметры (σ_{b0}, δ и γ) определяются из статических испытаний. Справедливость соотношения (2) проверялась сравнениями результатов предсказания по формуле (2) как с собственными, так и опубликованными в открытой печати экспериментальными данными. Соотношение (2) для оценки долговечности деталей из КМ рекомендуется использовать на начальных стадиях создания изделий из КМ.

3. Приложение аналитических подходов к разработке рабочих лопаток из углепластика

Описанные математические модели использовались при разработке деталей авиационных двигателей из полимерных КМ, в частности, нескольких поколений рабочих лопаток перспективных вентиляторов из ПКМ (см. рис.2). Например, они способствовали созданию конструкции хвостовиков рабочих лопаток перспективных вентиляторов из углепластика путём многокритериальной оптимизации. Стойкость лопаток к удару посторонними предметами, в том числе крупной птицей обеспечивается рекомендованными специальными термопластичными добавками в состав полимерного связующего, а также применением менее хрупких, чем углепластик армирующих элементов.



Рис. 2. Рабочие лопатки из ПКМ

4. Деформирование керамических композиционных материалов с пористой хрупкой матрицей

Для исследования напряженно-деформированного состояния деталей горячей части авиационных двигателей из монолитной керамики и керамических композиционных материалов разработаны модели нелинейного деформирования хрупкой монолитной керамики с несовершенствами в виде ультрамелких случайно распределенных пор p₀. Разработаны законы нелинейного деформирования керамической матрицы, обусловленные развитием пористости **p** при нагружении. Рост пористости моделируется предложенным уравнением баланса пор:

$$[(p - p_0)/(1 - p_0)]^{\theta} = 1 - \exp\{-(V/V_0)[(\sigma - \sigma_0)/\delta]^{\chi}\}$$
(3)

в котором σ напряжение по живому сечению, а случайно распределенные предельные характеристики прочности описаны трехпараметрическим распределением Вейбулла с параметрами σ₀, δ и χ; V – объём тела, а V₀ – объём образца, испытаниями которого установлены параметры распределения Вейбулла. Необратимая освобожденная при развитии пор энергия деформирования керамической матрицы с ультрамелкими порами используется для оценки остаточных деформаций при разгрузке.

С применением модели изонапряжений и изодеформаций построены кривые деформирования однонаправлено-армированного керамического материала с пористой керамической матрицей. На рис. 3 приведены кривые деформирования при растяжении в плоскости изотропии (рис. 3а) и при сдвиге в плоскости армирования (3б).



Рис. 3. Кривые деформирования однонаправлено-армированного керамического материала с пористой керамической матрицей; (а) в плоскости изотропии, (б) при сдвиге в плоскости армирования

5. Конструкции авиационных двигателей из керамических композиционных материалов

С применением описанных расчетных моделей разработаны отдельные неохлаждаемые детали горячих узлов авиационных двигателей. Разработаны интегральные неметаллические конструкции жаровых труб (рис.4.а) и сопловых аппаратов (рис.4.б) с оригинальными способами соединения (рис.4.в), как между собой, так и с ответными металлическими деталями камеры сгорания.



Рис. 4. Детали горячих узлов авиационных двигателей; (а) жаровая труба, (б) сопловой аппарат, (в) способ соединения деталей из разных материалов, (г) опытная турбина МГТД

Освоены новые способы проектирования и изготовления центробежных рабочих колес из высокотемпературных композиционных материалов с применением методов 3D армирования.

6. Заключение

Разработаны математические модели деформирования двухкомпонентных сред, нелинейной деформации хрупкой монолитной керамики – материала матрицы керамического композиционного материала, которые используются в практике проектирования, изготовления и испытаний деталей и узлов авиационных двигателей из композиционных материалов на полимерной, керамической матрицах.

Литература

1. Каримбаев Т.Д.– Вариант теории армированных сред– «Изв. АН Каз. ССР, серия физ-мат.»,1974, №3, стр. 2. Каримбаев Т.Д.– Структурная теория прочности композиционных материалов – «Изв. АН СССР. Механика твердого тела.»,1977, №2

ПОВЫШЕНИЕ СТОЙКОСТИ К ИЗНОСУ ХВОСТОВИКА РАБОЧИХ ЛОПАТОК ВЕНТИЛЯТОРОВ ИЗ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ТЕХНОЛОГИИ АВТОМАТИЧЕСКОЙ НАШИВКИ РОВИНГА

Т.Д. Каримбаев, Д.В. Афанасьев, Д.В. Матюхин

Центральный институт авиационного моторостроения им. П.И. Баранова, Москва matyukhin@rtc.ciam.ru

Аннотация. В работе продемонстрирован способ изготовления преформы лопатки вентилятора из полимерного композиционного материала с помощью технологии автоматической нашивки ровинга с использованием арамидной нити, позволяющий повысить износостойкость хвостовика. Предложена методика косвенной экспериментальной оценки повреждаемости хвостовика с помощью измерения теплового состояния поверхности и проведены сравнительные испытания лопаток, изготовленных по различным технологиям.

Введение

Полимерные композиционные материалы (ПКМ) находят все большее применение в авиадвигателестроительной отрасли. Как показывает опыт ведущих двигателестроительных компаний General Electric, Rolls-Royce, Snecma наиболее эффективно использование ПКМ в рабочих лопатках и корпусах вентиляторов двухконтурных турбореактивных двигателей гражданской авиации с большой степенью двухконтурности.

Рабочие лопатки вентиляторов должны отвечать комплексу жестких требований как статическая и динамические прочности, стойкость к удару посторонними предметами, в том числе крупной птицей, усталостная прочность и др. Среди этих требований важным также является стойкость лопаток к износу в месте контакта их хвостовиков с диском [1].

Основной текст

Одним из принципиально новых подходов к изготовлению полимерных композиционных материалов является метод изготовления преформы с помощью технологии автоматической нашивки ровинга [2,3], заключающийся в использовании специального швейного станка с численным программным управлением. Такой станок позволяет укладывать, например, углеродный жгут в любом заданном направлении и пришивать его к подложке нитью. Применяя различные технологические решения и исходные компоненты, в частности арамидную нить в качестве нашивочной, можно добиваться различных свойств получаемого изделия, в том числе повысить износостойкость поверхности, подверженной износу.



Рис. 1. Иллюстрация процесса автоматической нашивки ровинга

С целью апробации предложенных решений были изготовлены модели лопаток из ПКМ по различным технологиям и оценено их поведение при симметричном циклическом нагружении на электродинамическом вибростенде. Суть такого эксперимента заключалась в кинематическом возбуждении колебаний в консольно закрепленной лопатке на резонансной частоте по первой изгибной форме. При этом резонансная частота в ходе всего испытания поддерживалась постоянной путем корректировки частоты задающего воздействия, что позволило использовать ее как информативный параметр, свидетельствующий о жесткости конструкции.

В ходе эксперимента контроль состояния лопаток осуществлялся с помощью тепловизора, регистрирующего температуру на поверхности изделия. На основе известных термодинамических процессов, протекающих в ходе эксперимента [4,5], делался вывод о стойкости лопаток к износу.

Заключение

На основе анализа существующих экспериментальных и аналитических подходов в работе предложена методика косвенной экспериментальной оценки повреждаемости хвостовика измерениями теплового состояния лопатки при усталостных испытаниях, приводящей к падению резонансной частоты, а также характеристик демпфирования, связанных с ростом ускорения подвижного стола.

Сравнительными испытаниями на усталость модельных рабочих лопаток, выполненных из различных материалов и с применением различных технологий для повышения стойкости поверхности хвостовика к износу, предложен способ получения преформы будущей лопатки методом автоматической нашивки ровинга с использованием арамидной нити в качестве прошивочной. Приведены и обсуждены результаты экспериментальных исследований.

Литература

- 1. А.Н. Петухов. Сопротивление усталости деталей ГТД. // М.: Машиностроение. 1993. 240 с.
- P. Mattheij. Tailored Fiber Placement // Mechanical Properties and Applications. Journal of Reinforced Plastics and Composites, Vol. 17, No. 9/1998. Pp. 774-786.
- 3. Патент RU 2609168. Способ изготовления преформы.
- 4. J. Kratochvil, O.W. Dillon. Thermodynamics of elastic-plastic materials as a theory with internal state variables // Journal of Appied Physics, Vol. 40. No. 8. July 1969. Pp. 3207-3218.
- 5. M. Karama. Determination of the fatigue limit of a carbon/epoxy composite using thermographic analysis. // Structural control and health monitoring. 2011. Pp. 781-789.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ДЕГРАДАЦИИ ПЛЕНОЧНО-ТКАНЕВОГО КОМПОЗИТНОГО МАТЕРИАЛА С УЧЕТОМ ВЛИЯНИЯ КЛИМАТИЧЕСКИХ ФАКТОРОВ

Р.А. Каюмов, А.М. Сулейманов, И.З. Мухамедова

Казанский государственный архитектурно-строительный университет, Казань kayumov@ rambler.ru

Аннотация.

Предложены физические соотношения для компонент пленочно-тканевого композитного материала (ПТКМ), связывающие статические, кинематические и структурные параметры материала при наличии ультрафиолетового облучения, перепада температуры и силовых воздействий. Рассматриваемый полимерный композит на тканевой основе представлен как неоднородное тело. При выборе структуры определяющих соотношений учтены известные экспериментальные факты относительно фаз ПТКМ. Рассмотрена задача оценки долговечности материала на основе обобщения феноменологического критерия прочности, учитывающего старение, ползучесть, накопление микроповреждений в фазах ПТКМ и перепад температуры. Для проведения качественного анализа поведения исследуемого композитного материала задача сформулирована при некоторых модельных определяющих соотношениях.

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки России № 9.5762.2017/ВУ (проект № 9.1395.2017/ПЧ), и Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 19-08-00349).

Определяющие соотношения для пленочно-тканевого композитного материала построены с учетом вязкоупругих свойств полимерных материалов. Для структурных компонент полимерного композита использовались нелинейные соотношения теории наследственной упругости. Теория накопления повреждений, разработанная Работновым Ю.Н. [1,2] и Качановым Л.М.[3], использовалась для формулировки критериальных соотношений длительного разрушения рассматриваемого материала. Для построения модели поведения ПТКМ рассмотрен представительный элемент полимерного композита, образованный парами нитей основы и утка (см.рис.1).

С учетом процесса накопления микроповреждений, вязкоупругих свойств фаз полимерного композита, полная деформация $\widehat{\mathcal{E}}$ записывается в виде:

$$\widehat{\varepsilon} = e + \varepsilon^c + \varepsilon^{\omega},\tag{1}$$

где e - упругая часть деформации, ε ^c - деформация ползучести, ε ^{ω} - деформация, возникающая от накопления рассеянной поврежденности.







Рис.2. Распределение параметра фотодеструкции W по области представительной ячейки ПТКМ при $t=t^*$

Упругий закон считается линейным и был принят в виде:

$$\sigma = De , \qquad (2$$

Известно, что при эксплуатации в результате длительного воздействия атмосферных факторов (температуры, ультрафиолета и др.) упругие характеристики в пленочно-тканевом материале меняются. В данной модели модуль Юнга Е принимался в следующем виде:

$$E = \psi(t, W, \omega) \cdot \varphi(T) , \qquad (3)$$

здесь $\psi(t, W, \omega)$ - функция времени и параметров процесса деградации, $\varphi(T)$ - функция, определяющая характер изменения модуля упругости в зависимости от температуры. Каждая область представительной ячейки ПТКМ (матрица, основа, уток, прослойки, светозащитные слои) характеризуется своей переменной жесткостью.

Для деформации ползучести ε^{c} , следуя гипотезе Качанова, согласно которому механизмы процессов ползучести и накопления повреждений, в общем, различны и независимы, принималось следующее определяющее соотношение:

$$\varepsilon^{c} = \int_{0}^{t} H[t - \tau, \sigma(\tau)] \sigma(\tau) d\tau .$$
⁽⁴⁾

Здесь H - ядро ползучести и для краткости среди его аргументов не выписаны другие параметры процесса. В случае рассматрения задачи в постановке плоского деформированного состояния в дальнейшем принималось, что матрицы E^{-1} и H пропорциональны:

$$H = \lambda (t - \tau, \sigma_i) E^{-1}.$$
⁽⁵⁾

Здесь σ_i - интенсивность напряжений. Для простоты функция λ принималась в виде обобщения ядра Абеля, которым достаточно хорошо описывается ползучесть большинства полимеров:

$$\lambda(t-\tau,\sigma_i,T) = \frac{C(\sigma_i,T)}{(t-\tau)^{\alpha(\sigma_i,T)}} \qquad C \ge 0; \quad 0 < \alpha < 1;$$
(6)

C, α представляют собой нелинейные функции по аргументу σ_i и предполагаются различными для каждой области ячейки ПТКМ. Параметры ползучести аппроксимировались следующим образом:

$$\begin{cases} C = f_1(T) \cdot (s_0 + s_1 \sigma_i)^2, \\ \alpha = 1 - \frac{1}{\sqrt{1 + f_2(T) \cdot (\alpha_0 + \alpha_1 \sigma_i)^2}}, \end{cases}$$
(7)

где $f_1(T)$ и $f_2(T)$ нелинейные функции температуры.

В качестве основных введены следующие параметры процесса старения ПТКМ. Во-первых, это параметр поврежденности ω , который описывает накопление в материале дефектов типа микротрещин, микропор. Для него можно использовать определяющие соотношения как в дифференциальной форме, так и наследственного типа. В численных примерах было принято следующее кинетическое уравнение:

$$\frac{d\omega}{dt} = B(T) \cdot \eta(\omega, \sigma_i), \qquad (8)$$

где B(T) - некоторая функция температуры, $\eta(\omega, \sigma_i)$ -функция, зависящая от интенсивности напряжений σ_i и от накопленных дефектов в ячейке ПТКМ.

Под воздействием климатических факторов, в частности, ультрафиолетового облучения, происходит старение материала, т.е. фазовые превращения и изменения механических свойств ПТКМ. Этот процесс назовем фотодеструкцией материала. Введем в рассмотрение скалярный параметр W, который назовем параметром фотодеструкции. Диффузия деструкции в толщу материала в некотором слое высоты h идет со стороны поверхности, подверженной облучению ультрафиолетом. На поверхности появляются микротрещины, которые также со временем растут, что, в свою очередь, вновь ведет к увеличению высоты слоя h. Параметр фотодеструкции. считаем пропорциональным дозе облучения γ . Для W в качестве определяющего соотношения примем эволюционное уравнение вида

$$dW/dt = U(\sigma, \omega, W, h, T)$$
(9)

где *σ* – вектор, состоящий из компонент тензора напряжений; Т – температура.

Параметр фотодеструкции на поверхности представительной ячейки ПТКМ, подвергаемой облучению *W*₀ можно представить следующим эволюционным уравнением:

$$\frac{dW_0}{dt} = \gamma(T) \cdot f(\sigma_{i0}, W_0) , \qquad (10)$$

где $\gamma(T)$ - нелинейная функция температуры, а $f(\sigma_{i0}, W_0)$ - функция двух аргументов: интенсивности напряжений и степени фотодеструкции на поверхности материала.

Кинетический закон распространения параметра фотодеструкции *W* в глубь представительной ячейки ПТКМ можно записать на основании закона Фика в следующем виде:

$$\frac{\partial W}{\partial t} = \mu \left(\frac{\partial^2 W}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 W}{\partial y^2} \right), \tag{11}$$

где $\mu = \mu(x, y)$ - коэффициент диффузии параметра распространения фотодеструкции W. В случае завершения облучения процесс деструкции должен закончиться, поэтому принято, что $\mu = \gamma \cdot \mu_0$. Недостатком уравнения (11) является то, что в первое же мгновение после появления деструкции на поверхности y=0, эта деструкция мгновенно распространяется на всю глубину ПТКМ, (хотя и в бесконечно малых величинах) постепенно увеличиваясь со временем. Поскольку это не естественно для процесса деградации материала, то введем гипотезу о том, что глубина проникновения фотодеструкции h определяется некоторой зависимостью от параметров состояния материала.

Облучаемая поверхность, для простоты принята плоской, поэтому процесс увеличения глубины проникновения фотодеструкции в материал будем описывать соотношением:

$$\frac{dh}{dt} = \gamma(T) \cdot g(\sigma_i, W_0, h).$$
(12)

Тогда для W граничные условия принимают следующий вид:

$$W(\sigma, \omega, T, x, y, t)\Big|_{y=0} = W_0(x, t)$$
(13)

$$W(\sigma,\omega,T,x,y,t)\Big|_{y=h} = 0 \tag{14}$$

Из условий периодичности представительной ячейки ПТКМ вытекают соотношения

$$\left. \frac{dW}{dx}(\sigma,\omega,T,x,y,t) \right|_{x=0} = 0, \qquad (15)$$

$$\left. \frac{dW}{dx}(\sigma,\omega,T,x,y,t) \right|_{x=l} = 0 \tag{16}$$

Начальное условие для *W* имеет вид:

$$W(\sigma, \omega, T, x, y, t)\Big|_{t=0} = 0$$
⁽¹⁷⁾

Если глубина проникновения фотодеструкции h достигает всей толщины ячейки H_0 , то в дальнейшем граничное условие (15) заменяется следующим:

$$\left. \frac{dW}{dy}(\sigma,\omega,T,x,y,t) \right|_{y=H_0} = 0 \tag{18}$$

Уравнения, содержащие производную по времени, решаются численно методом конечных разностей (с проверкой условий Куранта). Напряженно-деформированное состояние ячейки ПТКМ определяется на основе МКЭ.

Критерий разрушения принимался исходя их того, что разрушение начинается тогда, когда интенсивность напряжений достигает предельного значения, зависящего от T, ω, W . Следуя работам Работнова Ю.Н. [2], можно вместо этого условия использовать упрощенное условие прочности в виде:

$$\omega(t^*) = 1. \tag{19}$$

Был проведен ряд численных экспериментов и получены зависимости долговечности t^* от механических и геометрических параметров ячейки. На рис.2 приведен один из результатов расчета, и показано распределение фотодеструкции по области представительной ячейки ПТКМ при $t=t^*$.

Заключение

Для оценки долговечности ПТКМ предложена модель поведения представительной ячейки с учетом старения, ползучести, накопление микроповреждений и перепада температуры. Физические соотношения построены для параметров композитного материала при наличии ультрафиолетового облучения, перепада температуры и силовых воздействий. Закон распределения степени фотодеструкции по глубине представительной ячейки построен на основании закона Фика с соответствующими граничными условиями. Разработана численная методика оценки НДС и долговечности. На основе численных экспериментов выявлены закономерности долговечности ПТКМ.

Литература

- 1. Работнов Ю.Н. Избранные труды. Проблемы деформируемого твердого тела.- Москва.: Наука, 1991. 196 с.
- 2. Работнов Ю.Н. Ползучесть элементов конструкций. М.: Наука, 1965. 752 с.
- 3. Качанов Л.М. Основы механики разрушения / Л.М. Качанов. М.: Наука, 1974. 312 с.

К ВОПРОСУ О ЕДИНОМ КРИТЕРИИ ОЦЕНКИ ЛОКАЛЬНОГО НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ МАТЕРИАЛА У ВЕРШИНЫ ТРЕЩИНЫ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ВИДАХ НАГРУЖЕНИЯ

<u>Г.В. Клевцов¹</u>, Н.А. Клевцова¹, Р.З. Валиев², И.Н. Пигалева¹

¹⁾ Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Klevtsov11948@mail.ru ²⁾ НИИ Физики перспективных материалов УГАТУ, Уфа, rzvaliev@outlook.com

Аннотация. В настоящей работе исследовали широкий класс материалов с ОЦК, ГЦК и ГПУ решеткой, в том числе, УМЗ материалы, полученные путем ИПД. Показана возможность использования критерия h_{max}/t (h_{max} – максимальная глубина пластической зоны под поверхностью изломов; t – толщина образца или детали) для оценки локального напряженного состояния материала у вершины трещины при однократных и циклических видах нагружения. Показана связь h_{max}/t с критерием $t/(K_{1C}/\sigma_{0,2})^2$ для однократных видов нагружения и с критерием $t/(K_{max}/\sigma_{0,2})^2$ для циклических видов нагружения.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 18-08-00340_ а).

Введение

Оценка локального напряженного состояния материала у вершины трещины имеет принципиальное значение, в первую очередь, при испытании материалов, в том числе, и материалов с УМЗ структурой, на статическую трещиностойкость (K_{1C}) в условиях плоской деформации (ПД) [1]. Не менее важна оценка локального напряженного состояния материала и при диагностике причин аварийного разрушения конструкций и деталей машин, когда необходимо соблюдение подобия по локальному напряженному состоянию материала разрушенной детали и имитирующего образца [2, 3], а также в ряде других случаев.

Согласно положению механики разрушения, наиболее объективную информацию о локальном напряженном состоянии материала в момент разрушения дает анализ размеров и формы пластических зон, образующихся у вершины трещины [1, 2]. Согласно критериям механики разрушения, различают два предельных значения локального напряженного состояния материала: плоскую деформацию (ПД) и плоское напряженное состояние (ПН) [1]. В реальных условиях разрушение металлических материалов нередко происходит в переходной области (ПН \leftrightarrow ПД). Указать чёткую границу перехода локального напряженного состояния материала от ПН в переходную область и от переходной области в ПД не представляется возможным из-за непрерывности процесса эволюции размера и количества пластических зон [2]. Поскольку размер пластических зон, как критерий стесненности материала, играет существенную роль в оценке локального напряженного состояния материала у вершины трещины, в работах [2, 4, 5], предложен количественный критерий оценки локального напряженного состояния материала как отношение максимальной глубины пластической зоны под поверхностью изломов h_{max} к толщине образца или детали t, т.е. h_{max} /t. Если разрушение произошло в условиях ПД, то $h_{max}/t<10^{-2}$; если в условиях ПН, то $h_{max}/t>10^{-1}$; если в переходной области от ПД к

В настоящей работе на примере широкого класса материалов с ОЦК, ГЦК и ГПУ решеткой, в том числе, и УМЗ материалов, полученных путем ИПД, показана возможность использования критерия h_{max}/t для оценки локального напряженного состояния материала при однократных и циклических видах нагружения.

Разрушение материалов при однократных видах нагружения

Использование критерия h_{max}/t при испытании образцов на статическую трещиностойкость подробно описано в работах [2-5]. Однако, для оценки локального напряженного состояния материалов по критерию h_{max}/t необходимо определять глубину пластических зон под поверхностью изломов. Это длительный и трудоемкий процесс. Поэтому для случая испытания образцов на статическую трещиностойкость рассмотрим для широкого класса КЗ и УМЗ материалов связь критерия h_{max}/t с известным критерием механики разрушения (ГОСТ 25.506-85) $t/(K_{1C}/\sigma_{0,2})^2$ (рис. 1).

Из анализа зависимости, представленной на рисунке 1, можно сделать следующие выводы:

1. Критерий реализации условия плоской деформации (ПД) t/(K/σ_{0,2})²≥2.5 (на графике отмечен вертикальной линией), в том числе, и для УМЗ материалов, является менее жестким, чем критерий h_{max}/t<10⁻² и включает в себя часть переходной области (ПД↔ПН).

2. Нашло подтверждение высказанное ранее предположение [2] о том, что при определении условий ПД с использованием критерия t/(K/σ_{0,2})² необходимо учитывать тип кристаллической решетки материала. Для материалов с ОЦК решеткой условие ПД можно записать в виде:

$$t/(K_{1C}/\sigma_{0,2})^2 \ge 5.0,$$

а для материалов с ГЦК и ГПУ решеткой – в виде:

$$t/(K_{1C}/\sigma_{0.2})^2 \ge 10.$$

Выводы справедливы как для КЗ, так и для УМЗ материалов.



Рис. 1. Связь критериев h_{max}/t и t/(K_{1C}(K_C)/σ_{0,2})² для материалов с ОЦК решеткой (темные точки) и ГЦК решеткой (светлые точки) и ГПУ решеткой (комбинированные точки) при испытании образцов на статическую трещиностойкость. Вертикальной линией отмечен критерий t/(K_{1C}/σ_{0,2})² ≥ 2,5 (ГОСТ 25.506-85), согласно которому правая часть графика соответствует условию ПД. Материалы в K3 состоянии: 1 – сталь 20; 2 – сталь 40; 3 – 15Х2МФА; 4 – сталь 15; 5 – 09Г2С; 8 – Д16; 9 – 03Х13АГ19; 10 – АК4-1, 15 – ВТ8М-1. Материалы в УМЗ состоянии: 6 – сталь 45 (РКУП); 7 – 09Г2С (РКУП); 11 – АК4-1 (РКУП), 13 – ВТ6 (РКУП), 14 – ВТ6 (РКУП + штамповка), 16 – ВТ8М-1 (ротационная ковка)

Можно предположить, что различие в критериях реализации условий ПД связано с наличием вязкохрупкого перехода в материалах с ОЦК решеткой и отсутствием такового в материалах с ГЦК и ГПУ решеткой, а, следовательно, и различных механизмах разрушения в условиях ПД.

Помимо статического нагружения, в работе [2] показаны примеры использования критерия h_{max}/t для оценки локального наряженного состояния материала при ударном и высокоскоростном импульсном видах нагружения.

Разрушение материалов при циклическом и ударно-циклическом видах нагружения

В настоящее время нет четких критериев оценки локального наряженного состояния материала у вершины трещины при циклическом и ударно-циклическом видах нагружения. Согласно теоретической модели Райса [6], у вершины усталостной трещины образуются две пластические зоны: монотонная, связанная с максимальными растягивающими напряжениями, и циклическая, связанная с обратной пластической деформацией. Рассмотрим связь критерия h_{max}/t (где h_{max} глубина монотонной пластической зоны под поверхностью изломов при различных значениях K_{max}) с критерием t/(K_{max}/σ_{0,2})²[2] (рис. 2).



Рис. 2. Связь критериев h_{max}/t и $t/(K_{max}/\sigma_{0.2})^2$ при циклическом (1-12) и ударно-циклическом (13) видах нагружения образцов [2]. 1- Д16 (t = 10⁻² м; R = 0,1; ΔP = const); 2- Д16 (t = 10⁻² м; R = 0,3; ΔP = const); 3- Д16 (t = 10⁻² м; R = 0,5; ΔP = const); 4- Д16 (t = 10⁻² м; R = 0,1; P_{max} = const); 5- Д16 (t = 10⁻² м; R = 0,5; P_{max} = const); 6- Д16 (t = 1·5·10⁻² м; R = 0,5); 7- Д16 (t = 3·10⁻² м; R = 0,5); 8- Д16 (t = 5·10⁻² м; R = 0,5); 9- Сталь 20 (t = 2·10⁻² м; R = 0,5); 10- 07X13H4AГ20 (t = 2·10⁻² м; R = 0,5); T = 20 °C); 11- 07X13H4AГ20 (t = 2·10⁻² м; R = 0,5; T = -80 °C); 12- 07X13H4AГ20 (t = 2.10⁻² м; R = 0,5; T = -196 °C); 13- Сталь 45 (t = 1.2.10⁻² м; R = 0; T = 20 °C)

Использование критерия $t/(K_{max}/\sigma_{0,2})^2$ основано на том, что по своей физической природе монотонная пластическая зона, образующаяся при циклическом и ударно-циклическом видах нагружения, аналогична слабодеформированной макрозоне, образующейся при однократных видах нагружения.

Анализируя зависимость, представленную на рисунке 2, можно утверждать, что вышеуказанная связь критериев h_{max}/t и t/(K_{max}/σ_{0,2})² описывается единой кривой независимо от типа кристаллической решетки материалов, толщины образцов, температуры испытания и коэффициента асимметрии цикла нагружения R. При этом значительная часть усталостного разрушения материалов как с ОЦК, так и с ГЦК решеткой, происходит в переходной области (ПН↔ПД). Условие реализации плоской деформации (ПД) при циклическом и ударноциклическом видах нагружения можно записать в виде:

$$t/(K_{max}/\sigma_{0,2})^2 > 3.0$$
,

а условие реализации плоского напряженного состояния (ПН) – в виде:

$$t/(K_{max}/\sigma_{0,2})^2 < 0.35.$$

Таким образом, критерий h_{max}/t , основанный на анализе глубины пластический зоны под поверхностью изломов, можно рассматривать как единый критерий оценки локального напряженного состояния материала как при однократных видах нагружения (статическом, ударном, высокоскоростном импульсном), так и при циклическом и ударно-циклическом видах нагружения.

Выводы

1. Показана возможность использования отношения h_{max}/t как единого критерия оценки локального напряженного состояния материала при однократных и циклических видах нагружения.

2. При однократных видах нагружения критерий реализации условия ПД $h_{max}/t < 10^{-2}$ является более жестким, чем критерий $t/(K/\sigma_{0,2})^2 \ge 2.5$, так как последний включает в себя часть переходной области (ПН \leftrightarrow ПД).

3. При испытании образцов на статическую трещиностойкость (K_{1C}) в условиях ПД, используя критерий t/(K/ $\sigma_{0,2}$)², необходимо учитывать тип кристаллической решетки материала. Для материалов с ОЦК решеткой условие ПД реализуется при t/(K_{1C}/ $\sigma_{0,2}$)² \geq 5.0, а для материалов с ГЦК и ГПУ решеткой – при t/(K_{1C}/ $\sigma_{0,2}$)² \geq 10.

4. При циклическом и ударно-циклическом видах нагружения условие ПД реализуется при $t/(K_{max}/\sigma_{0,2})^2 > 3.0$ независимо от типа кристаллической решетки материалов, толщины образцов, температуры испытания и коэффициента асимметрии цикла нагружения R.

Литература

- 1. Мороз Л.С. Механика и физика деформаций и разрушения материалов.- Л.: Машиностроение, 1984. 224 с.
- 2. Клевцов Г.В., Ботвина Л.Р., Клевцова Н.А., Лимарь Л.В. Фрактодиагностика разрушения металлических материалов и конструкций.- М.: МИСиС, 2007. 264 с.
- 3. A.J. McEvily. Metal Failures: Mechanisms, Analysis, Prevention.- Wiley & Sons (2002), 324 p.
- 4. Klevtsov G.V., Botvina L.P., Klevtsova N.A., Fot A.P. // Metal Science and Heat Treatment. 2010. V. 52, № 7. P. 396-402.
- Р. 50-54-52/2-94. Расчеты и испытания на прочность. Метод рентгеновского анализа изломов. Определения характеристик разрушения металлических материалов рентгеновским методом. М.: ВНИИНМАШ Госстандарта России, 1994. 28 с.
- 6. Rice J.R. // ASTM, Special Technical Publication. 1966. № 415. P. 247-311.

Авторы благодарят сотрудников ТГУ: Д.Л. Мерсона, Е.Д. Мерсона, М.Н. Линдерова, В.А. Данилова, С.В. Засыпкина и сотрудников НИИ ФПМ УГАТУ: И.П. Семенову, А.Г. Рааба, А.В. Ганеева за помощь в проведении экспериментальной части работы и обсуждение результатов.
ИСПОЛЬЗОВАНИЕ КОЭФФИЦИЕНТА ПУАССОНА КАК ИНДИКАТОРА РАННИХ СТАДИЙ РАЗРУШЕНИЯ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ

В.А. Клюшников¹, В.В. Мишакин¹, Д.Н. Шишулин², М.Л. Качанов³

¹Институт проблем машиностроения РАН – филиал ФГБНУ ФИЦ ИПФ РАН, Нижний Новгород

²ФГБОУ ВО «Нижегородский государственный технический университет им. Р. Е. Алексеева», Нижний Новгород ³Department of Mechanical Engineering, Tufts University, Medford MA 02155 USA

slavchuk2@yandex.ru

Аннотация. Приведены результаты исследования влияния величины амплитуды усталостного нагружения аустенитных сталей на коэффициент Пуассона, определяемый акустическим методом. Показано, что изменение коэффициента Пуассона связано в основном с двумя факторами: накопление поврежденности и образованием фазы мартенсита. Показана возможность использования полученных данных при диагностике состояния метастабильных сталей при усталостном разрушении на ранних стадиях.

Работа выполнена при поддержке гранта РНФ № 18-79-00268.

Нержавеющие стали широко используются в различных отраслях промышленности, поэтому очень важно контролировать их физико-механические свойства в процессе эксплуатации. Эксплуатационные свойства изделий, изготовленных из аустенитных сталей, в значительной степени зависят от структуры и фазового состава, которые могут изменяться в процессе эксплуатации изделия. В некоторых аустенитных сталей, содержащих метастабильный аустенит, при силовом нагружении кроме процесса накопления микроповреждений происходят фазовые изменения [1, 2]. В основном, эти изменения заключаются в формировании из парамагнитной фазы аустенита магнитной фазы α'-мартенсита. Характерной и важной особенностью мартенсита является его высокое сопротивление пластической деформации. Интенсивность мартенситного превращения влияет как на деформационное упрочнение, так и на скорость зарождения микроскопических усталостных трещин. Отличие модулей упругости выделившейся фазы мартенсита от модулей аустенитной матрицы приводит к изменению упругих и акустических характеристик всего материала. Необходимо также учитывать, что выделяемые частицы мартенсита являются концентраторами напряжения. Концентрация этих частиц хорошо коррелирует с плотностью микродефектов, возникающих при усталостном разрушении сталей [3]. Количество образовавшегося мартенсита может являться определяющим фактором усталостной деградации метастабильных аустенитных сталей.

Целью работы является исследование влияния величины амплитуды усталостного нагружения сталей, содержащих метастабильный аустенит, на коэффициент Пуассона, определяемый акустическим методом.

На изменение эффективного коэффициента Пуассона влияет как накопление микроструктурных повреждений, так и образование мартенсита. Накопление несплошностей уменьшает коэффициент Пуассона [4], мартенситное превращение увеличивает [5] из-за различия в упругих характеристиках деформационного мартенсита и исходного аустенита.

Представляет интерес отделения влияния этих факторов на коэффициент Пуассона. Для решения этой задачи могут быть использованы ультразвуковой и вихретоковый методы неразрушающего контроля. С помощью первого метода определяются упругие характеристики и их изменение при циклическом деформировании. Второй метод применяется для измерения объемной доли магнитной фазы. Вихретоковый метод обладает высокой чувствительностью к изменению магнитной проницаемости и электропроводности при появлении мартенсита и накоплении повреждений в процессе пластического деформирования.

Такую упругую характеристику материала, как коэффициент Пуассона *v*, можно определить акустическим методом, используя соотношение времен или скоростей распространения поперечных и продольных упругих волн [6]:

$$\nu = \frac{v_l^2 - 2v_\tau^2}{2(v_l^2 - v_\tau^2)} = \frac{\tau_\tau^2 - 2\tau_l^2}{2(\tau_\tau^2 - \tau_l^2)},\tag{1}$$

где V_τ, V_l и τ_τ, τ_l – скорости и времена распространения сдвиговой и продольной ультразвуковых волн соответственно.

Современные устройства позволяют измерять времена распространения с очень малым относительным погрешностями (около 10⁻⁵), переводя в четырехзначную точность измерения v [7].

Ранее в работе [8] было представлено изменение эффективного коэффициента Пуассона Δv в виде суммы изменений вследствие накопления поврежденности Δv_D и увеличения объёмной доли фазы мартенсита Δv_M :

$$\nu = \nu - \nu_0 = \Delta \nu_D + \Delta \nu_M,\tag{2}$$

где v₀ – значение исходного материала.

Как было получено ранее, на ранних стадиях нагружения изменение $\Delta v_{\rm M}$ линейно связано с изменением объёмной долей фазы мартенсита ΔV_M [5]. Поэтому изменение вследствие накопления поврежденности $\Delta v_{\rm D}$ можно представить как:

$$\nu_D = \Delta \nu - k_M \Delta V_M. \tag{3}$$

Коэффициент $k_{\rm M}$ может быть оценен на начальной стадии циклического нагружения (при $\nu_D \approx 0$), потому что заметные повреждения и изменение величины $\nu_{\rm D}$ происходят на более поздних стадиях нагружения, тогда как образование мартенситной фазы, индуцированное пластическим деформированием, начинается сразу же с появлением микропластических деформаций. Изменение объемной доли $\Delta V_{\rm M}$ мартенситной фазы оценивается по данным вихретоковых исследований. Общее изменение коэффициента Пуассона $\Delta \nu$ можно найти по акустическим данным. Отсюда можно определить изменение $\Delta \nu_{\rm D}$. Накопление микроструктурных повреждений (микропоры, микротрещины) отслеживается по изменению $\nu_{\rm D}$ ультразвуковым методом. Причём, разрушение материала происходит при достижении этой составляющей критического уровня $\Delta \nu^*$. Предполагаем, что этот критический уровень является постоянным для исследуемых материалов. Исходя из этого, запишем параметр ψ (0< ψ <1), определяющий поврежденность, в виде соотношения:

$$\psi = \frac{\Delta v_D}{\Delta v^*} \tag{4}$$

Исследование влияния амплитуды нагружения на интенсивность изменения коэффициента Пуассона было проведено при консольном нагружении и симметричном циклическом «жестком» растяжении – сжатии с постоянной амплитудой полной деформации на каждом этапе испытания. При консольном режиме нагружения с коэффициентом асимметрии -1 были испытаны плоские образцы из стали 12X18H10T (тип III, ГОСТ 25.502-79) при частоте нагружения около 10 Гц. До достижения количества циклов 10⁶ амплитуда нагружения составляла σ_1 =347 МПа, после – σ_2 =385 МПа. Коэффициент Пуассона *v* определялся с помощью ультразвукового метода, содержание магнитной фазы - многофункциональным вихретоковым прибором МВП-2М. Подробное описание ультразвуковых исследований представлено в [9].

На рисунке 1 показана зависимость параметра ψ от количества циклов *N*. Как видно, интенсивность накопления поврежденности значительно увеличивается при изменении амплитуды нагружения от 347 МПа до 385 МПа.



Рис. 1. Зависимость параметра *ψ* от количества циклов.

Так же были проведены испытания образцов при симметричном циклическом «жестком» растяжении – сжатии с постоянной амплитудой полной деформации ∆є' образцов круглого сечения, изготовленных из стали 08Х18Н10Т. На образцах (диаметр рабочей зоны 12 мм) в центре были вырезаны площадки 3×30 мм для установки пьезоэлектрических преобразователей. Режимы нагружения показаны в таблице 1. Измерения проводились до образования макротрещины размером 1 мм. Изменение коэффициента Пуассона в процессе нагружения для этих образцов приведено на рис. 2.

	Образец 1				Образец 2					
Номер этапа	1	2		Номер этапа	1	2	3			
Δε', %	0,33	0,77		$\Delta \epsilon', \%$	0,33	0,56	0,77			
Ν	0-5000	5000-5370		Ν	0-4200	4200-4820	4820-4915			
		Образец	3		Образец 4					
Номер этапа	1	2	3	Номер этапа	1	2	2			
Δε', %	0,77	0,33	0,56	$\Delta \epsilon', \%$	0,77	0,33				
Ν	0-250	250-6050	4100-4400	Ν	0-100	100-4	4100			

Таблица 1. Режимы нагружения для образцов из стали 08Х18Н10Т

Поэтапное повышение амплитуды нагружения образцов 1 и 2 привело к монотонному увеличению коэффициента Пуассона на большей части кривой $\Delta v(N)$, исключая короткий последний этап, где Δv уменьшается перед появлением макротрещины.

При нагружении с максимальной амплитудой $\Delta \varepsilon'=0,77$ образца 3 (количество циклов N=100) коэффициент Пуассона резко увеличивается ($\Delta v=0,007$), что связано с активным выделением фазы мартенсита. Нагружение при той же амплитуде деформации образца 4, но N уже 250, приводит к увеличению Δv до значения 0,0106.

При переходе к амплитуде $\Delta \varepsilon'=0,33$ происходит дальнейшее увеличение коэффициента Пуассона материала образца 3, но с меньшей интенсивностью, а затем уменьшение. Это объясняется тем, что в диапазоне циклов от 100 до 2200 продолжает выделяться мартенсит, и его влияние на v превалирует над влиянием накопления поврежденности. В интервале N от 2200 до 4100 коэффициент Пуассона уменьшается. По всей видимости, в материале перестала выделяться фаза мартенсита или её выделение стало незначительно. Вследствие чего на коэффициент Пуассона в большей степени стало влиять накопление микроповрежденности. Переход к амплитуде 0,56 привел к интенсификации образования мартенсита, что привело к увеличению v.

При переходе к амплитуде Δε'=0,33 коэффициент Пуассона материала образца 4 стабильно уменьшается. То есть 250 циклов нагружения с амплитудой 0,77 привело к тому, что образовалось значительное количество концентраторов в виде частиц мартенсита. И при дальнейшем нагружении с меньшей амплитудой в материале происходит только накопление повреждений, которое, как было сказано выше, приводит к уменьшению коэффициента Пуассона.



Рис.2. Изменение коэффициента Пуассона при блочном режиме нагружения.

Из кривых $\Delta v(N)$, полученных с помощью ультразвукового неразрушающего метода контроля, можно оценить амплитуду деформации и последовательность приложения нагрузки при блочном режиме нагружения.

Таким образом, проведенные исследования показали, что мониторинг поведения коэффициента Пуассона аустенитных сталей с учётом влияния на них фазовых изменений и микроповрежденности позволяет получить полезную информацию об их состоянии на ранних стадиях разрушения, до образования макротрещины.

- 1. М.И. Гольдштейн, Б.М. Бронфин, В.С. Литвинов. Металлофизика высокопрочных сплавов. М.: Металлургия, 1986. 312 с.
- 2. Ф.Ф. Химушин. Нержавеющие стали. М.: Металлургия, 1986. 800 с.
- 3. В.Ф. Терентьев, А.Г. Колмаков, В.М. Блинов // Деформация и разрушение материалов. 2007. №6. С. 2-9.
- 4. Р.Л. Салганик // Механика твердого тела. 1973. № 4. С. 149-158.
- 5. В.В. Мишакин, В.А. Клюшников, А.А. Гончар // Журнал технической физики. 2015. Т. 85, вып. 5. С. 32-36.
- 6. Неразрушающий контроль и диагностика: Справочник / Под ред. В.В. Клюева. М.: Машиностроение, 1995. 488 с.
- 7. К.В. Курашкин, В.В. Мишакин // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2013. № 4. С. 54-58.
- 8. V. Mishakin., V. Klyushnikov, A. Gonchar, M. Kachanov // Journal of Nondestructive Evaluation. 2019. 38:4.
- 9. А.В. Гончар, О.Н. Бизяева, В.А. Клюшников В.А., В.В. Мишакин // Дефектоскопия. 2016. №. 10. С. 76–83.

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВИБРОПОВЕДЕНИЯ ТЕЛ ИЗ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ С ДЕФЕКТАМИ СТРУКТУРЫ

<u>А.М. Кокуров</u>^{1,2}, И.Н. Одинцев²

¹ Публичное акционерное общество «Туполев», Москва ² Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва and-kokurov@yandex.ru

Аннотация. Предложена модифицированная методика конечно-элементного моделирования виброповедения объектов, изготовленных из слоистых полимерных композитных материалов при наличии в них начальных аномалий структуры типа непроклеев. Ее особенностью является возможность учета степени реальной (ненулевой) адгезии между слоями в зоне дефекта. Представлены результаты расчетов тестовой задачи. Разрабатываемые подходы предполагается использовать для уточнения и обобщения данных дефектоскопии (вибродиагностики) реальных композитных композитных композитных конструкций.

Введение

В ходе неразрушающего контроля конструкций из полимерных композитов обнаруживаются, в том числе, изначальные дефекты структуры материала, вызываемые нарушениями технологии в процессе их производства [1, 2]. Наиболее часто встречаются различного рода несплошности и непроклеи как следствие недостаточной пропитки волокон связующим в слоистом пакете. Вместе с тем, их доскональная и достоверная геометрическая идентификация на практике осложнена тем, что адгезия между элементами структуры (слоями) в области повреждения может частично сохраняться и, следовательно, в общем случае возможно их силовое взаимодействие. Это явление, в частности, затрудняет интерпретацию результатов вибродиагностики изделий с применением тех или иных средств визуализации форм резонансных колебаний [3 - 5]. В основе расширенного анализа получаемой первичной информации здесь лежит сопоставление экспериментальных данных с результатами численного моделирования объекта с соответствующими аномалиями методом конечных элементов (МКЭ) [6, 7]. Цель настоящей работы состоит в модификации модели дефекта типа расслоения в композите за счет возможности включения в нее приближенных к реальности локальных характеристик взаимодействия структурных элементов материала.

Особенности расчетной методики

Эффекты адгезионной связи частей в МКЭ-представлении композита со структурным дефектом могут моделироваться с использованием условий клеевого или контактного взаимодействия. При решении задач, в которых степень адгезии между слоями в области структурного дефекта значительна и близка к характеристикам исходного материала, используется расчетная модель клеевого сочленения. В такой постановке элементы, находящиеся на границе структурного повреждения, являются предельно связанными между собой. Данная модель эффективно применяется, в том числе, для исследования влияния пористости материала на деформационные характеристики конструкции. Во всех остальных случаях принимается расширенное контактное взаимодействие, обеспечивающее возможность задания промежуточных численных характеристик силовой связи. Процедура идентификации путем расширенной обработки частотного спектра деформационных реакций конструкции на вибровозбуждение допускает динамические изменения типа и характеристик адгезии каждой из областей структурного дефекта. Обработка исходной информации, получаемой при диагностике текущего состояния конструкции, позволяет определить силу взаимосвязи и фактический размер области структурного повреждения.

Результаты тестовых расчетов

С целью апробации методики и демонстрации ее возможностей выполнено численное исследование влияния адгезии на границах дефекта на вибрационные характеристики тестового объекта – прямоугольной (100×150×4,07 мм) многослойной композитной пластины с искусственной аномалией в виде непроклея. Граничные условия – жесткое закрепление пластины по одной из коротких сторон.

Моделировался композитный материал со следующими характеристиками:

- препрег: Тогауса Т800 (толщина слоя 0,113 мм);
- число монослоев в пакете: 36;

Дефект прямоугольной формы (83×55 мм) располагался в центральной части пластины на глубине 0,68 мм.

Расчеты выполнялись с использованием программного комплекса MSC.NASTRAN. В результате вычислений определялись собственные формы и соответствующие им резонансные частоты колебаний

пластины с учетом изменения степени адгезии на берегах дефекта. Получено качественное подтверждение и количественные оценки взаимосвязи концентрации и значений максимальных амплитудных перемещений с силой взаимодействия границ дефекта. Как и следовало ожидать, с уменьшением адгезии заметно растут искажения исходных форм колебаний. На рисунке 1 демонстрируются соответствующие данные для двух крайних случаев состояния: максимальной связи (практически при сохранении целостности структуры материала) и минимальной адгезии (при полном отсутствии связей между берегами дефекта). При этом отмечено, что количество форм колебаний, которые могут быть использованы как характерные отклики для обнаружения и идентификации повреждений методами вибродиагностики, существенно меньше их полного набора, устанавливаемого в расчетах.



Рис. 1. Результаты моделирования виброповедения композитной пластины с дефектом типа непроклея: при максимальной (верхний ряд) и минимальной (нижний ряд) адгезии между слоями на границе дефекта.

Заключение

Результаты, полученные в ходе решения тестовых примеров, наглядно демонстрируют существенную зависимость поля виброперемещений объекта из слоистого композита от характеристик остаточной адгезионной связи между слоями в зоне локального расслоения. Выражение этой зависимости в численном виде путем решения соответствующих модельных задач предопределяет возможность успешного применения рассмотренного подхода для достоверной численно-экспериментальной идентификации дефектов, имеющих место в реальных элементах композитных конструкций.

- 1. R.D Adams., P. Cawley // NDT International. 1988. No4. P.208-222.
- 2. В.Е Гайдачук., В.А Коваленко // Авиационно-космическая техника и технология. 2012. № 6. С.5-12.
- 3. И.Н. Одинцев, И.А. Разумовский // Приборы. 2010. №9. С.28-36.
- 4. J. Kilpatrick, A. Apostol, V. Markov // Proc. SPIE 7389, Optical Measurement Systems for Industrial Inspection VI, 73893F. 2009. doi.org/10.1117/12.828570.
- 5. M.A. Sutton, J. Orteu, H.W. Schreier. Image correlation for shape, motion and deformation measurements: basic concepts, theory and applications. Springer, 2009. 321 p
- 6. А.М. Кокуров, И.Н. Одинцев // Вестник концерна ВКО АЛМАЗ-АНТЕЙ. 2016. №3. С.52-60.
- 7. A.M. Kokurov, I.N. Odintsev // Russian Aeronautics. 2017. V.60. №1. P.21-26.

РАЗРАБОТКА КРИТЕРИЯ РАЗРУШЕНИЯ ГОРНЫХ ПОРОД НА ОСНОВЕ КОНКРЕТИЗАЦИИ ТЕОРИИ ПРОЧНОСТИ МОРА

<u>Н.М. Комарцов</u>¹, М.А. Кулагина¹, Б.А. Рычков¹

¹ Кыргызско-Российский Славянский университет, Бишкек komartsovnm@mail.ru

Аннотация. Теория прочности Мора постулирует, что сопротивляемость сдвигу (касательное напряжение) является некоторой функцией от нормального напряжения на заданной плоскости. Семейство кругов таких предельных напряжений имеет огибающую, характеризующую условие прочности. В настоящем сообщении рассмотрен способ построения огибающей, исходя из некоторой аналитической зависимости между минимальным и максимальным главными напряжениями. Материальные параметры, входящие в эту зависимость, определены в соответствии с предлагаемой классификацией типов горных пород на основе сведений о структуре и изменении угла среза при различных условиях трехосного сжатия.

Введение

Напряженное состояние горных пород в массиве моделируется испытаниями стандартных цилиндрических образцов на установках по схеме Кармана, когда между осевым напряжением сжатия σ_1 и главными напряжениями σ_2 и σ_3 от равномерного бокового давления выполняется соотношение: $\sigma_1 > \sigma_2 = \sigma_3$. При этом сжимающие напряжения считаются положительными.

Напряжения σ_1 и σ_3 могут принимать множество значений, и осуществить весь комплекс опытов с различным соотношением этих компонент невозможно. Согласно ГОСТ 21153.8-88 необходимо произвести испытания не менее чем при трех видах напряженного состояния, который характеризуется параметром $c = \sigma_3/\sigma_1$. Такие испытания очень трудоемки, поэтому разрабатываются различные методы расчета [1], по которым можно оценить степень опасности напряженного состояния по постулируемым зависимостям между главными напряжениями (σ_1, σ_3), т.е. предсказать прочностные свойства материалов в момент разрушения. Предлагаемые зависимости $\sigma_1(\sigma_3)$, как правило, являются эмпирическими [2, 3, 4].

В монографии [5] уравнение предельных кругов Мора в пространстве главных напряжений (σ_1, σ_3) представлено в виде алгебраического уравнения второй степени:

$$\varphi(\sigma, \tau, \sigma_1) = \sigma^2 + \tau^2 - (\sigma_1 + \sigma_3)\sigma + \sigma_1\sigma_3 = 0, \tag{1}$$
где параметром этого семейства является напряжение σ_1 .

По инвариантам уравнения (1) можно заключить, что в пространстве главных напряжений оно является уравнением гиперболы. По определению уравнение гиперболы в этом пространстве задается в виде:

$$\sqrt{\sigma_1^2 + (\sigma_3 - b)^2} - \sqrt{\sigma_1^2 + (\sigma_3 - a)^2} = d \qquad (a, b, d - const).$$
(2)

Удалось [5] разрешить его относительно главного напряжения σ_3 , т.е. получить зависимость $\sigma_3 = \sigma_3(\sigma_1)$, а именно:

$$\sigma_3 = \frac{a+b}{2} + \sqrt{\frac{d^2\sigma_1^2}{(a-b)^2 - d^2} + \frac{d^2}{4}}.$$
(3)

Согласно известной теореме [6], огибающая семейства вида (1) должна удовлетворять также уравнению:

$$\varphi_{\sigma_1}(\sigma,\tau,\sigma_1) = 0 \quad \left(\varphi_{\sigma_1} = \partial \varphi / \partial \sigma_1\right),\tag{4}$$

а координатами огибающей будут:

$$\sigma = \frac{\sigma_3 + \sigma_1 \sigma_3'}{1 + \sigma_3'}, \qquad \tau = \pm \frac{\sigma_1 - \sigma_3}{1 + \sigma_3'} \sqrt{\sigma_3'} \qquad \left(\sigma_3' = \frac{\partial \sigma_3}{\partial \sigma_1}\right). \tag{5}$$

1. Анализ зависимости между главными напряжениями

Введем замену параметров в формуле (3):

$$\frac{b}{2} = A, \quad \frac{d^2}{4} = B^2, \quad \frac{d^2}{(a-b)^2 - d^2} = Q.$$
 (6)

Учитывая (6) выражение (3) принимает следующий вид:

$$\sigma_3 = A + \sqrt{Q\sigma_1^2 + B^2},\tag{7}$$

Огибающая при $\sigma_1 \to \infty$ стремится к линии параллельной оси σ , а максимальное касательное напряжение – к постоянному значению, в результате чего, согласно этому условию предельного перехода, [5, 7], Q = 1. Следовательно, зависимость $\sigma_3(\sigma_1)$ можно представить еще в виде:

$$\sigma_3 = A + \sqrt{\sigma_1^2 + B^2}.$$
 (8)

2. Построение кругов Мора и огибающей к ним

Проанализируем полученную зависимость $\sigma_3(\sigma_1)$ и установим область применимости формул (7) и (8).

Угловой коэффициент касательной к предельным кругам Мора (т') с учетом (5) определяется [5] по формуле:

$$\tau' = \frac{1 - \sigma'_3}{2\sqrt{\sigma'_3}}, \quad \left(\tau' = \frac{\partial \tau}{\partial \sigma}\right). \tag{9}$$

Обозначим $\tau' = t_g \theta$. Из построения предельного круга Мора и огибающей к нему имеем

$$2\alpha = 90^{\circ} - \theta$$

где угол среза α при заданном виде напряженного состояния (*c*) определяется соотношением:

$$\sin 2\alpha = \frac{2\tau}{\sigma_1(1-c)} \tag{11}$$

В качестве исходных экспериментальных данных выбраны результаты испытаний на трехосное сжатие обширной группы горных пород, представленные в виде табличных данных в монографии [3]; рассмотрены горные породы, для которых имеются экспериментальные значения пределов прочности не менее, чем при пяти видах напряженного состояния. На основе сопоставления расчетных (согласно зависимостям (7) и (8)) и построенных по опытным данным наибольших кругов Мора при всех осуществленных в опыте напряженных состояниях предлагается классификация рассмотренных горных пород в соответствии с их петрографическими характеристиками и значением параметра *Q*. Результаты исследования представлены в таблице 1.

Таблица 1. Классификация горных пород

(10)

I подгруппа : крупно- и среднезернистые (Q < 1)	П подгруппа : мелкозернистые (Q = 1)
Песчаник выбросоопасный ($Q = 0,226$), Песчаник, не опасный по	Песчаник Д-8, Песчаник П-03,
выбросам ($Q = 0,132$), Песчаник П-0 ($Q = 0,223$), Известняк Д-6	Мрамор II, Известняк (Эстонсланец),
(Q = 0,27), Песчаник П-01 $(Q = 0,161)$, Песчаник П-026 $(Q = 0,161)$	Диабаз.
0,134), Мрамор-I (<i>Q</i> = 0,42), Кварцевый диорит Д-2 (<i>Q</i> = 0,1).	

Как видно из этой таблицы, пределы прочности горных пород с мелкозернистой структурой отражаются теоретической зависимостью (8), т.е. при Q=1. В этом случае для построения расчетных наибольших кругов прочности Мора достаточно иметь экспериментальные значения пределов прочности при двух видах напряженного состояния (при двух значениях параметра c). Целесообразно использовать опытные данные при c = 0 и при максимальном значении c, осуществленного в ходе испытания. Соответствующие два значения $\sigma_1(c)$ служат «опорными точками» для определения констант A и B (согласно формуле (8)). Установлено, что для других («промежуточных») видов напряженного состояния в рассмотренном случае расчетные и экспериментальные круги Мора отличаются незначительно.

Для определения параметров зависимости $\sigma_1(\sigma_3)$, согласно формуле (7), необходимо определить три константы (*A*, *B* и *Q*). Для этого используются три «опорные» точки, т.е. значения пределов прочности при трех видах напряженного состояния. Чтобы сопоставить область применения формул (7) и (8) проанализировано также изменение угла среза α с изменением вида напряженного состояния при отображении прочностных свойств первой и второй подгруппы рассмотренных материалов. Для этого построены графики относительного роста угла среза $\alpha_{\text{отн}} = (\alpha - \alpha_0)/\alpha_0$ как функции от относительного роста текущего предела прочности $\sigma_{\text{отн}} = 0.5 * (\sigma_1 - \sigma_3) * \sin(2\alpha)/\sigma_c$ в пределах всего диапазона изменения вида напряженного состояния для конкретных пород. Здесь α_0 и σ_c – угол среза и предел прочности при одноосном сжатии. На рисунке 1 нижняя кривая соответствует в указанных координатах изменению угла среза для песчаника выбросоопасного, а верхняя – для песчаника П-03. Из сопоставления этих кривых следует, что у крупнозернистой породы по сравнению с мелкозернистой одна и та же величина относительного угла среза достигается при заметно большем относительном пределе прочности. Это обстоятельство может служить еще одним критерием для выделения какой-либо конкретной горной породы в первую или вторую подгруппу, согласно таблице 1, для последующего определения теоретических пределов прочности по формуле (7) или (8).



Рисунок 1. Изменение угла среза в зависимости от относительного предела прочности

3. Определение предела прочности на растяжение

Достоинство зависимостей (7) и (8) заключаются в том, что они позволяют определить предел прочности на растяжение (σ_p) по экспериментальным данным трехосного сжатия без каких-либо дополнительных допущений (как это принято, например, в [3]). Согласно (7), (8) имеем:

$$\sigma_{\rm p} = A + B \tag{12}$$

Расчетные по формуле (12) значения σ_p представлены в таблице 2 в сопоставлении с их экспериментальными значениями и вычисленными авторами эксперимента [3]. Все эти значения, как видно из таблицы, удовлетворительно согласуются между собой.

Порода	$ \sigma_{\rm p} * 9.81^{-1} {\rm MHa},$				
Порода	Эксперимент [3]	Расчет по [3]	Расчет по (12)		
Песчаник выбросоопасный	84	44	88		
Песчаник, не опасный по выбросам	94	66	79		
Песчаник П-0	208	150	178		
Известняк Д-6	120	94	134		
Песчаник П-01	200	150	185		
Песчаник П-026	70	43	96		
Мрамор-І	45	50	110		
Кварцевый диорит Д-2	190	80	201		
Песчаник Д-8	50	67	63		
Песчаник П-03	250	140	151		
Мрамор II	50	47	48		
Известняк (Эстонсланец)	38	35	64		
Диабаз	150	137	114		

Таблица 2. Сравнение расчетных и экспериментальных пределов прочности на растяжение

Заключение

Рассмотренная зависимость между максимальным (σ_1) и минимальным (σ_3) главными напряжениями на пределе прочности может служить критерием разрушения как при трехосном сжатии, так и при растяжении. Эта зависимость по существу является конкретизацией теории прочности Мора. Соотношение между напряжениями σ_1 и σ_3 может быть представлено в различных редакциях (формулы (7) и (8)), содержащих разное количество подлежащих определению материальных параметров. Предложена методика их определения, на основе которой рассмотренные породы выделены в особые группы с указанием их классификационных признаков по структуре и изменению угла среза в зависимости от вида напряженного состояния.

- 1. Свойства горных пород и методы их определения [Текст] / Е. И. Ильницкая, Р. И. Тедер, Е. С. Ватолин, М. Ф. Кунтыш; Под ред. проф. д-ра техн. наук М. М. Протодьяконова. Москва: Недра, 1969. 392 с.
- 2. Hoek E., Brown E.T. Empirical strength criterion for rock masses. J. Geotech. Engng Div., ASCE 106(GT9), 1980. pp. 1013-1035.
- 3. Ставрогин А.Н., Протосеня А.Г. Пластичность горных пород. Москва: Недра, 1979. 305 с.
- 4. Paterson M.S., Wong T.-F. Experimental Rock Deformation The Brittle Field. Berlin: Springer, 2005. 348 p.
- 5. Т.Б. Дуйшеналиев, К.Т. Койчуманов. Уравнение огибающей линии предельных кругов напряжений. Бишкек: Илим, 2006. 130 с.
- 6. Погорелов А.В. Дифференциальная геометрия. Москва: Наука, 1974. 176 с.
- Рычков Б.А. О прочностных характеристиках горных пород // Современные проблемы механики сплошных сред Бишкек, 2011. – Вып. 13. – С. 310-317.

МЕТАЛЛОМАТРИЧНЫЙ КОМПОЗИТ НА ОСНОВЕ МЕДИ И АЛЮМИНИЯ, ПОЛУЧЕННЫЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ СДВИГА ПОД ДАВЛЕНИЕМ

<u>Г.Ф. Корзникова,</u> В.Н. Даниленко, А.П. Жиляев, Р.Х. Хисамов, К.С. Назаров, С.Н. Сергеев, Р.Р. Кабиров, Г.Р. Халикова, Р.Р. Мулюков

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа korznikova@anrb.ru

Аннотация. Представлены результаты исследования структуры и механических свойств металло-матричного композита Al-Cu-Al, полученного из исходных крупнозернистых пластин Al и Cu сдвигом под давлением на наковальнях Бриджмена с углублениями. Анализ структуры показал, что перемешивание произошло по всему объему за исключением центральной зоны. Предел прочности композита на растяжение составил 485 МПа, что существенно выше предела прочности, как чистого Al так и Cu. Оценка кинетики структурно-фазовых изменений при отжиге, показала, что основным механизмом роста интерметаллидных фаз является объемная диффузия. Работа выполнена при поддержке гранта РНФ № 18-12-00440.

Введение

Деформация сдвигом под давлением позволяет не только формировать мелкозернистую структуру, но и за счет высоких сдвиговых деформаций соединять металлы, которые по диаграмме состояния не образуют соединений. Этот метод позволяет за относительно короткое время при комнатной температуре получать в один прием монолитные образцы достаточного размера для аттестации структуры и физико-механических свойств [1,2]. В частности, ранее деформацией сдвигом под давлением нами были успешно изготовлены монолитные образцы металломатричных композитов из исходных слоистых компонентов чистого Al и Cu, а также проанализирована их структура [2-4]. Настоящая работа является продолжением предыдущих исследований, и в ней приводятся результаты изучения механических свойств металломатричного композита системы Al-Cu, полученного деформацией сдвигом под давлением, а также некоторые особенности структурно фазовых превращений при отжиге такого композита.

Результаты исследований и их обсуждение

В качестве исходных материалов были использованы чистые Al (99,3-99,5 вес.%) и Cu (99,90 вес.%) с крупнозернистой структурой. Вырезанные из прутков диски складывали в стопку с чередованием слоев Al-Cu-Al. Образцы металломатричных композитов получали деформацией сдвигом под давлением на наковальнях Бриджмена с канавками диаметром 12 мм и глубиной по 0,25 мм, при давлении 5 ГПа, 10 оборотов и скорости 1 оборот в минуту при комнатной температуре. Как было показано ранее [3-5] методами электронномикроскопического анализа поперечного сечения композита Al-Cu-Al в деформированном состоянии, образец является монолитным и не содержит пор, однако в зависимости от расстояния от центра образца, перемешивание компонентов оказалось различным как видно из рисунка 1.



Рис. 1. Микроструктура (режим BSE) поперечного сечения дисков композита Al-Cu-Al при малом (a), и большом увеличениях выделенных на рисунке (a) участков в центре (b), на середине радиуса (c) и вблизи края (d)

В центральной зоне все границы соединения Al/Cu сильно изогнуты и сплошной границы соединения не наблюдается. Крупные вытянутые в плоскости композита фрагменты меди внедрены в матрицу алюминия. В следующей зоне находящейся вблизи середины радиуса наблюдается еще более сильное перемешивание, причем фрагменты меди, имеющие вид тонких изогнутых ламелей, достигают верхней и нижней поверхностей композита Al-Cu-Al. Вблизи края образца степень перемешивания меди и алюминия максимальна и отдельные ламели Cu и Al становятся различимы лишь при больших увеличениях (рис. 1. с). Энергодисперсионный анализ выявил α-Cu и α-Al, а также незначительное количество интерметаллида Al₄Cu₉ на границах металлов.

Для получения композитов с существенной долей интерметаллидных фаз были проведены отжиги. Температуры отжигов были выбраны исходя из данных дифференциальной сканирующей калориметрии, которые показали наличие широкого пика в интервале температур 150-450°C, а также данных рентгеноструктурного анализа, который выявил формирование значительной доли интерметаллидных фаз Al₂Cu, AlCu Cu₉Al₄ после отжигов при 350°C и 450°C (рис.2).



Рис. 2. Рентгеновская дифрактограмма композита Al-Cu-Al после отжига при 450°С в течение 15 минут.

Методом рентгеноструктурного анализа была проведена оценка кинетики фазовых превращений в композите при отжиге. Для этого каждый образец отжигали при выбранной температуре последовательно с нарастанием времени отжига от 1 минуты до 4 часов для температур 150 и 170°С и от 1 минуты до 1 часа для температур 350 и 450°С. Укороченное время отжига для температур 350 и 450°С было связано с тем, что скорость превращения при этих температурах была более высокой, чем при 150 и 170°С. После каждого промежуточного отжига проводили съемку образцов на рентгеновском дифрактометре и определяли фазовый состав. Из полученной серии данных для каждой температуры отжига были построены зависимости доли фазы/фаз от квадратного корня времени отжига. Построенные зависимости имели вид прямых с различным наклоном. Такой характер зависимости, согласно литературным данным, однозначно свидетельствует о диффузионном характере превращений в зоне соединения Al/Cu, причем основным механизмом роста интерметаллидных фаз является объемная диффузия.

Образцы для проведения механических испытаний на растяжение были вырезаны в зоне середины радиуса, где наблюдалось достаточно однородная хорошо перемешанная структура. Кроме того, для получения сравнительных результатов образцы были вырезаны также из центральной зоны, где наблюдается незначительное перемешивание. Таким образом, из каждого композитного диска, включая диски, подвергнутые отжигу, были вырезаны 3 образца для механических испытаний – два образца с рабочей частью в зоне середины радиуса и один из центральной зоны.

Испытания на разрыв производились при комнатной температуре с использованием специально разработанной оснастки на разрывной машине Instron Model 1185. Использование сдвига под давлением в наковальнях диаметром 12 мм с углублениями общей глубиной 0,5 мм позволило провести испытания на растяжение пропорциональных образцов регламентированных ГОСТ 1497-84. Пластичность композитов ввиду малой рабочей базы образцов не оценивалась.

Испытания на растяжение (рис. 3) показали, что среднее значение предела прочности образцов, вырезанных со смещением от центральной зоны (0,5 R на рис. 3а), достигает уровня 485 МПа, что в несколько раз превышает предел прочности образцов исходных компонентов, полученных при тех же условиях и испытанных таким же образом чистого Al (~80 МПа) и Cu (~190 МПа). Образцы с рабочей частью, вырезанной из центральной зоны композита (0 R), оказались менее прочными – среднее значение прочности оказалось почти вдвое ниже и составило 245МПа. Отжиг композита при 150°С привел к заметному снижению прочности как в центральной зоне композита, так и на середине радиуса. Увеличение температуры отжига до 450°С привело к еще более существенному снижению прочности (рис. 3б) как образцов из центральной части, так и образцов, вырезанных со смещением от центральной зоны.



Рис. 3. Диаграммы прочности разрушения образцов металломатричного композита. а – без термообработки, бтермообработка 450°С, 15 мин.

Анализ изломов в образцах без отжига показал, что в Al матрице наблюдается вязкий излом, что проявляется как равномерный ямочный рельеф при больших увеличениях, а участки Cu разрушались по хрупкому типу. Идентификация Al и Cu проводилась методом энергодисперсионной спектроскопии (EDS). В образце, вырезанном вблизи середины радиуса, участки вязкого излома Al компоненты перемежаются с небольшими, равномерно распределенными участками Cu компоненты, где разрушение сопровождалось расщеплением как внутри Cu компоненты, так и на границах соединения c Al (рис 7 а). В целом, структура этого образца однородна и наличие межфазных границ соединения Al/Cu способствовало диссипации энергии разрушения за счет отклонения и разветвления трещин вдоль границ раздела Al/Cu и вязкого разрушения Al матрицы. Высокие значения предела прочности композита связаны с диспергированием структуры алюминиевых слоев, и формированием в алюминиевой матрице дисперсных и более прочных медных слоев за счет перемешивания компонентов в процессе деформации сдвигом под давлением. Снижение предела прочности при росте температуры отжига связано с выделением на межфазных границах Al/Cu интерметаллидных частиц, которые в значительной мере охрупчивают материал.

Заключение

Деформирование растяжением образцов композита Al-Cu-Al типа «сэндвич», полученных деформацией сдвигом под давлением исходных крупнозернистых пластин алюминия и меди продемонстрировало существенную зависимость предела прочности от степени перемешивания компонентов. В центральной зоне, где перемешивание было слабым, предел прочности оказался почти вдвое ниже, чем в области середины радиуса, где при деформации сдвигом под давлением произошло равномерное перемешивание компонентов. Значение предела прочности составило 485 МПа, что оказалось существенно выше предела прочности как чистого алюминия, так и меди. При испытаниях на растяжение основным механизмом здесь являлось вязкое разрушение по Al матрице без заметного расслоения по межфазным границам, в то время как в образцах с плохим перемешиванием разрушение происходило преимущественно за счет фазовых превращений и выпадения интерметаллидных фаз на границах Al/Cu. Разрушение в отожжённых образцах композитов происходило за счет хрупкого разрушения по интерметаллидным зернам на межфазных границах.

- 1. Ahna B., Zhilyaev A.P., Leef H.-J., Kawasaki M., Langdon T. G.// Materials Science and Engineering: A. 2015. V. 635. P. 109-117.
- Khisamov R.Kh., Nazarov K.S., Sergeev S.N., Kabirov R.R., Mulyukov R.R., Nazarov A.A. // Letters on materials 2015. Vol. 5. No. 2. P. 119-123.
- Korznikova G. F., Mulyukov R. R., Zhilyaev A. M., Danilenko V. N., Khisamov R. Kh., Nazarov K. S., Sergeyev S. N., Khalikova G. R., Kabirov R. R. // AIP Conference Proceedings. 2018. ;2053, 030028 doi: 10.1063/1.5084389.
- 4. Korznikova G.F., Zhilyaev A.P., Sergeev S.N., Khalikova G.R., Khisamov R.Kh., Nazarov K.S., Kiekkuzhina L.U., Mulyukov R.R. // 2018 IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng. 447 012021.
- Danilenko V.N., Sergeev S.N., Baimova J.A., Korznikova G.F., Nazarov K.S., Khisamov R.Kh., Glezer A.M., Mulyukov R.R. // Materials Letters. 2019. V. 36. P. 51–55.

МИКРОСТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ, ИЗГОТОВЛЕННОЙ СЕЛЕКТИВНЫМ ЛАЗЕРНЫМ СПЕКАНИЕМ

Г.Ф. Корзникова¹, С. Н. Сергеев¹, В.В.Смирнов², С.П. Павлинич², Р.Р. Мулюков¹

¹Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа ²Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа korznikova@anrb.ru

Аннотация. Представлены результаты исследования структуры и механических свойств коррозионно стойкой стали мартенситно-стареющего класса, полученной аддитивным методом из исходного порошкового материала. Полученный селективным лазерным спеканием материал однороден, не имеет пористости и кристаллографической текстуры. Средний размер зерен составляет 0,5 мкм. Предельная прочность на растяжение превышает 1 ГПа, а пластичность около 15%. Старение при 482°С приводит к некоторому увеличению размера зерна и осаждению интерметаллидных частиц, что увеличивает микротвердость и прочность на 20%, и уменьшает пластичности до 10%.

Введение

Селективное лазерное сплавление (СЛС) - один из перспективных методов современного аддитивного производства. Метод СЛС уже успешно апробирован на сталях различного класса, поскольку сталь является наиболее востребованным материалом в различных отраслях промышленности. Кроме того, аллотропия сплавов на основе железа в сочетании с большими градиентами температур, возникающими при всех способах аддитивного производства, открывает широкие возможности для создания уникальных микроструктур в сталях [1-3]. В частности, в мартенситностареющих сталях при высоких скоростях охлаждения возможно присутствие остаточного аустенита, что может оказывать существенное влияние как на структуру, так и на физикомеханические свойства стали [4]. В настоящей работе исследованы микроструктура, спектр границ зерен, фазовый состав, микротвердость и механические свойства на растяжение образцов сплава мартенситной стареющей стали ЕОS PH1, полученной СЛС в оптимизированном разработчиком оборудования режиме, а также их изменение после старения стали.

Результаты исследований и их обсуждение

В качестве исходного материала был взят порошок стали EOS StainlessSteel PH1 (Fe-15%Cr, 5%Ni, 4%Cu, 1%Mn, 1%Mo). В отличие от традиционных мартенситно-стареющих сталей содержание никеля в исследуемой стали существенно ниже, что компенсируется высоким содержанием хрома и обеспечивает высокие коррозионные свойства, а также хорошую прокаливаемость стали. Кроме того, наличие хрома в сочетании с пониженным содержанием никеля расширяют область существования аустенита и позволяют получить мелкозернистую структуру с небольшой долей аустенита.

Как показал рентгеноструктурный анализ (PCA), доля остаточного аустенита в исходном порошке составила 10%. После селективного лазерного сплавления доля аустенита в прутке практически не изменилась. Старение при 482°C привело к полному распаду остаточного аустенита. Измерения параметра решетки и микронапряжений методом PCA указывают на выделение интерметаллидных частиц в ходе старения. Анализ состава частиц был затруднен их малым размером и ограниченностью условий съемки.

Исследования микроструктуры методом растровой микроскопии показали, что исходный порошок имеет вид преимущественно сферических гранул правильной формы со средним размером около 25 мкм (рисунок 1 а, б). При большем увеличении внутри гранул выявляются отдельные зерна/субзерна средний размер которых не превышает 2мкм.

Полученный селективным лазерным сплавлением образец оказался монолитными без видимой пористости и микротрещин. Структура, в целом однородна как по размеру зерен, так и по химическому составу образцов. В продольном и поперечном направлениях образца металлографической текстуры или какой-либо периодичности в структуре не выявляется (рисунок 1 в, г). Большинство зерен имеют достаточно вытянутую форму, однако выделить преимущественное направление вытянутости невозможно, зерна в поперечном и продольном сечении образца имеют одинаковый размер и форму. Средний размер зерен составляет около 0,5 мкм. После отжига при 482°С размер зерна увеличился вдвое и составил 1 мкм.

Наличие двух фаз в структуре образца стали было подтверждено методом дифракции обратно рассеянных электронов EBSD (electron back scattered diffraction). Согласно данным EBSD средний размер зерна равен 0,48 мкм. Этот анализ позволил также оценить распределение ориентировок зерен. Анализ спектра границ зерен показал, что объемная доля большеугловых границ составляет почти 70%, что существенно отличает данный образец от аналогичного образца, полученного деформационным методом. Большеугловыми границами считали границы, угол разориентировки которых составляет от 15-62,5 градусов.



Рис.1. Микроструктура исходного порошка PH1 (a, б), и образца после селективного лазерного сплавления в продольном (a) и поперечном (б) сечениях (метод РЭМ).

Измерения микротвердости проводили на микротвердомере Buehler «Місготе 5101» при нагрузке 1 Н (100г). Результаты измерения микротвердости в поперечном сечении прутка полученного селективным лазерным сплавлением и подвергнутого старению представлены на рисунке 2. Как видно из этого рисунка, микротвердость на краю образца несколько выше, чем в центре образца. И в исходном состоянии изменяется от 350 МПа на краю образца, до 305 МПа в центре. Среднее значение микротвердости составляет 315±20 МПа. После старения при 482°С в течение 1 часа микротвердость резко увеличилась и среднее ее значение составило 420 МПа. Дальнейший отжиг не привел к заметному увеличению микротвердости.

Повышение микротвердости в процессе старения связано с выпадением мелкодисперсных частиц интерметаллидных фаз, которые хорошо различимы лишь в просвечивающем электронном микроскопе, однако количественный анализ этим методом провести не представляется возможным. О выпадении мелкодисперсных частиц из твердого раствора свидетельствуют данные РСА. На рентгеновских дифрактограммах удается выявить смещение дифракционных максимумов, связанное с изменением параметра решетки из-за выпадения частиц и уменьшение ширины пиков, связанное со снижением микронапряжений в решетке. Как следует из анализа этих данных основные изменения параметра решетки происходят в течение первого и второго часа отжига и дальнейший отжиг незначительно влияет на параметр решетки. Повышенные значения микротвердости на краях образца может быть связано с разной скоростью охлаждения. На краю образца зона плавления находится в контакте с «холодным» нерасплавленным порошком, что обуславливает повышенную скорость затвердевания. В центре образца условия остывания другие – нижние спеченные слои имеют

повышенную температуру, что уменьшает скорость затвердевания слоев. Повышенной скорости затвердевания соответствует более мелкое зерно, а значит и более высокое значение микротвердости.



Рис. 2. Распределение микротвердости по поперечному сечению образца.

Механические испытания на растяжение проводили на испытательной машине INSTRON-1185 при комнатной температуре с начальной скоростью $10^{-3}c^{-1}$. Результаты испытаний показывают, в исходном не отожжённом состоянии предел прочности составляет $\sigma_{\rm B}=1086$ МПа, а пластичность $\delta=15\%$. Старение повышает предел прочности до $\sigma_{\rm B}=1210$ МПа и снижает пластичность до $\delta=10\%$, причем как и в случае с измерениями микротвердости время отжига практически не влияет на величину предела прочности и все значения находятся в пределах погрешности измерений.

Заключение

Таким образом, селективное лазерное сплавление позволяет получить сталь с УМЗ структурой, без текстуры и пористости, с преимущественно большеугловыми границами зерен, с высоким уровнем прочности и пластичности. Отжиг, при 482°C приводит к росту размера зерен, выпадению интерметаллидных частиц, что увеличивает прочность, и снижает пластичность.

- 1. D. Herzog, V. Seyda, E Wycisk, C. Emmelmann // Acta Materialia. 2016. V. 117. P. 371-392.
- 2. P. Guo, B. Zou, Ch. Huang, H. Gao // Journal of Materials Processing Technology. 2017. V. 240. P. 12-22/
- 3. B. C. Salzbrenner, J. M. Rodelas, J. D. Madison, B. H. Jared, L. P. Swiler, Yu-L. Shen, B. L. Boyce Journal of Materials Processing Technology. 2017. V. 241. P. 1-12.
- G. F. Korznikova, T. N. Tzibizova, S. N. Sergeyev, V. V. Smirnov, S. P. Pavlinich, D.V. Gunderov, G. R. Khalikova, R. R. Mulyukov//IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. 2018. V. 447. P. 012019.

УСТАЛОСТНОЕ РАЗРУШЕНИЕ ПРИ ОХРУПЧИВАНИИ МАТЕРИАЛА. ДЕФОРМАЦИОННО-СИЛОВОЙ ПОДХОД

В.М. Корнев

Институт гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН, 630090 Новосибирск kornev @hydro.nsc.ru

Аннотация. Используется сдвоенный критерий разрушения для упруго пластического материала, имеющего предельное относительное удлинение, когда реализуется маломасштабная текучесть. Предложены два пороговых значения критических параметров для описания процесса скачкообразного продвижения вершин усталостных трещин. Охрупчивание материала зоны предразрушения описывается уравнением Коффина-Мэнсона. Получены аналитические выражения, связывающие скачкообразное продвижение вершины усталостной трещины с числом циклов. Для осредненного трехстадийного процесса указаны грубые оценки границ перехода от одной стадии к другой. На плоскости нагрузка – длина трещины выделены три подобласти. Эти подобласти соответствуют безопасному и опасному (недопустимому) режимам эксплуатации поврежденной конструкции.

Введение

Для получения оценок числа циклов используется диаграмма квазихрупкого разрушения при малоцикловой усталости [1, 2].

Целью данной работы является: 1) вывод соотношений для критических напряжений, при превышении которых в образцах с короткой макротрещиной имеет место подрастание этой макротрещины; 2) на плоскости напряжения – длина трещины построение подобласти, в которой имеет место накопление повреждений после однократного нагружения; 3) описание процесса скачкообразного распространения коротких макротрещин при усталости, когда имеет место охрупчивание материала зоны предразрушения, 4) подбор параметров предлагаемой модели по результатам лабораторных испытаний.

Диаграммы квазихрупкого разрушения при однократном нагружении

Применяется простейшая аппроксимация $\sigma - \varepsilon$ диаграммы упруго идеально пластического материала, когда диаграмма приближается двухзвенной ломаной. Параметры этого приближения следующие: E – модуль упругости, σ_Y – предел текучести материала и постоянное напряжение, действующее в соответствии с модифицированной моделью Леонова-Панасюка-Дагдейла, ε_0 – максимальное удлинение упругого материала ($\sigma_Y = E\varepsilon_0$), ε_1 – максимальная деформация материала. Пусть r – эффективный диаметр структур разрушения. Подход Нейбера-Новожилова [3, 4] позволяет использовать решения с сингулярной функцией для структурированных сред.

Предположим, что внутренняя трещина по I моде распространяется прямолинейно. В дополнение к внутреннему прямолинейному разрезу $2l_0$ введем в рассмотрение модельные разрезы $2l = 2l_0 + 2\Delta$, каждая из зон предразрушения Δ расположена на продолжении реальной трещины (2l и Δ являются длинами модельных трещин и зон предразрушения). Проблема усталостного разрушения имеет два линейных масштаба: если диаметр зерна определяется структурой материала, то второй линейный размер определяется самой системой. В условиях малоцикловой усталости второй линейный масштаб есть длина зоны предразрушения, которая меняются в соответствии с изменением 1) длины реальной ступенчато расширяющейся трещины и 2) интенсивности нагружения.

При построении диаграмм квазихрупкого разрушения в условиях малоциклового нагружения [1, 2, 5] используются достаточные (сдвоенные) критерии разрушения при рассмотрении трещин по I моде

$$\frac{1}{r} \int_{0}^{r} \sigma_{y}(x,0) dx = \sigma_{Y} , \ 2\nu(x,0) = \delta^{*} .$$
(1)

Здесь $\sigma_y(x,0)$ – нормальные напряжения на продолжении трещины; Oxy – прямоугольная система координат, ориентированная относительно правых сторон трещины (начало координат совпадает с вершиной моделльной трещины в модифицированной модели Леонова-Панасюка-Дугдейла [1, 2, 5]); $2\nu = 2\nu(x,0)$ – CTOD (смещение берегов трещины около ее вершины x < 0), $\delta^* = (\varepsilon_1 - \varepsilon_0)a = \varepsilon_p a$ – критическое раскрытие берегов трещины около ее вершины x < 0), $\delta^* = (\varepsilon_1 - \varepsilon_0)a = \varepsilon_p a$ – критическое раскрытие берегов трещины около ее вершины хоны предразрушения, который отождествлен с поперечником зоны пластичности в вершине реальной макротрещины длиной l_0).

Простейшее аналитическое представление поля напряжений $\sigma_y(x,0)$ на продолжении модельной трещины и раскрытие $2\nu(-x,0)$ этой трещины выражаются через коэффициенты интенсивности напряжений

(КИН). Напряжения σ_{∞} считаются заданными на бесконечности для образца конечной ширины 2*L* (μ – коэффициент Пуассона).

Введем в рассмотрение критические напряжения, рассчитанные по необходимому σ_{∞}^{0} и достаточному σ_{∞}^{*} , Δ^{*} критериям разрушения. Система (1) упрощается с учетом маломасштабной текучести $\Delta^{*}/l_{0} \square$ 1 [2]. Ниже используются безразмерные параметры ($\overline{\varepsilon}_{p}$ – запас пластичности исходного материала)

$$\overline{\sigma}_{\infty}^{*} = \sigma_{\infty}^{*} / \sigma_{Y}, \ \overline{\sigma}_{\infty}^{0} = \sigma_{\infty}^{0} / \sigma_{Y}, \ \overline{\Delta}^{*} = \Delta^{*} / r, \ \overline{l}^{*} = l^{*} / r, \ \overline{L} = L / r, \ r = (2 / \pi) (K_{\text{Ic}} / \sigma_{Y})^{2} (1 - A\overline{\varepsilon}_{p})^{2},$$

$$\overline{\varepsilon}_{p} = (\varepsilon_{1} - \varepsilon_{0}) / \varepsilon_{0}, \ A = \left[3 + 2(1 - 2\mu)^{2} \right] / \left[8\pi (1 - \mu^{2}) \right].$$

Скачкообразное продвижение вершин трещин

При построении предложенной диаграммы для малоцикловой усталости [1, 2, 5] нет необходимости использовать КИН. Эта диаграмма может быть построена в зависимости от свойств упругопластического материала и длины трещины. Диаграмма состоит из пары кривых, она делит плоскость «длина трещины – амплитуда внешней нагрузки» $(2\bar{l},\bar{\sigma}_{\infty})$ на три подобласти: 1) подобласть, где усталостное разрушение не наблюдается, расположен слева и ниже кривой $\bar{\sigma}_{\infty}^{0}$; 2) подобласть разрушения при монотонном нагружении расположена справа и выше кривой $\bar{\sigma}_{\infty}^{*}$; 3) подобласть скачкообразного распространения трещины из-за охрупчивания материала в условиях циклического нагружения расположена между кривыми $\bar{\sigma}_{\infty}^{0}$ и $\bar{\sigma}_{\infty}^{*}$. При повторных нагрузках кривая $\bar{\sigma}_{\infty}^{*}$ преобразуется с учетом охрупчивания материала зоны предразрушения. Предлагаемая диаграмма имеет два пороговых значения $\bar{\sigma}_{\infty}^{0}$ и $\bar{\sigma}_{\infty}^{*}$ в соотношении (2).

Рассмотрим ограничения $\bar{\sigma}_{\infty}^0 < \bar{\sigma}_{\infty} < \bar{\sigma}_{\infty}^*$, типичные для одночастотного нагружения ($\bar{\sigma}_{\infty}$ – амплитуда пульсирующей нагрузки). Число циклов N_j между j-1 и j продвижением вершины трещины при уровне нагрузки $\bar{\sigma}_{\infty}$ рассчитывается по уравнению Коффина-Мэнсона ($0.2 \le C \le 1$ – постоянная Коффина)

$$N_{j} = \left(\overline{\varepsilon}_{p} / \overline{\varepsilon}_{\infty, j-1}\right)^{1/C}, \ j = 1, 2, ..., j^{*} - 1;$$

$$\overline{\varepsilon}_{\infty, j-1} = \left(1 / A\right) \left[1 / \left(1 - \overline{l}_{j-1} / \overline{L}\right) - 1 / \overline{\sigma}_{\infty} + Y \left(\overline{l}_{j-1} / \overline{L}\right) \sqrt{2\overline{l}_{j-1}} \right] \sqrt{1 / 2\overline{l}_{j-1}} / Y \left(\overline{l}_{j-1} / \overline{L}\right).$$

При усталостном разрушении целесообразно получить оценки средней безразмерной скорости продвижения трещины

$$\overline{V}_{j} = 2\overline{\Delta}_{j} / N_{j}, \ \overline{\Delta}_{j} / \overline{l}_{j-1} \approx \left(\pi^{2} / 8\right) \left[A\overline{\varepsilon}_{\infty, j-1}Y(\overline{l}_{j-1} / \overline{L})\overline{\sigma}_{\infty}\right]^{2}$$

за один цикл нагружения для простых образцов конечной ширины при соответствующем режиме нагружения (3) и (4)

$$\overline{V}_{j} = \left(\pi^{2} A^{2} / 4\left(\overline{\varepsilon}_{p}\right)^{1/C}\right) \left(\overline{\varepsilon}_{\infty,j-1}\right)^{2+1/C} \left[Y\left(\overline{I}_{j-1} / \overline{L}\right)\overline{\sigma}_{\infty}\right]^{2} \overline{I}_{j-1}, \quad j = 1, 2, \dots, j^{*} - 1.$$

$$(2)$$

Вместо разрывной \overline{V}_j функции в соотношении (2) рассмотрим непрерывную функцию $\overline{V} = \overline{V}(\overline{l})$, аргумент которой непрерывно меняется. Непрерывная функция $\overline{V} = \overline{V}(\overline{l})$ и разрывная функция \overline{V}_j описывают все три стадии процесса: начало, эволюция и завершение процесса продвижения вершины макротрещины.

Конкретные расчеты для непрерывных функций $\bar{V} = \bar{V}(\bar{l})$ приведены в работах [1, 2, 5, 6]. Параметры модели подбираются по двум лабораторным экспериментам, основываясь на аппроксимации $\sigma - \varepsilon$ диаграммы и критическому КИН материала $K_{\rm Ic}$.

Заключение

Рассматривается распространение трещины скачками в квазихрупких материалах при циклическом нагружении. За модель деформируемого тела выбрана модель упруго идеально пластического материала, имеющего предельное относительное удлинение. При нелинейном деформировании исходного материала происходит охрупчивание материала зоны предразрушения. Выполнен подробный анализ всех трех стадий процесса продвижения вершин трещин и их зависимость от геометрических параметров трещин и образцов,

характеристик материала и интенсивности усталостного нагружения при пульсирующем приложении нагрузки. Для осредненного процесса указаны грубые двусторонние оценки перехода от первой стадии ко второй и от второй стадии к третьей.

Литература

- 1. В.М. Корнев // Физическая мезомеханика. 2011. Т. 14. № 5. С. 31-45.
- 2. В.М. Корнев // Физическая мезомеханика. 2016. Т. 19, № 2. С. 80-99.
- 3. H. Neuber. Kerbspannungslehre: Grunglagen fur Genaue Spannungsrechnung, 1937.
- 4. В.В. Новожилов. // ПММ. 1969. Т. 33. № 2. С. 212-222.
- 5. V.M. Kornev // Engin. failure analysis. 2013. P. 533-544.
- 6. V.M. Kornev // MATEC, Web of Conferences. 2018. Vol. 165. 13008. https://doi.org/10.1051/matecconf/201816513008.

7.

МНОГОПАРАМЕТРИЧЕСКОЕ РАЗЛОЖЕНИЕ ПОЛЯ НАПРЯЖЕНИЙ ДЛЯ ПЛАСТИНЫ С БОКОВЫМИ РАЗРЕЗАМИ

Л.Н.Косыгина¹

¹ Самарский национальный исследовательский университет им. ак. С.П. Королева, Самара fleur.lilia@gmail.com

Аннотация. В работе проведено теоретическое исследование напряженно-деформированного состояния (НДС) бесконечной пластины с двумя полубесконечными симметричными краевыми разрезами. Аналитическое решение получено с помощью разложения в ряд М. Уильямса и последующим подсчетом амплитудных коэффициентов разложения с использованием комплексного представления напряжений. Проведен анализ многопараметрического разложения поля напряжений и вычислительный эксперимент с удержанием различного количества слагаемых. Сравнение комплексного представления поля напряжений с полученым асимптотическим разложением в ряд М. Уильямса показало необходимость аккуратной оценки количества удерживаемых слагаемых в зависимости от расстояния от вершины трещины.

Работа выполнена при поддержке гранта РНФ № 19-01-00631.

Введение

Описание механических полей в окрестности вершины трещины или надреза с помощью многопараметрического асимптотического разложения, предложенное М. Уильямсом в 1952г. [1], уже давно стало классическим для механики разрушения и широко используется в настоящее время. М. Уильямс использовал функцию напряжений, представленную в виде разложения в ряд по собственным функциям, что приводит к следующему асимптотическому представлению поля напряжений

$$\sigma_{ij}(r,\theta) = \sum_{m=1}^{2} \sum_{k=-\infty}^{\infty} a_k^m f_{,ij}^{(k)}(\theta) r^{k/2-1},$$
(1)

где $\sigma_{ij}(r, \theta)$ – компоненты тензора напряжений, индекс *m* отвечает типу нагружения (значение m = 1 соответствует нормальному отрыву, а m = 2 поперечному сдвигу), a_k^m – масштабные коэффициенты, описывающие все разнообразие геометрии рассматриваемых образцов и вариантов приложенной нагрузки, $f_{m,ii}^{(k)}(\theta)$ являются универсальными угловыми функциями, описываемыми соотношениями

$$\begin{split} f_{1,11}^{(k)}(\theta) &= \frac{k}{2} \left\{ \left[2 + \frac{k}{2} + (-1)^k \right] \cos\left(\frac{k}{2} - 1\right) \theta - \left(\frac{k}{2} - 1\right) \cos\left(\frac{k}{2} - 3\right) \theta \right\}, \\ f_{1,22}^{(k)}(\theta) &= \frac{k}{2} \left\{ \left[2 - \frac{k}{2} - (-1)^k \right] \cos\left(\frac{k}{2} - 1\right) \theta + \left(\frac{k}{2} - 1\right) \cos\left(\frac{k}{2} - 3\right) \theta \right\}, \\ f_{1,12}^{(k)}(\theta) &= \frac{k}{2} \left\{ \left(\frac{k}{2} - 1\right) \sin\left(\frac{k}{2} - 3\right) \theta - \left[\frac{k}{2} + (-1)^k\right] \sin\left(\frac{k}{2} - 1\right) \theta \right\}, \\ f_{2,11}^{(k)}(\theta) &= -\frac{k}{2} \left\{ \left[2 + \frac{k}{2} - (-1)^k \right] \sin\left(\frac{k}{2} - 1\right) \theta - \left[\frac{k}{2} - 1\right] \sin\left(\frac{k}{2} - 3\right) \theta \right\}, \\ f_{2,22}^{(k)}(\theta) &= -\frac{k}{2} \left\{ \left[2 - \frac{k}{2} + (-1)^k \right] \sin\left(\frac{k}{2} - 1\right) \theta + \left[\frac{k}{2} - 1\right] \sin\left(\frac{k}{2} - 3\right) \theta \right\}, \\ f_{2,12}^{(k)}(\theta) &= \frac{k}{2} \left\{ \left(\frac{k}{2} - 1\right) \cos\left(\frac{k}{2} - 3\right) \theta - \left[\frac{k}{2} - (-1)^k\right] \cos\left(\frac{k}{2} - 1\right) \theta \right\}, \end{split}$$

rи θ – полярные координаты с началом отсчета в вершине трещины (Рис. 1)



Рис. 1. Полярные координаты с началом отсчета в вершине трещины.

Долгое время в большинстве инженерных задач считалось достаточным учитывать только первое слагаемое в разложении (1), и для различных конфигураций пластин с трещинами и разрезами еще в 60-70 года прошлого века получены значения коэффициентов интенсивности напряжения *K*_I и *K*_{II}:

$$K_{I} = \sqrt{2\pi} a_{1}^{1}, K_{II} = \sqrt{2\pi} a_{1}^{2}$$

В конце XX в. появились работы, в которых показана необходимость учета второго слагаемого (*T* – напряжения) в ряде (1)

$$T = a_2^1 f_{1,11}^{(2)}(\theta = 0)$$

Однако, как можно увидеть из экспериментальных и теоретических работ [2] – [5], опубликованных в самое последнее время,, возникает необходимость учета большего количества слагаемых, так как при удалении от вершины трещины обнаруживается существенное несоответствие данных, полученных, например,

экспериментально или с помощью комплексного представления решения, и решений, полученных с помощью разложений М. Уильямса, учитывающих только одно или два первых слагаемых. В настоящее время с развитием компьютерных технологий стало возможным применение многопараметрического асимптотического разложения, в котором удерживаются высшие приближения.

Для нахождения амплитудных множителей a_k^m можно использовать один из следующих способов: 1) экспериментально; 2) теоретически; 3) численно с помощью метода конечного элемента (МКЭ). Фотоупругость является эффективным способом нахождения коэффициентов полного асимптотического разложения М. Уильямса, поскольку экспериментально можно определить разность главных напряжений и найти амплитудные коэффициенты с помощью оптико-механического закона. С другой стороны, закон Вертгейма приводит к системе нелинейных алгебраических уравнений, решение которой в случае большого количества удерживаемых слагаемых в асимтотическом разложении М. Уильямса наталкивается на серьезные математические трудности. В силу указанных причин представляется важным и актуальным рассмотреть конфигурации образцов с трещинами, для которых имеется аналитическое решение, раскладывая которое в ряд в окрестности трещины можно получить высшие приближения в асимптотическом разложении, и оценить их вклад в общее поле напряжений и перемещений в окрестности вершины трещины. Одной из плоских задач теории упругости, позволяющих провести такого рода оценку, является задача о растяжении линейно упругой пластины с двумя полубесконечными боковыми разрезами.

Растяжение пластины с боковыми надрезами

Рассматривается бесконечная пластина с двумя полубесконечными боковыми разрезами, симметричными относительно мнимой оси (вершины разрезов располагаются на расстоянии *a* от мнимой оси). Пластина растягивается сосредоточенными силами величины **P**, приложенными в точках *iy*₀ и –*iy*₀ (Рис. 2).



Рис. 2. Геометрия пластины с боковыми надрезами

Поскольку материал пластины линейно упругий изотропный, то для решения задачи может быть использована теория функции комплексного переменного. Комплексный потенциал $\Phi_1(z)$ в этом случае имеет вид

$$\Phi_1(z) = \frac{P}{\pi} \left(f - \alpha \, y_0 \frac{\partial f}{\partial y_0} \right), f = \frac{y_0}{y_0^2 + z^2} \sqrt{\frac{y_0^2 + a^2}{a^2 - z^2}}, \alpha = \frac{1}{2(1 - \nu)}, \tag{2}$$

здесь z = x + iy, v - коэффициент Пуассона.

Комплексное решение (2) позволяет найти всю последовательность коэффициентов a_k^m путем разложения комплексного потенциала в ряд по степеням *r* в окрестности вершины трещины $z = a + re^{i\theta}$ и $z = -a + re^{i\theta}$.

В системе компьютерной алгебры Mathematica была разработана программа, которая позволяет вычислить любое наперед заданное количество коэффициентов асимптотического разложения (2). Что, в свою очередь, дает возможность оценить вклад высших приближений и ответить на вопрос: нужно ли учитывать высшие приближения и, если да, то сколько слагаемых в разложении следует учитывать. На Рис. 3 приведены распределения нормального напряжения σ_{11} на разных расстояниях от кончика трещины z = -a. Анализируя полученные представления, можно сделать вывод, что при удалении от вершины трещины действительно необходимо увеличивать количество учитываемых слагаемых в разложении М. Уильямса. Например, для достижения точности 10^{-6} на расстояниях от кончика трещины, равных 0.4 *a*, требуется учитывать девятнадцать слагаемых, при расстояниях, эквивалентных 0.1 *a*, требуется учитывать девять слагаемых, а при 0.01 *a* требуемая точность достигается уже учетом трех слагаемых.



Рис. 3. Линии уровня напряжений σ_{11} в окрестности вершины трещины z = -a для различных расстояний $\hat{r} = r/a$

Заключение

Проведенный анализ многопараметрического разложения поля напряжений и вычислительный эксперимент с удержанием различного количества слагаемых показали необходимость учета высших приближений в полном асимптотическом разложении М. Уильямса поля напряжений. Чем больше расстояние от кончика трещины, тем больше слагаемых следует удерживать в разложении. Таким образом, при построении асимптотических решений задач, для которых отсутствуют точные аналитические решения, следует прибегать к построению многопараметрических асимптотических разложений. Проведенный анализ может быть полезен для обработки экспериментальных данных (например, в рамках метода цифровой фотоупругости).

- 1. Williams M.L. Stress singularities resulting from various boundary conditions in angular corners of plates in tension // Journal of Applied Mechanics. 1952. V. 19. P. 109–114.
- 2. Степанова Л.В., Адылина Е.М. Напряженно-деформированное состояние в окрестности вершины трещины в условиях смешанного нагружения // Прикладная механика и техническая физика. 2014. Т. 55. № 5. С. 181-194.
- 3. Stepanova L.V., Roslyakov P.S., Gerasimova T. Complete Williams Asymptotic expansion near the crack tips of collinear cracks of equal lengths in an infinite plane // Solid State Phenomena. 2017. V. 258. P. 209-212.
- 4. Hello G. Derivation of complete crack-tip stress expansions from Westergaard–Sanford solutions // International Journal of Solids and Structures. 2018. V. 144–145. P. 265–275.
- 5. Косыгина Л.Н. Асимптотическое представление поля напряжений у вершины трещины для пластины с боковыми надрезами: теоретическое исследование и вычислительный эксперимент// Вестник Самарского государственного университета. 2018. № 2. С. 55-66.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МОДУЛЯ СВЯЗУЮЩЕГО МАТЕРИАЛА И СТЕПЕНИ НАПОЛНЕНИИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ДИСПЕРСНО НАПОЛНЕННОГО ПОЛИМЕРА

<u>Н.М. Кочнева</u>, А.В. Гуляев

Научно-исследовательский институт полимерных материалов, Пермь GulyaevAV@inbox.ru

Аннотация. В работе проведены численные исследования влияния эффективных механических характеристик дисперсно наполненного полимерного материала при одноосном растяжении на напряженнодеформированное состояние связующего компонента. Рассмотрено полидисперсное наполнение полимера частицами с размером от 0,16 до 0,315 мм и степенью объемного наполнения от 30 до 40 %. Одновременно со степенью наполнения варьировался модуль связующего компонента. Численные исследования проводились с помощью метода конечных элементов в рамках программного комплекса Ansys.

Введение

При создании полимеров, используемых в конструкциях различного назначения, как правило, приходится решать вопрос улучшения деформационно-прочностных свойств материалов. Одним из путей достижения этой цели, является использование в полимере армирующих включений в виде хаотически распределенных жёстких частиц. Побочным эффектом такого рецептурного решения является нарушение структуры полимера, вызванное отслоением частиц от матрицы и порообразованием на границе с наполнителем. При растяжении возникает отслоение матрицы от наполнителя с образованием пор в виде вакуолей. Вычисление напряжённо-деформированного состояния в полимере проводится с использованием энергетического подхода, объясняющего расслаивание на границе раздела частица- связующее [1,2]. Наличие наполнителя приводит также к ряду особенностей структурного поведения материала при его деформировании. Одной из особенностей является неравномерное поле напряженно-деформированного состояния материала при его деформировании. Одной из особенностей является неравномерное поле напряженно-деформированного состояния (НДС), развивающееся в структурных элементах композита. В результате механические характеристики (МХ) материала, определяемые в рамках лабораторного эксперимента, могут существенно отличаться не только количественно, но и качественно от МХ структурных элементов дисперсно наполненного полимера.

Исследование напряженного состояния в представительном объеме полимерного материала с жесткими включениями

Для оценки влияния степени наполнения полимера частицами, а также модуля связующего материала на напряжённо-деформированное состояние полимера, были проведены численные исследования материала с учетом его структурных элементов. В качестве объекта исследования рассматривался кубический представительный объём, содержащий 500 сферических частиц наполнителя, диаметры которых равномерно распределены в диапазоне от 0,160 до 0,315 мм. Частицы расположены в объёме хаотически. Построение геометрии модели, ее конечно-элементная дискретизация, а также определение НДС при одноосном растяжении выполнялись в программном комплексе Ansys [1].

Напряжения в рассматриваемом представительном объёме, состоящем из n частиц и матрицы, определялись следующим образом [2,3]:

$$\sigma_{\rm cp} = (1-f) \frac{1}{v_m} \int_{V_m} \sigma dV + \sum_n f_n \frac{1}{v_n} \int_{V_n} \sigma dV ,$$

где f -общая объёмная доля частиц, f_n - доля частиц определённого размера.

Деформация в полимере будет определяться не только деформациями связующего и частиц, но и деформацией, возникающей на поверхности раздела между матрицей и n - частицами. Вариационное уравнение применяемое для решения задачи имеет вид:

$$U = \frac{1}{2}\sigma_{cp}\varepsilon_{cp} + \frac{1}{v}\sum_{n}\int_{S_n^p} \left\{\Phi - \frac{1}{2}\sigma_p\varepsilon_p\right\}dS,$$

где σ_{cp} , ε_{cp} – среднее напряжение и деформация в объёме, S_n^p – поверхность раздела между связующим и п-частицами, Φ – энергия, затрачиваемая на отрыв частиц от матрицы, σ_p , ε_p – напряжение и деформация на границе раздела связующего и частиц.

Ниже на рисунке 1 в качестве примера представлена модель представительного элемента, объемная степень наполнения которого составляет 37,5 %.



Рис. 1. Модель представительного объема дисперсно наполненного полимерного материала со степенью наполнения 37,5 %

Для имитации одноосного растяжения на одной из граней модели задавались граничные условия в виде перемещений в направлении нормали. Расчёт НДС проводился в упругой постановке, задавались модули упругости и коэффициенты Пуассона матрицы и частиц. В качестве меры напряженного состояния принималось среднее значение нормальных напряжений σ_{cp} . Ниже на рисунке 2 представлены плотности распределения $f(\sigma_{cp})$ для представительных объемов со степенями наполнения 30 и 37,5 %, при этом рассмотрено три уровня объёма - растягивающими деформациями величиной 5, 10 и 15 %.



,

Рис. 2. Распределение средних значений нормальных напряжений

Из анализа полученных данных следует, что наличие в структуре полимерного материала твердого наполнителя приводит к появлению неоднородного поля напряженного состояния в случае деформирования материала. Интересен тот факт, что при растягивающем характере деформирования около 50 % материала связующего испытывает сжимающие напряжения. Ранее это явление было отмечено в работе [4]. Как показал численный эксперимент, значения напряженного состояния, соответствующие максимуму на кривой плотности распределения, равны эффективным значениям напряжений. По мере увеличения растягивающих усилий (растягивающие деформации составляют ~ 15%) в матрице возникают большие локальные деформации, которые приводят к тому, что разрушается сама матрица или её скрепление с наполнителем. Расчёты показали, что при соотношении модулей частиц и матрицы, отличающихся в 1000~3000 раз, происходит разрушение матрицы, при более высоких модулях частиц разрушение скрепления матрицы с наполнителем.

Выводы

Рассмотрено полидисперсное наполнение полимера частицами разных размеров и степенью объемного наполнения от 30 до 40 %.

Показано, что наличие в структуре полимерного материала жёсткого наполнителя приводит к появлению неоднородного поля напряженного состояния (растягивающих и сжимающих напряжений в матрице) в случае деформирования материала растягивающими усилиями.

Исследовано влияние механических характеристик и величины растягивающих усилий на характер разрушения в полимере.

- 1. ANSYS 14. User's Manual.
- Tan, H., Liu, C., Huang, Y. and Geubelle, P. H., 2005. The cohesive law for the particle/matrix interfaces in high explosives. J. Mech. Phys. Solids, 53,1892-1917.
- 3. Tan, H., Huang, Y., Liu, C. and Geubelle, P. H., 2005. The Mori-Tanaka method for composite materials with nonlinear interface debonding. Int. J. Plasticitu, 21,1890-1918.
- Мошев В.В., Свистков А.Л., Гаришин О.К. и др. Структурные механизмы формирования механических свойств зернистых полимерных композитов. Екатеринбург: УрО РАН, 1997. стр. 508.

ОБРАЗОВАНИЕ ПОЛОС ЛОКАЛИЗОВАННОЙ ДЕФОРМАЦИИ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ СДВИГЕ

Н.А. Кудряшов, Р.В. Муратов, <u>П.Н. Рябов</u>

Национальный исследовательский ядерный университет МИФИ, Москва pnryabov31@gmail.com

Аннотация. Рассматривается процесс формирования полос локализованной деформации в термовязкопластичных металлах, подвергаемых высокоскоростным сдвиговым нагрузкам. Сформулирована математическая модель процесса, учитывающая деформационное упрочнение, термическое разупрочнение, а также диполярные эффекты. Разработан новый численный алгоритм и на его основе создан программный комплекс, позволяющий проводить математическое моделирование рассматриваемого процесса. На примере стали и бескислородной меди исследованы статистические особенности процесса самоорганизации полос локализованной деформации.

Работа выполнена при поддержке гранта РНФ № 18-11-00209, гранта Президента МК-6044-2018-1.

Введение

Процесс эксплуатации и производства технологического оборудования, изготовленного из металлических материалов, зачастую сопровождается экстремальными условиями, которые могут привести к отказу оборудования, изменению внутренней структуры материала, появлению дефектов или трещин и т.д. В качестве таких условий могут выступать значительные температурные градиенты, сопровождающие процесс эксплуатации, значительные деформации, скорости деформации и т.п. Подобные процессы наблюдались при фрикционной сварке материалов, пробивании материалов снарядом, при обработке материалов давлением и т.д. [1, 2]. Таким образом, понимание механизмов разрушения, разработка способов предотвращения и своевременного обнаружения данных явлений выходит на первый план при создании новых устройств, технологически значимых конструкций и материалов и является крайне актуальной на сегодняшней день задачей. По этой причине, в течение последних десятилетий активно изучаются процессы локализации пластической деформации в материалов.

Для исследования процессов локализации пластической деформации широко используется экспериментальный подход. Данный подход является крайне эффективным, однако ресурсоемким. В этой связи, исследование процессов локализации деформации в материалах строится с использованием теоретических подходов, а именно с использованием методов математического моделирования.

Математическая модель

Рассмотрим процесс сдвиговой деформации бесконечного термовязкопластичного образца, толщина которого равна $0 \le y \le H$. Предполагается, что нижняя граница образца зафиксирована, а верхняя движется параллельно оси *x* с постоянной скоростью. Согласно [3, 4, 5] этот процесс может быть описан следующей системой уравнений:

$$v_{t} - \frac{1}{\rho} \left(s - l\sigma_{y} \right)_{y} = 0,$$

$$s_{t} - \mu v_{y} = -\mu \dot{\varepsilon},$$

$$\sigma_{t} - \mu l v_{yy} = -\mu \dot{d},$$

$$\dot{\psi} = \frac{s_{e} \dot{\varepsilon}_{e}}{\kappa(\psi)},$$

$$C\rho T_{t} = \left(kT_{y} \right)_{y} + s_{e} \dot{\varepsilon}_{e},$$

$$s_{e} = \sqrt{s^{2} + \sigma^{2}}, \quad \dot{\varepsilon}_{e} = \sqrt{\dot{\varepsilon}^{2} + \dot{d}^{2}}, \quad \varepsilon_{e} = \int_{0}^{t} \dot{\varepsilon}_{e}(\tau) d\tau,$$

$$\dot{\varepsilon} = \frac{s}{s_{e}} \dot{\varepsilon}_{e}, \quad \dot{d} = \frac{\sigma}{s_{e}} \dot{\varepsilon}_{e}, \quad \dot{\varepsilon}_{e} = \dot{\varepsilon}_{y} \max \left[0, \left(\frac{s_{e}}{\kappa(\psi) g(T)} \right)^{1/m} - 1 \right],$$
(1)

учитывающей процессы деформационного упрочнения, термического разупрочнения и диполярные эффекты. Здесь первое уравнение представляет собой закон сохранения импульса, второе есть следствие закона о деформации, третье есть следствие закона о диполярной деформации, четвертое уравнение описывает процесс деформационного упрочнения, пятое есть закон сохранения энергии, последние два связывают закон пластической текучести, эффективные и обычные напряжения и скорости деформации между собой. В (1) у-

пространственная переменная, t – время, $s, \sigma, v, T, \dot{\varepsilon}, \dot{d}, \psi$ – напряжение и диполярное напряжение, скорость, температура, скорость деформации и диполярная скорость деформации, деформационное упрочнение, ρ, μ, C, k, l –плотность, модуль упругого сдвига, теплоемкость, коэффициент теплопроводности, параметр диполярности, $\kappa(\psi), g(T)$ – функции, описывающие деформационное упрочнение и термическое разупрочнение материала. Система уравнений (1) замыкается начальными и граничными условиями [5].

Система (1) является смешанной. Она состоит как из гиперболической подсистемы уравнений, параболического уравнения и обыкновенного дифференциального уравнения (ОДУ). Помимо этого, рассматриваемая система является существенно нелинейной, ввиду наличия нелинейного закона пластической текучести. В этой связи, для решения поставленной задачи, был разработан численный алгоритм основу которого составляет конечно-разностные методы, методы расщепления по физическим процессам, методы решения задач Коши для ОДУ и др. [5]. Также предложенный алгоритм позволяет использовать динамическиадаптивную пространственную сетку, что сокращает вычислительное время в ряде задач. Данный алгоритм был протестирован на известных результатах [3, 6] и показал свою работоспособность и эффективность [5].

Результаты численных расчетов

Остановимся на некоторых результатах исследования процессов формирования полос локализованной деформации в образцах, изготовленных из низкоуглеродистой стали и бескислородной меди. Генерация локализационного процесса осуществлялась за счет выбора начального условия по напряжению в виде равномерно распределенной на некотором отрезке случайной величины. При этом основной интерес представляет исследование влияния диполярных эффектов на локализационные процессы.

На Рис. 1 приведены результаты расчета процессов самоорганизации полос локализованной деформации в бескислородной меди при величине параметра диполярности l = 5 мкм. На первой стадии локализации распределение температуры в образце однородно. Затем наблюдается резкий скачок температуры в областях локализации от 300 °C до 600 °C. На последней стадии наблюдается процесс установления температуры в образце. На данном этапе распределение скорости принимает ступенчатый вид. Аналогичное поведение наблюдается и в случае неполярного материала при l = 0 мкм. В свою очередь, результаты расчетов показывают, что в случае диполярного материала ($l \neq 0$) наблюдается увеличение ширины зон локализации, а также увеличивается время, требуемое для начала локализационного процесса. Отметим, что при учете диполярных эффектов, также имеет место увеличение средней температуры рассматриваемых образцов.



Рис. 1. Формирование полос локализованной деформации в образце из бескислородной меди; (a) – распределение скорости, (б) – распределение температуры по высоте образца

Известно, что процессы образования полос локализованной деформации зачастую приводят к формированию трещин в местах их локализации. В этой связи, интерес представляет исследование зависимости расстояния между зонами локализации и их ширины от величины параметра диполярности.

Таким образом, в работе проводилось математическое моделирование процессов формирования полос локализованной деформации в случае l = 0, 5 и 10 мкм. Для каждого исследуемого материала при заданном значении параметра l было проведено 100 вычислительных экспериментов. Для построения плотности распределения расстояний между зонами локализации и их ширины использовался метод Парзена-Розенблатта со сглаживающим ядром Гаусса, параметры которого были выбраны исходя из физических соображений [5].

Вычислительные эксперименты показали, что в случае неполярного материала (l = 0 мкм) распределения ширины зоны локализации и расстояние между ними близки к нормальным распределениям. Однако с ростом параметра диполярности картина меняется. Так на Рис. 2 приведены распределения расстояния между зонами локализации для стального образца в случае неполярного и диполярного материала.

Из Рис. 2 видно, что с ростом параметра диполярности осуществляется переход от мономодального распределению к мультимодальному. Так в случае l = 0 мкм мода распределения равна $L_m = 1.06$ мм, для l = 5 мкм мы имеем две моды $L_m = 1.03, 1.83$ мм, а в случае l = 10 мкм мы имеет четыре моды равные $L_m = 1.05, 1.89, 3.10, 4.04$ мм, первые две из которых совпадают с модами в случае l = 5 мкм. Похожая ситуация наблюдается и в случае бескислородной меди. Более того, мы видим, что полученные моды кратны некоторому характерному расстоянию L_p , которое не зависит от параметра диполярности и в случае стали $L_p = 1.03$ мм, а в случае меди $L_n = 0.68$ мм.



Рис. 2. Плотность распределения расстояний между зонами локализации в случае стального образца; (a) - неполярный материал l = 0 мкм, (б) - диполярный материал l = 10 мкм

Помимо этого, установлено, что ширина области локализации линейно растет с ростом параметра диполярности.

Заключение

В работе проведено математическое моделирование процессов форматирования полос локализованной деформации в низкоуглеродистой стали и бескислородной меди. Сформулирована математическая модель рассматриваемого процесса и разработан эффективный численный алгоритм, позволяющий проводить математическое моделирование процессов формирования полос локализованной деформации от начальной до конечной стадии локализации.

С использованием предложенного алгоритма, в работе проведено исследование влияния диполярных эффектов на процессы формирования полос локализованной деформации в бескислородной меди и низкоуглеродистой стали. В частности, проведено статистическое исследование и получены законы распределения ширины образовавшихся структур и расстояния между ними.

- 1. J. Schneider , J.A. Nunes // Metall. Mater. Trans. B. 2004. V. 35. P. 777–783.
- 2. T. Seidel, A. Reynolds // Metall. Mater. Trans. 2001. V. 32A. P. 2879–2884.
- 3. R.C. Batra , C.H. Kim // Int. J. Eng. Sci. 1990. V. 28. № 9. P. 927–942.
- 4. R.C. Batra , C.H. Kim // Int. J. Plast. 1990. V. 6. P. 127–141.
- 5. N.A. Kudryashov, R.V. Muratov, P.N. Ryabov // Appl. Math. Comp. 2018. V. 338. P. 164.
- 6. N.A. Kudryashov, P.N. Ryabov, A.S. Zakharchenko // J. Mech. Phys. Sol. 2015. V. 76. P. 180.

ЧИСЛЕННЫЙ АНАЛИЗ ПРЕДЕЛЬНОГО СОСТОЯНИЯ МНОГОСЛОЙНОГО МЕТАЛЛИЧЕСКОГО КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА

<u>А.В. Кузнецов</u>¹, И.С. Каманцев¹

¹Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург alekseikuz031082@rambler.ru

Аннотация. По результатам конечно-элементного моделирования разрушения слоистого материала в условиях статического и динамического нагружения установлены параметры граничных условий и алгоритмы решения задачи о распространении трещины в трехмерной постановке. Продемонстрированы подходы к анализу состояния материала в вершине распространяющейся трещины в слоистом материале, позволяющие прогнозировать предельные состояния многокомпонентных материалов. Показана эффективность применения подходов математического моделирования к изучению стадийности зарождения и развития магистральной трещины в структурно-неоднородных материалах с учетом нелинейности свойств отдельных слоев композита.. Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 18-38-00339мол а.

Введение

Повышение конструкционной прочности металлических материалов возможно за счет создания материалов с заранее прогнозируемыми уникальными свойствами, обусловленных, в том числе, выраженной структурной неоднородностью. Одним из способов получения градиентного строения таких материалов является создание слоистых металлических композиционных материалов (СМКМ) из разноименных и разнородных металлов, получаемых пакетной прокаткой, а также другими методами [1-4].

Для материалов, обладающих различной по происхождению неоднородностью строения характерны отличительные особенности механизмов их разрушения. Вопросы формирования прочностных свойств СМКМ достаточно хорошо изучены и моделируются существующей теорией композиционных материалов. Однако, применительно к задачам расчета прочности и определения предельных состояний элементов конструкций, в состав которых входят слоистые материалы, одним из важных аспектов является установление предельных напряжений в приграничной области. А существующие подходы для экспериментального определения данных значений связаны с некоторыми трудностями как в процессе изготовления образцов, так и в методике проведения эксперимента [5-7].

Основной текст

В рамках настоящей работы проведен анализ процессов разрушения при статическом и ударном нагружении 7-слойных СМКМ, полученных горячей прокаткой. Изучение особенностей разрушения в слоистых СМКМ системы «сталь-сталь» проведено с использованием оптической системы цифровой корреляции изображений «LaVision». Нагружение по схеме отрыва реализовано на испытательной машине INSTRON 8801. Ударное нагружение образцов с острым надрезом проведено на инструментированном маятниковом копре Tinius Olsen IT542. Слоистые композиционные материалы «09Г2С - ЭП-678» были получены методом горячей пакетной прокатки без вакуума на прокатном стане ДУО/Кварто200. Объемная доля наиболее прочной стали ЭП678 в слоистых композитах составляла 25%.

По результатам экспериментального определения механических свойств в условиях статического и ударного нагружения проведено численное моделирование процесса разрушения изученных СМКМ. Конечноэлементное моделирование разрушения слоистого образца проведено с использованием пакета Fidesys. В качестве объекта исследования выбран 7-слойный СМКМ состоящий из слоев стали ЭП678 и 09Г2С.

В качестве тестовой задачи для проверки возможностей системы КЭА Fidesys моделировался семислойный композит без концентратора напряжений. Анализ решения показал взаимное влияние слоев под действием приложенной нагрузки (рис. 1).



Рис. 1. Результаты моделирования по оценке взаимного влияния слоев в семислойном СМКМ.

В первом приближении для решения задачи динамического разрушения многослойного образца была построена модель с объемным трапециевидным концентратором. Критерием перехода выбран момент достижения в вершине концентратора предельного напряжения для заданного слоя. Дальнейшее решение разбивалось на ряд последовательных процедур, при этом при достижении заданного уровня по выбранному критерию производился переход к следующей стадии деформирования.

По результатам моделирования установлено, что на определенных стадиях деформирования на границе соединения слоев возникает напряженно-деформированное состояние, характерное для появления расслоя. А уровень напряжений, приводящий к расслою, существенно превышает уровень напряжений для прямолинейного фронта развития магистральной трещины (рис. 2 а,б).



Рис. 2. Результаты моделирования по оценке взаимного влияния слоев в семислойном СМКМ при динамическом нагружении в образце с острым концентратором.

Для определения напряжений, возникающих в пограничных соединению слоев областях образца в условиях статического нагружения, при моделировании были использованы данные оптической системы, зафиксировавшей момент появления интенсивной пластической деформации. Поскольку отрыва слоя установлено не было, то можно говорить о том, что прочность соединения слоев композита, полученного методом горячей прокатки, превышает значения временного сопротивления разрушению одного из компонентов, в частности слоя из стали 09Г2С. Для достоверного сопоставления натурного и численного экспериментов, данные по перемещению толкателя, зарегистрированные испытательной установкой, были полностью интегрированы в граничные условия задачи. По мере перемещения толкателя напряженное состояние образца рассчитывалось пошагово. На рисунке 3 приведено напряженное состояние на 8 шаге эксперимента, из которого можно четко определить градацию распределения напряжений в зависимости от слоев материала в композите.



Рис. 3. Распределение напряжений в образце при достижении предела временного сопротивления разрушению слоя из стали 09Г2С.

Заключение (или Выводы)

По результатам конечно-элементного моделирования разрушения слоистого материала в условиях статического и динамического нагружения установлены параметры для задания граничных условий и алгоритмы решения задачи о распространении трещины в трехмерной постановке. Полученные данные позволяют развить подходы к анализу состояния материала в вершине распространяющейся трещины в слоистом материале и, в конечном счете, прогнозировать предельные состояния многокомпонентных материалов в различных условиях эксплуатации. Таким образом, показана эффективность применения подходов математического моделирования к изучению стадийности зарождения и развития магистральной трещины в структурно-неоднородных материалах с учетом нелинейности свойств отдельных слоев композита.

- 1. Черепанов Г.П. Механика разрушения композиционных материалов // М.: Наука, Главная редакция физикоматематической литературы, 1983. – 296 с.
- 2. Полилов А.Н., Татусь Н.А. Биомеханика прочности волокнистых композитов. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2018. 328с
- 3. Микляев П.Г., Нешпор Г.С., Кудряшов В.Г. Кинетика разрушения. М.: Металлургия, 1979.-279 с.
- 4. Вильдеман В.Э., Соколкин Ю.В., Ташкинов А.А. Механика неупругого деформирования и разрушения композиционных материалов / Под ред. Ю.В. Соколкина. –М. : Наука. Физмат-лит, 1997. 288с.
- 5. Ярошенко А.П. Металлические композиционные материалы. Волгоград: Политехник, 1998.- 56 с.
- И. Г. Родионова, А. А. Павлов, А. И. Зайцев и А. В. Голованов, Коррозионно-стойкие биметаллы с прочным сцеплением слоев для нефтехимической промышленности и других отраслей, Москва: Металлургиздат, 2011, 292 С.
- 7. ГОСТ 10885-85. Сталь листовая горячекатаная двухслойная коррозионно-стойкая. Технические условия.

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ КРИТЕРИЕВ ПРОЧНОСТИ ПРИМЕНИТЕЛЬНО К РАСЧЕТУ ПОТЕНЦИАЛЬНЫХ ЗОН РАЗРУШЕНИЙ ЦЕМЕНТНОЙ ОБОЛОЧКИ

В.Д. Кургузов

Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН, Новосибирск kurguzov@hydro.nsc.ru

Аннотация. Представлена компьютерная двумерная модель деформирования цементной оболочки в обсаженной цементированной скважине внутри породного массива под действием внутреннего давления в обсадной колонне и внешнего давления горных пород. Модель использует несколько научно обоснованных и экспериментально подтвержденных критериев прочности с целью определения на их основе режима разрушения и потенциальных зон повреждения цементной оболочки. Проведен критический анализ выбранных критериев прочности. Даны рекомендации по использованию отобранных критериев при расчете реальных конструкций.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 18-08-00528.

Введение

Традиционный подход к расчетам конструкций на прочность заключается в сопоставлении возникающих в деформированном теле внутренних напряжений с некоторым предельным значением. В локальных критериях разрушения зарождение макроразрушения зависит только от напряженнодеформированного состояния в некоторой точке материала или конструкции. Процедура применения локальных критериев заключается в сравнении в каждой материальной точке конструкции эквивалентного напряжения с его критическим значением. Большинство нелокальных критериев прочности основано на представлении о формировании в материале зоны предразрушения, в которой происходит локальное перераспределение напряжений, в то время как основной материал деформируется упруго вплоть до разрушения. Разрушение рассматривается как физический процесс, происходящий не в математической точке, в которой достигается максимальное значение эквивалентного напряжения, а в некоторой ее малой окрестности (зоне предразрушения). Общим свойством этих критериев является введение внутреннего размера материала, характеризующего его структуру, что позволяет расширить область применения по сравнению с традиционными критериями. В докладе локальные и нелокальные критерии разрушения применяются для определения режимов разрушения и потенциальных зон повреждения цементной оболочки.

2D модель цементной оболочки

Рассмотрим компьютерную двумерную модель деформирования цементной оболочки в обсаженной цементированной скважине внутри породного массива под действием внутреннего давления в обсадной колонне и внешнего давления горных пород (рис. 1). В породном массиве пробурена скважина, в которую вставлена стальная труба (обсадная колонна), пространство между трубой и горной породой заполнено цементом. Ось обсадной колонны сдвинута относительно оси скважины на некоторое расстояние d. Максимальное сжимающее напряжение σ_{max} на бесконечности повернуто относительно направления сдвига осей на некоторый угол α . Внутренняя поверхность обсадной колонны нагружена давлением жидкости p. Цементная оболочка считается нелинейно упругим материалом, обсадная колонна и порода – линейно упругими. На границах между ними рассматривается условие полного сцепления (проскальзывания нет). Данная модель решает двумерную (плоская деформация) задачу о деформировании обсаженной цементированной скважины.

Задача решается методом конечных элементов. Результатом является тензор напряжений, рассчитанный в каждом узле сетки конечных элементов цементной оболочки и породы. Для определения потенциальных зон разрушения цементной оболочки рассчитывается максимальное растягивающее напряжение σ_1 в каждом узле цементной оболочки, которое, например, можно сравнить с прочностью цемента на растяжение σ_i (критерий максимальных растягивающих напряжений – МРН). На рис. 2. показаны четыре зоны потенциальных разрушений цементной оболочки. Представлены изолинии максимального главного напряжения σ_1 , превышающие значение $\sigma_i = 3,5$ Мпа.

Выбор критериев разрушения

В модели использовалось несколько научно обоснованных и экспериментально подтвержденных критериев прочности с целью определения на их основе режима разрушения и потенциальных зон повреждения цементной оболочки. Критерий разрушения МРН вполне подходит в случае осесимметричного нагружения цементной оболочки в предположении, что цемент и окружающая его порода являются гомогенными линейно упругими материалами. Однако, в неосесимметричных условиях цементная оболочка может разрушаться не только в результате растяжения, но и вследствие высоких сдвиговых напряжений. Кроме того, такой критерий разрушения не учитывает наличия третьей компоненты главных напряжений, которая может влиять на формирование предельного напряженного состояния. Необходимо также учитывать, что горные породы и цемент имеют сложную микроструктуру и при разрушении проявляют так называемый "эффект размера", когда прочность является не только свойством материала, но и функцией размера и формы нагружаемого образца.



Рис. 1. Обсадная колонна (сталь) в цементированной скважине, σ_{max} и σ_{min} – максимальное и минимальное главные напряжения в породном массиве

При отборе критериев разрушения необходимо рассматривать три основных режима разрушения цементной оболочки: а) сдвиговое разрушение, б) разрушение при растяжении, в) отслаивание цементной оболочки от обсадной колонны или прилегающей породы. Критерии должны использовать прочностных параметров, которые на практике обычно известны для цемента или для которых существуют отработанные методики измерения. Кроме того, при выборе критериев разрушения предпочтение отдавалось критериям, использующим все три компоненты главных напряжений, а также описывающим "эффект размера". В результате к исследованию были предложены следующие локальные критерии разрушения и предельного состояния: Ревуженко [1, 2], Хубера-Мизеса [3], конический и параболический Друкера-Прагера [4, 5], Вилама-Варнке [6], а также нелокальные критерии прочности: интегральный критерий Нейбера-Новожилова [7, 8], градиентные критерии Лайтая [9], Легана [10, 11], Новопашина-Сукнева [12, 13].



Рис. 2. Зоны потенциальных разрушений цементной оболочки. Показаны изолинии максимального главного напряжения

Для отобранных критериев была проведена серия расчетов зон разрушениq, в которых варьировались геометрические параметры d, α при неизменных радиусах скважины и обсадной колонны, а также параметры нагружения p, σ_{max} , σ_{min} . Определялся узел сетки конечных элементов, в котором максимальное главное

напряжение σ_1 достигало максимальное значение в цементной оболочке, и направление действия σ_1 , в этом узле вычислялось эквивалентное напряжение σ_{equ} для каждого локального критерия разрушения. Для интегрального критерия Нейбера-Новожилова выполнялось интегрирование σ_1 в направлении, нормальном направлению действия σ_1 , а для градиентных критериев вычислялся градиент σ_1 в том же направлении. Потенциальные зоны разрушения определялись как области, в которых эквивалентное напряжение σ_{equ} превышало соответствующее критическое значение σ_{crit} . Четыре таких зоны для критерия MPH показаны на рис. 2. На основании выполненных расчетов был проведен сравнительный анализ локальных и нелокальных критериев прочности.

Заключение

Сравнение критических нагрузок позволило отобрать несколько критериев разрушения, потенциально пригодных для использования в двумерной модели целостности цементной оболочки. По режимам разрушения критерии распределены так: а) сдвиговое разрушение – конический и параболический Друкера-Прагера; б) разрушение при растяжении – Вилама-Варнке, Лайтая, Новопашина-Сукнева; в) отслоение цементной оболочки от обсадной колонны или прилегающей породы – конический и параболический Друкера-Прагера, Новопашина-Сукнева. Критерии, дающие более оптимистические прогнозы относительно сопротивления цемента нагрузкам, по результатам шести расчетов выглядят так: конический и параболический Друкера-Прагера, Прагера, Вилама-Варнке, Нейбера-Новожилова, Лайтая, Новопашина-Сукнева. Под оптимизмом понимается способность критерия давать более высокие значения критической нагрузки. Таким образом, наиболее удачными применительно к расчетам на прочность цементной оболочки являются оба локальных критерия Друкера-Прагера, интегральный критерий Нейбера-Новожилова, а также градиентные критерии Лайтая и Новопашина-Сукнева. Даны рекомендации по использованию выбранных критериев при расчете реальных конструкций.

- 1. А.Ф. Ревуженко // Физико-технические проблемы разработки полезных ископаемых. 2014. № 3. С. 33-39.
- 2. О.А. Микенина, А.Ф. Ревуженко // Физико-технические проблемы разработки полезных ископаемых. 2014. № 4. С. 55-60.
- 3. С.Н. Коробейников, В.В. Ревердатто, О.П. Полянский, В.Г. Свердлова // Сибирский журнал вычислительной математики. 2011. Т. 14, № 1. С. 71-90.
- 4. MARC 2018. Volume A: Theory and Users Information. Santa Ana (CA): MSC.Software Corporation, 2018.
- 5. S.M. Vrech, G. Etse // International Journal of Plasticity. 2006. No 22. P. 943–964.
- 6. K.J. Willam, E.P. Warnke // Seminar of concrete structures subjected to triaxial stresses. Bergamo, Italy. 1974, V. 19. P. 1-30.
- 7. G. Neuber. Kerbspannunglehre: Grunglagen fur Genaue Spannungsrechnung. Springer-Verlag. 1937.
- 8. В.В. Новожилов // Прикладная математика и механика. 1969. Т. 33, вып. 2. С. 212-222.
- 9. E.Z. Lajtai // Int. J. Rock Mech. Min. Sci. 1972. Vol. 9. P. 569–578.
- 10. М.А. Леган // Прикладная механика и техническая физика. 1993. Т. 34, № 4. С. 146-154.
- 11. М.А. Леган // Прикладная механика и техническая физика. 1994. Т. 35, № 4. С. 117-124.
- 12. С.В. Сукнев, М.Д. Новопашин // Доклады академии наук. 2000. Т. 373, № 1. С. 48–50.
- 13. М.Д. Новопашин, С.В. Сукнев // Вестник СамГУ. Естественнонаучная серия. 2007, № 4(54). С. 316–335.

ПРЕДПОРОГОВОЕ РАЗВИТИЕ УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН В НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЯХ ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИОННОМ НАГРУЖЕНИИ

С.Г. Лебединский, Г.В. Москвитин, М.С. Пугачев, А.Н. Поляков

Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, Москва SLebedinski@Yandex.ru

Аннотация. Предложен и экспериментально апробирован метод оценки закономерности развития усталостных трещин в предпороговой области при эксплуатационном процессе нагружения. Метод основан на снижении уровня случайного процесса нагружения, при сохранении его подобия по мере роста трещины. Управляющим фактором снижения нагрузки является естественное увеличение податливости образца с ростом трещины при фиксированном процессе раскрытия её берегов. Показано, что предложенный метод снижения уровня эксплуатационного нагружения позволяет, определять градиент снижения коэффициента интенсивности напряжений.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 17-08-01513А.

Исследованию закономерностей развития усталостных трещин при нерегулярном эксплуатационном нагружении посвящено значительное число работ [1, 2, 3]. Закономерности накопления повреждений, особенно при низких, предпороговых уровнях нагружения, когда трещина проходит стадию локального формирования с её последующим продвижением, являются многофакторными процессами. Поэтому важно накапливать, для дальнейших теоретических обобщений, экспериментальные данные о развитии усталостных трещин при типизированных эксплуатационных процессах нагружения.

Проведённые экспериментальные исследования [4] позволяют сделать вывод, что определяющим параметром при оценке закономерности развития усталостных трещин в предпороговой области при эксплуатационном спектре нагружения, характерном для деталей железнодорожных конструкций является пороговый уровень развития трещины Kth. Было установлено, что общая закономерность развития усталостных трещин в исследуемом классе низколегированных сталей вполне отвечает стандартной кинетической диаграмме усталостного разрушения (КДУР) материала. Но при этом пороговый уровень КИН должен быть определён с учётом параметров нерегулярности эксплуатационного нагружения. Как показывает расчёт, если принято значением К_{thR=0}=12,34 МПа·√м, из стандартной КДУР материала [4], то получим (закономерность 2) (рис.1), то есть при этом будет существенно низкая скорость развития трещины по сравнению с той, что получена экспериментально (зависимость 1). Как определено [4], лучшее соответствие с экспериментом даёт значение К_{thR=0}=10 МПа·√м (зависимость 3).



Рис. 1. Закономерность развития трещины при блочном нагружении (1- экспериментальная; 2- расчётная, при К_{thR=0}=12,34 МПа√м; 3-расчётная, при К_{thR=0}=10 МПа√м)

Приведённые результаты показывают какую определяющую роль в расчёте при нерегулярном нагружении играет параметр порогового уровня Kth. Вполне очевидно, что его необходимо определять при эксплуатационном характере процесса нагружения. Далее предложен метод оценки закономерности развития усталостных трещин в предпороговой области при эксплуатационном процессе нагружения. Он основан на снижении уровня случайного процесса нагружения, при сохранении его подобия по мере роста трещины.

Определения закономерности изменения скорости развития трещины при снижении уровня эксплуатационного нагружения. В случае, когда процесс нагружения нерегулярного характера, его уровень должен снижаться так, чтобы при этом сохранить все соотношения между циклами исходного процесса, очерёдность их действия. То есть, сохранить первоначальный процесс, но при этом обеспечить постепенное снижение его уровня. Этого можно достичь, если при развивающейся трещине под действием эксплуатационной нагрузки записать соответствующий процесс по показанию экстензометра, фиксирующего смещение берегов трещины при заданном нагрузочном процессе. На рис.2 показана рабочая зона испытательного стенда с образцом и фиксирующим перемещения берегов трещины при нагружении экстензометром. Затем, делается переход на управление стендом по каналу экстензометра. Тем самым воспроизводится зафиксированная запись процесса податливости испытываемого образца.



Рис. 2. Рабочая зона электрогидравлического испытательного стенда SHIMADZU с экстензометром

В начальный момент, когда трещина ещё не сместилась, такая программа будет полностью давать процесс нагружения, идентичный исходному процессу. Далее, с развитием трещины, жёсткость образца будет снижаться и, соответственно, возрастать его податливость. Следовательно, чтобы отработать записанный ранее с экстензометра процесс нужно будет с ростом трещины всё меньше прикладывать усилия. То есть, процесс в нагрузочном измерении будет с ростом трещины постепенно снижаться, сохраняя подобие исходного эксплуатационного процесса. Так как развитее усталостных трещин в припороговой области КДУР определяет величина коэффициента интенсивности напряжения, то важно провести анализ, как при таких условиях будет изменяться именно этот параметр. Поэтому, для конкретного размера образца, для фиксированной длины трещины, начиная с которой начаты далее испытания, проведено расчётное моделирование закономерности изменения КИН при трёх исходных условиях: 1- когда нагрузка с постоянными параметрами цикла остается неизменной Р=const, а КИН изменятся только с ростом трещины (зависимость 1 на рис.3.); 2- когда снижается средняя величина нагрузки, а длина трещины остаётся неизменной L=const (зависимость 2 на рис.3); 3-когда одновременно падает нагрузка и растёт трещина (зависимость 3 на рис.3).



Рис. 3. Моделирование изменения КИН, при изменении нагрузки и длины трещины. 1 - увеличение трещины 30-40 мм, 2 – уменьшение нагрузки 14,8-13,5 кН, 3 – увеличение трещины и уменьшение нагрузки одновременно

Из проведённого анализа следует, что варьируя двумя противоположными зависимостями, можно добиться различного градиента снижения уровня КИН, что позволяет планировать разные условия проведения эксперимента. К указанным факторам следует ещё добавить выбор размеров образца, начальной длины трещины и способ установки управляющего, в данном случае, экстензометра.

Проведение эксперимента по предложенному методу. Процесс нагружения воспроизводился на стандартном образце C(T) для внецентренного растяжения с размерами 125x120x10 мм для определения характеристик живучести низколегированной стали типа 20Л литой надрессорной балки грузового вагона [4]. Трещина при этом развивалась со скоростью V=5,495·10⁻⁴⁻ мм/блок (рис.4). Управление стендом проводилось по каналу нагрузки. Вместе с этим, шла запись сигнала с экстензометра, которая далее использовалась как управляющая. Начальная длина трещины, когда перешли на управление стендом по каналу экстензометра, была $L_0=35,47$ мм от линии приложения нагрузки. От этой длины отслеживался дальнейший её прирост $\Delta L(мм)$. По мере роста трещины нагрузка уменьшалась. Это уменьшение определялось величиной ΔP (кH), отсчитываемой от первоначального значения $P_{max}=14,50$ кH – начальной максимальной величины в блоке.



Рис. 4. Результаты оценки скорости роста трещины; (а)- зависимость скорости роста трещины от числа блоков нагружения N; (б) - зависимость от снижения уровня нагружения ΔP ; (1- эксперимент, 2 – регрессионные зависимости)

По мере снижения скорости роста трещины процесс её развития как бы раскачивается, рассеивание скорости возрастает. Можно сделать вывод, что с понижением скорости трещина в своём развитии становится более чувствительной к неоднородности структуры материала. С замедлением трещины трудоемкость эксперимента возрастает и на каждую точку требуется не один день работы стенда. Поэтому, здесь представлен минимум экспериментальных данных для приближённого планирования дальнейших испытаний.

Заключение

1. Предложен метод снижения уровня эксплуатационного нагружения, который позволяет расчётным путём планировать нужные для эксперимента условия. Требуемый градиент снижения КИН в вершине трещины можно получить при варьировании такими параметрами, как геометрия образца, стартовая длина трещины, при которой записывается исходный процесс с датчика раскрытия, уровень исходного процесса нагружения.

2. По полученным данным можно ориентировочно определить, что для достижения скорости трещины, близкой к нулевому значению, необходимо снижение максимальной начальной нагрузки в блоке 14,5 кН на величину 2,77–2,80 кН. Это позволяет оценить искомый пороговый уровень и планировать дальнейшие исследования.

- 1. Когаев В.П., Махутов Н.А., Гусенков А.П. Расчёты деталей машин и конструкций на прочность и долговечность. Справочник. М.: Машиностроение. 1985. 224 с.
- 2. Романов А.Н. Распространение трещин усталости и единая кривая циклической трещиностойкости конструкционных материалов // Проблемы машиностроения и надёжности машин. 2013. №5. С.47-57.
- 3. Ribeiro A.S.; Jesus A.P.; Costa J.M.; Borrego L.P.; Maeiro J.C. Variable amplitude fatigue crack growth modelling/ Mecanica Experimental, 2011, Vol 19, Pgs 33-44.
- 4. С.Г. Лебединский., Г.В. Москвитин, М.С. Пугачев, А.Н. Поляков. Определение эксплуатационной живучести стали литых деталей железнодорожных конструкций // Проблемы машиностроения и надёжности машин. 2018. №6. С. 61 65.

ИССЛЕДОВАНИЕ И МОДЕЛИРОВАНИЕ НЕЛИНЕЙНЫХ ЭФФЕКТОВ ПРИ ДЕФОРМИРОВАНИИ И РАЗРУШЕНИИ КОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Е.В. Ломакин¹, <u>Б.Н. Федулов^{1,2,3}</u>, А.Н. Федоренко^{2,3}, Д.А. Бондарчук²

¹МГУ им. М.В. Ломоносова, Москва ²Московский Авиационный Институт, Москва ³Сколковский институт науки и технологий, Москва Fedulov.b@mail.ru

Аннотация. Настоящие исследование затрагивает вопросы упругой стадии деформирования композитов, разрушения, а также влияния производственных процессов на характеристики материала. В работе рассматриваются нелинейные модели упругости, учитывающие зависимость свойств материала от типа нагружения. Сформулирован ряд предположений для построения теории, которая может быть использована для прогнозирования разрушения в слоистых композитах. В работе рассмотрены конкретные примеры моделирования поведения композитных материалов под действием нагрузок и проведено сравнение с результатами экспериментальных исследований.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (гранты 18-31-20026, 17-01-00318).

Введение

В настоящее время накоплен большой опыт работы с численными методами анализа прочности, что позволяет проводить расчеты объектов произвольной геометрии с учетом разнообразия свойств материалов и практически всех факторов воздействия на конструкцию. Основной вопрос возникает при выборе способов проведения такого анализа или создания какого-либо нового для конкретного материала. Ситуация усложняется, если такой материал является новым и известны лишь частично его характеристики.

В концентрированном виде ответ на этот вопрос можно получить путем создания специальной математической модели материала, которая включает в себя определяющие соотношения, сформулированные в виде связи между напряжениями и деформациями, критерия прочности и описывает особенности его поведения. Введение такой модели практически полностью формализует все вопросы проектирования, от необходимой экспериментальной программы для используемого материала, до возможностей предсказания прочности проектируемого изделия в целом.

Во многих задачах точность результатов можно существенно увеличить, используя более сложные модели материалов, которые учитывают большее количество факторов и имеют усложненные формулировки. В случае работы с композитами такой подход может оказаться недостаточным даже для приблизительного описания деформирования материала. Это связанно с существенным влиянием технологии изготовления на свойства материала. Композит является примером материала, где достоверный анализ прочности практически невозможно проводить без анализа процесса изготовления рассматриваемого изделия. Например, намотка волокон или укладка преформ искажает ориентацию волокон и тем самым меняет направления армирования конечного материала. Исадка связующего, как температурная, так и химическая, приводит к существенным остаточным напряжениям, которые могут приводить к разрушению матрицы еще на стадии технологического охлаждения композита.

Прочность

В работах [1, 2] приведена последовательность шагов для построения модели разрушения композита. Наиболее простой вариант такой теории можно построить, используя только два параметра повреждения ψ_1 и ψ_2 , где

 $\begin{cases} \psi_1 = 0 - \text{разрушение волокон, } \psi_1 = 1 - \text{начальное значение} \\ \psi_2 = 0 - \text{разрушение матрицы, } \psi_2 = 1 - \text{начальное значение} \end{cases}$ (1)

Используя введенные параметры (1) можно сформулировать соответствующую систему определяющих соотношений:
$$\begin{cases} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ \gamma_{23} \\ \gamma_{23} \end{cases} = \begin{bmatrix} \frac{1}{\psi_1 E_{11}} & -\frac{\psi_2 \nu_{21}}{E_{22}} & -\frac{\psi_2 \nu_{32}}{E_{33}} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\psi_2 \nu_{12}}{E_{11}} & \frac{1}{\psi_2 E_{22}} & -\frac{\psi_2 \nu_{32}}{E_{33}} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\psi_2 \nu_{13}}{E_{11}} & -\frac{\psi_2 \nu_{23}}{E_{22}} & \frac{1}{\psi_2 E_{33}} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{\psi_2 G_{12}} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{\psi_2 G_{13}} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{\psi_2 G_{13}} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{\psi_2 G_{23}} \end{bmatrix} \begin{pmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{12} \\ \sigma_{13} \\ \sigma_{23} \end{pmatrix}$$
(2)

Параметры повреждения можно определять из условия удержания компонентов тензора напряжений на поверхности критерия разрушения. Такая модель в конечном итоге приведет к следующим диаграммам изменения напряжений (Рис. 1):



Рис. 1. Типовые диаграммы нагружения для модели (2)

Влияние нелинейного упругого деформирования

Одним из существенных аспектов в моделировании композиционных материалов является правильное предсказание жесткостных параметров в условии упругих деформаций. Сложная неоднородная структура данных материалов может приводить к реализации сложного сопротивления деформированию при разных видах и величинах нагрузок. Для композиционных материалов, как правило, можно, среди других, выделить два типа нелинейности [3, 4]: 1-й связан с разной жесткостью при различных видах нагружения, 2-й – с нелинейным изменением жесткости при росте значений сдвиговых деформаций, где максимальным образом в процесс деформирования включено связующее материала. Последний случай довольно характерен для слоистых композитов, где при сдвиговом нагружении деформируется, в основном, только матрица материала, а армирующие элементы нагружены минимальным образом.

В некоторых задачах влияние сложного поведения композита на упругой стадии может привести к существенно другому поведению конструкции и, как следствие, к другой форме разрушения по сравнению с предсказанной на основе линейной модели упругости. В качестве примера, на рис. 2 показаны формы потери устойчивости подкрепленного цилиндра, в первом случае – с использованием линейно упругой модели и во втором – при помощи модели, чувствительной к виду нагружения, на основе потенциала:

$$\Phi = \frac{1}{2} A_{ijkl}(\xi, Q) \sigma_{ij} \sigma_{kl} \tag{3}$$

где $\xi = \sigma/\sigma_0$, $\sigma = 1/3\sigma_{ii}$, $\sigma_0 = \sqrt{3/2S_{ij}S_{ij}}$, $S_{ij} = \sigma_{ij} - \sigma\delta_{ij}$, $Q = D_{ij}\sigma_{ij}$ и тензор D_{ij} в системе координат, связанной с ориентацией армирования, в условиях плоского напряженного состояния имеет вид:

$$D_{ij} = \begin{bmatrix} 0 & 1/2 & 0 \\ 1/2 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix}$$



Рис. 2. Радиальные перемещения вследствие потери устойчивости (в масштабе 1:2): а) линейная модель, б) модель на основе потенциала (3)

Нелинейность, связанная с повреждением, и скоростное упрочнение

При деформировании композита реализуется множество процессов с различными типами нелинейности: нелинейно упругое, вязкоупругое, пластическое, снижение жесткости вследствие повреждения. Введение всех аспектов деформирования в определяющие соотношения довольно сложно и практически невозможно, с точки зрения получения необходимых валидационных параметров. Тем не менее, следуя работе [1], можно предложить вариант построения математической модели деформирования композита в процессе разрушения, основываясь только на параметрах поврежденности с учетом довольно сложных нелинейных эффектов. Основная идея подхода связана с введением параметра поврежденности в условие прочности материала, а в случае эффекта скоростного упрочнения еще и скорости изменения параметра поврежденности. Например, для случая сдвигового деформирования можно рассмотреть следующий вариант зависимости сдвиговой прочности *S* от параметра поврежденности ψ_2 , и его скорости $\dot{\psi}_2$:

$$S(\psi_2, \dot{\psi}_2) = S_{st}(\psi_2) S_{dyn}(\dot{\psi}_2)$$
$$S_{st}(\psi_2) = A + B(1 - \psi_2)^n, \qquad S_{dyn}(\dot{\psi}_2) = 1 + (\sinh[C\ln(\dot{\psi}_2/\dot{\psi}_0)])^N$$

На рис. 3 показан пример применения такой модели, демонстрирующий удовлетворительное описание всех эффектов нелинейности, а также влияния скоростного деформирования на сопротивление материала.



Рис. 3. Диаграммы сдвигового нагружения композиционного материала при разных скоростях деформирования.

Литература

- 1. Fedulov B. N. et al. Failure analysis of laminated composites based on degradation parameters //Meccanica. 2018. T. 53. №. 1-2. C. 359-372.
- 2. Lomakin E., Fedulov B. Nonlinear deformation and failure analysis of laminated composites //Procedia Structural Integrity. 2018. T. 13. C. 664-669.
- 3. Fedulov B. et al. Nonlinear shear behavior and failure of composite materials under plane stress conditions //Acta Mechanica. 2017. T. 228. №. 6. C. 2033-2040.
- Lomakin E. V., Fedulov B. N. Nonlinear anisotropic elasticity for laminate composites //Meccanica. 2015. T. 50. – №. 6. – C. 1527-1535.

где

АНАЛИЗ ПРОЧНОСТИ И РЕСУРСА ОПТИЧЕСКИХ ВОЛОКОН

<u>А.В. Лопатюк¹</u>, А.М. Грачева²

¹Башкирский государственный университет, Уфа ²Уфимский государственный авиационный технический университет alyona-lopatyuk@yandex.ru

Аннотация. На основе анализа рефлектограмм, полученных для оптических волокон реальной трассы, проведен анализ их дефектности на наличие трещин. Получен и проанализирован ряд рефлектограмм. Обсуждены причины возникновения трещин. Сделан вывод об остаточном ресурсе волокон.

Введение и постановка задачи исследования

Прочность и стойкость к образованию трещин стеклянных оптических волокон и волоконнооптических элементов являются одними из важнейших характеристик их механического поведения, определяющего работоспособность всей системы передачи сигнала. Проблемы прочности и разрушения стекла актуальны для современной волоконно-оптической техники, эксплуатируемой в РФ и зарубежом. Представляется чрезвычайно важным определение допустимой величины растягивающей нагрузки, которую может выдержать оптическое волокно, не приведя к разрушению волоконного световода и, как следствие, к его обрыву в течение предполагаемого (расчетного) срока его эксплуатации.

На рисунке 1 приведена расчетная зависимость срока службы оптического волокна от приложенной к нему растягивающей нагрузки. Видно, что срок службы, установленный потребителем в 25 лет, может быть обеспечен при удлинениях, не превышающих 0,36 %, что определяет допустимую величину локальной механической растягивающей нагрузки в пределах 3 Н.



Рис. 1. Зависимость срока службы оптического волокна от его удлинения

Значительное влияние на процесс разрушения стекла оказывают физико-химические свойства окружающей среды, в первую очередь наличие паров воды. Наличие гидроксильных групп приводит не только к значительному снижению механической прочности и срока службы оптического волокна, но и к увеличению затухания излучения из-за его частичного поглощения. Защитное полимерное покрытие оптического волокна предохраняет волоконный световод от взаимодействия с окружающей средой, но оно не может полностью исключить проникновение молекул воды к поверхности волоконного световода, а лишь затрудняет их доступ.

Реальная прочность оптического волокна определяется поверхностными дефектами и микротрещинами, возникающими при его производстве и эксплуатации. Эти поверхностные дефекты снижают фактическую прочность, которая может составлять лишь от 1/1000 до 1/100 от теоретической величины. Прочность стекла, как и прочность любого другого твердого тела, зависит от напряженных условий эксплуатации. На практике волокно может подвергаться растяжению, сжатию, кручению и их комбинациям. В подавляющем большинстве случаев оно разрушается от растягивающих и изгибающих напряжений. Многочисленные экспериментальные данные показывают большой разброс значений прочности в зависимости от методов и качества производства волокон и состояния их поверхности, от методов и условий эксплуатации, а также условий проведения испытаний (температуры, влажности воздуха, скорости приложения нагрузки и т.д.). Отмечается также сильная зависимость прочность от геометрии волокна.

Цель работы – исследование повреждений оптических волокон реальной трассы и разработка рекомендации по их дальнейшей эксплуатации.

Материал и результаты исследования

В качестве материала исследования были взяты одномодовые волокна оптической линии связи Уфа – Аэропорт (терминал1) длиной 5 км. Оценку их качества проводили с помощью рефлектометра и программного обеспечения фирмы YOKOGAWA. Исследовали четыре волокна. Рабочие длины волн составляли 1310 нм и 1550 нм. По результатам исследований были построены восемь рефлектограмм, которые приведены на рис.2 и 3, длительность зондирующего импульса составляла 100 нс.



Рис.2 Рефлектограммы 2-х волокон трассы Уфа-Аэропорт на длине волны 1310 нм.



Рис.3 Рефлектограммы 2-х волокон трассы Уфа- Аэропорт на длине волны 1550 нм.

На рефлектограммах фиксируется множество отражений зондирующего импульса, происходящие в пределах строительной длины и свидетельсвующие о большом количестве микротрещин в волокне оптического кабеля. Затухание сигнала в таком волокне составило 12 дБ для длины волны 1310 нм и 14,4 дБ для длины волны 1550 нм. При длине кабеля 5 км и отсутствии микротрещин в волокне, затухание не должно было превышать 2 дБ. Таким образом, судя по рефлектограмме, можно заключить, что волокно выработало свой ресурс и близко к разрушению.

Выводы

После исследования полученных рефлектограмм оптических волокон трассы Уфа – Аэропорт можно сделать вывод о недопустимом росте затухания и необходимости замены оптического кабеля

МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ ПРИ УДАРНОМ НАГРУЖЕНИИ СЛОИСТОГО МАТЕРИАЛА ИЗ ТИТАНОВОГО СПЛАВА

Р.Я. Лутфуллин, А.А. Круглов, А.А. Саркеева

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа lutfullin.ramil@imsp.ru

Аннотация. Представлены результаты оценки механического поведения при ударном нагружении слоистого материала, полученного сваркой давлением листов из титанового сплава. Наибольшее сопротивление ударному разрушению слоистый материал оказывает, когда трещина распространяется одновременно через все слои. С увеличением протяженности пор в зоне твердофазного соединения ударная вязкость при распространении трещины последовательно через каждый слой повышается, а при распространении трещины одновременно через все слои. – понижается. Даны рекомендации по использованию слоистого материала в полых конструкциях.

Введение

Значительный интерес к слоистым металлическим материалам обусловлен тем, что их механические свойства существенно отличаются от аналогичных свойств монолитных материалов [1–3]. Существуют разные технологические приемы изготовления слоистых материалов, сварка давлением (СД) набора листовых заготовок один из них. СД относится к перспективным ресурсосберегающим технологиям и применяется при изготовлении многослойных конструкций, в частности, полых лопаток вентилятора авиационного двигателя. С точки зрения конструкционной прочности одной из наиболее важных характеристик материала является ударная вязкость. Наличие в слоистом материале поверхностей твердофазных соединений (ТФС) позволяет управлять характером распространения трещины. Ориентированное расположение поверхностей ТФС способствует отклонению распространяющихся трещин от первоначальных направлений магистрального роста, что в итоге повышает вязкость разрушения. В слоистом материале выделяют три вида расположения поверхностей ТФС, которые обеспечивают в одном случае торможение, в другом разветвление фронта трещины, а также прохождение сквозной трещины [1]. Соответственно, трещина может распространяться последовательно через каждый слой, одновременно через все слои и вдоль межслойной границы. Повышение ударной вязкости наблюдается только в двух случаях, когда возникает торможение трещины при переходе из слоя в слой или когда происходит разветвление общего фронта трещины на отдельные в каждом слое. Понятно, что количество слоев влияет на величину ударной вязкости слоистого материала. Повысить сопротивление ударному разрушению материала возможно также при определенном сочетании листовых заготовок, из которых изготавливается слоистый материал, отличающихся исходной структурой. В работе [4] отмечено, что сочетание прочных и пластичных слоев оказывает тормозящее действие на развитие трещины. Кроме того, наличие пор в зоне ТФС и их количество, как показано в работе [5], в зависимости от расположения поверхностей ТФС меняет механическое поведение слоистого материала при ударном нагружении.

Результаты и их обсуждение

Слоистый материал для изучения его механического поведения при ударном нагружении изготавливали с помощью СД в виде плит, состоящих из 13 листовых заготовок. Материал листов - титановые сплавы ВТ6 и ВТ20. Сварку проводили в вакуумной печи ОКБ-8086. Использовали штамповую оснастку с клиновым прижимом силовых плит, снабженную гибкой мембраной. Давление, обеспечивающее соединение листовых заготовок создавали подачей газа (аргона) в полость мембраны. Процесс сварки проводили по нескольким режимам, способствующим получению ТФС с различной пористостью.

Испытания на ударный изгиб проводили на стандартных образцах, с размерами 10 10 55 мм3 типа 1 по ГОСТ 9454-84. Образцы отличались расположением U-образного надреза относительно поверхностей соединения (рис. 1).



Рис. 1. Образец для испытаний на ударный изгиб с «разветвляющим» (а) и «тормозящим» (б) трещину расположением поверхностей соединения [5]

Согласно предложенной в работе [5] терминологии было принято следующее обозначение образцов: Робразец с «разветвляющим» трещину расположением поверхностей ТФС, линия надреза расположена перпендикулярно этим поверхностям; Т-образец с «тормозящим» трещину расположением поверхностей ТФС, линия надреза расположена параллельно поверхности ТФС.

Слоистые плиты изготовляли по трем режимам СД, обеспечивающих различную пористость. После сварки по первому режиму в зоне ТФС наблюдали только единичные поры сферической формы размером менее 1 мкм, относительная протяженность пор составила 0,01. По другим режимам в зоне ТФС поры имеют различную форму. Кроме сферических пор присутствуют узкие, вытянутые вдоль границы соединения поры длиной 2-15 мкм. Относительная протяженность пор в соединениях составляла 0,15 и 0,32.

При единичных порах (относительная протяженность пор в зоне ТФС равна 0,01) ударная вязкость образцов с «разветвляющим» трещину расположением поверхностей соединения превышает ударную вязкость образцов с «тормозящим» трещину расположением поверхностей соединения, как в плитах из сплава BT6, так и из сплава BT20. При этом значения ударной вязкости в слоистых плитах из сплава BT6 отличаются в 1,5 раза, а из сплава BT20 почти в 2,5 раза.

Увеличение количества пор изменяет механическое поведение Р и Т-образцов при ударном нагружении. При увеличении относительной протяженности пор от 0,01 до 0,32 ударная вязкость образцов из сплава ВТ6 с «разветвляющим» трещину расположением поверхностей соединения уменьшается в 1,5 раза (рис. 2, а), а с «тормозящим» трещину расположением поверхностей соединения, наоборот, возрастает, увеличиваясь в 2 раза уже при относительной протяженности пор равной 0,15 (рис. 2, б). При относительной протяженности пор равной 0,32 образец с «тормозящим» трещину расположением поверхностей соединения поверхностей соединения полностью не разрушился. Значение его ударной вязкости, отмеченное на графике точкой со стрелкой, было определено по величине работы, затраченной на разрушение большинства слоев и на изгиб оставшихся слоев. В связи с этим изменение ударной вязкости при увеличении протяженности пор с 0,15 до 0,32 на рис. 2, б показано пунктиром.



Рис. 2. Зависимость ударной вязкости при комнатной температуре испытаний от относительной протяженности пор в образцах с «разветвляющим» (а) и «тормозящим» (б) трещину расположением поверхностей соединения

Для полного разрушения образца и определения значения его ударной вязкости были проведены дополнительные испытания при температуре жидкого азота. В результате образец разрушился, его ударная вязкость составила 2,09 МДж/м², что почти в шесть раз больше значения ударной вязкости образца с относительной протяженностью пор равной 0,15, испытанного в тех же условиях.

Анализ макроизломов образцов из сплава BT6 с относительной протяженностью пор равной 0,01 и 0,32 показал, что данные изломы существенно отличаются, на изломах образцов с повышенной протяженностью пор присутствуют расслоения. Расслоения образовались по поверхностям соединений и расположены перпендикулярно направлению распространения магистральной трещины. Способность образцов к появлению расслоений возрастает с увеличением относительной протяженности пор в зоне ТФС.

Диаграммы ударного нагружения образцов из сплава ВТ6, испытанных при комнатной температуре, тоже различаются в зависимости от количества пор в зоне ТФС. При относительной протяженности пор равной 0,01 вид кривых для образцов с различным расположением поверхностей соединения одинаковый до появления максимума. С увеличением относительной протяженности пор указанные диаграммы качественно отличаются друг от друга в зависимости от расположения поверхностей соединения в образце. На диаграммах ударного нагружения образцов с «тормозящим» трещину расположением поверхностей соединения при относительной протяженности пор 0,15 и 0,32 после достижения максимума нагрузки происходит ее некоторый спад, вероятно связанный с появлением расслоения в образце. Дальнейшее продвижение магистральной трещины затормаживается, и сопротивление деформированию образца начинает опять возрастать до зарождения трещины в следующем слое образца. Этому моменту отвечает достижение второго максимума нагрузки. Плато на диаграмме соответствует распространению трещины в образце до появления в нем следующего расслоения, при котором опять происходит некоторый спад нагрузки. На диаграммах ударного нагружения образцов с на котором опять происходит некоторый спад нагрузки. На диаграммах ударного нагружения образцов с «разветвляющим» трещину расположением поверхностей соединения с увеличением протяженности пор происходит более ускоренный спад нагрузки после достижения ее максимума.

Примеры применения слоистого материала

Сосуд давления. Слоистый материал, полученный СД пяти листовых заготовок из титанового сплава ВТ6, был использован для изготовления сферического сосуда давления диаметром 180 мм. При сборке перед сваркой заготовки укладывали веером, что обеспечило изотропность механических свойств материала. Оболочку изготавливали сверхпластической формовкой. Использование слоистого материала обеспечило в процессе свободной формовки равномерную деформацию. В результате была достигнута равнопрочность в различных меридианных сечениях сосуда. При испытаниях давление разрушения многослойного сосуда составило 45 МПа, а монолитного 38 МПа [6].

Лопатка вентилятора авиационного двигателя. Согласно данным работы [7] для вентиляторной лопатки можно рекомендовать использование листовых заготовок, имеющих различную структуру, в качестве наружного слоя предпочтительно использовать заготовку с ультрамелкозернистой структурой. Заготовки с пластинчатой или микрокристаллической структурой можно использовать в качестве последующих слоев. Изготовление лопаток из заготовок с разной структурой является привлекательным с точки зрения получения повышенной конструкционной прочности, который нельзя получить путем использования заготовок одного типа структуры.

Экспериментально установлено, что при относительной протяженности пор в зоне ТФС ~ 3 % слоистый материал имеет одинаковую ударная вязкость равную 0,64 МДж/м² как при распространении трещины одновременно через все слои, так и последовательно через каждый слой. Данную величину можно рекомендовать в качестве ориентира для оценки качества полой лопатки при контроле различными методами.

Выводы

1. Поведение при ударном нагружении слоистого материала, полученного сваркой давлением из листов титановых сплавов BT6 и BT20, зависит от расположения поверхностей твердофазного соединения по отношению к распространяющейся магистральной трещине. При этом указанный эффект сильнее проявляется в материале из сплава BT20.

2. Пористость в зоне твердофазного соединения заметно снижает ударную вязкость образцов с «разветвляющим» трещину расположением поверхностей соединения и значительно повышает указанную характеристику образцов с «тормозящим» трещину расположением поверхностей соединения.

3. Повышение сопротивления разрушению в образцах с «тормозящим» трещину расположением поверхностей соединения при увеличении относительной протяженности пор связано с многократным зарождением трещины на новой поверхности.

Литература

- 1. J.D. Embury, N.J. Petch, A.E. Wraith, E.S. Wright // Trans. of Metall. S. AIME. 1967. V. 239. P. 114-118.
- 2. И.Л. Яковлева, Н.А. Терещенко, Д.А. Мирзаев, А.В. Панов, Д.В. Шабуров // Физика металлов и металловедение. 2007. № 2. С. 212-221.
- 3. А.А. Ганеева, А.А. Круглов, Р.Я. Лутфуллин // Деформация и разрушение материалов. 2011. №7. С. 38-40.
- 4. А.А. Саркеева // Письма о материалах. 2012. Т. 2. С. 166-169.
- 5. А.А. Саркеева, А.А. Круглов, Е.М. Бородин, С.В. Гладковский, Р.Я. Лутфуллин // Физическая мезомеханика. 2012. Т. 15. № 5. С. 51-57.
- 6. А.А. Круглов // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2014. № 4. С. 32–36.
- 7. А.А. Саркеева, Р.Я. Лутфуллин, А.А. Круглов, В.В. Астанин // Письма о материалах 2012. Т.2 С. 99-102.

КАТАСТРОФИЧЕСКАЯ СТАДИЯ РАЗРУШЕНИЯ. ЭКСПЕРИМЕНТ. МОДЕЛИРОВАНИЕ

<u>П.В. Макаров</u>^{1,2}, И.Ю. Смолин^{1,2}, А.С. Кульков^{1,2}, М.О. Еремин¹, Р.А. Бакеев¹, В.А. Красновейкин¹

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск ²Томский государственный университет, Томск pvm@ispms.ru

Аннотация. Представлены данные экспериментальных и численных исследований механического поведения твердых тел перед катастрофической стадией макроскопического разрушения и выход на режим с обострением. Образцы горных пород и керамик испытывались на трехточечный изгиб и одноосное сжатие с одновременной регистрацией скорости их поверхности с помощью лазерного виброметра. Выполнено численное моделирование поведения образцов в условиях экспериментов, включая стадию разрушения. Из сравнения с экспериментальными данными определены параметры модели накопления повреждений. Выявлен ряд особенностей механического отклика перед катастрофическим разрушением, которые можно трактовать как предвестники разрушения.

Общепризнанно, что нагружаемая геосреда является многомасштабной иерархически организованной блочной системой. Так же и любые твердые тела, например образцы горных пород, являются типичными нелинейными динамическими системами. Характерные стадии эволюции напряженно-деформированного состояния (НДС) и макроскопическое разрушение, как малых образцов, так и элементов земной коры имеют общие черты и общее феноменологическое описание, вытекающее из методологии нелинейных динамических систем [1]. И малый образец и геосреда являются природными фракталами в том смысле, что за долгую механическую эволюцию в них сформировались фрактальные системы трещин, как более мелких прослоек, разделяющих консолидированные структурные элементы разных масштабов, которые при необходимости можно рассматривать как блоки. При нагружении такой среды ее неупругая деформация обеспечивается, в том числе, как относительными смещениями структурных элементов, так и их поворотами.

Вне зависимости от макроскопического масштаба объекта (образца горной породы или структурного элемента земной коры) эволюция НДС будет качественно схожей, а процессы накопления повреждений в них будут иметь общую феноменологию в силу принципа масштабной инвариантности и самоподобия процесса разрушения. Об этом свидетельствует закон повторяемости сейсмических событий Гутенберга-Рихтера, суть которго заключается в том, что процесс разрушения самоподобен на всех масштабах. По этой причине в разрушающейся среде нельзя выделить какой-либо масштаб. Точно также закон Гутенберга-Рихтера справедлив и для малых образцов при их разрушении.

Другой важной особенностью эволюции нагружаемых твердых тел является наличие медленной квазистационарной стадии накопления повреждений мелких масштабов, которые являются низкоамплитудными и очень слабо себя проявляют. Флуктуации напряжений вблизи таких микроскопических повреждений чрезвычайно малы, также мал радиус их дальнодействия. Пока концентрация таких микроповреждений сравнительно мала, они практически не взаимодействуют. При критическом уровне концентрации трещины начинают взаимодействовать, приводя нагружаемую среду в состояние самоорганизованной критичности (COK), когда все процессы повреждаемости оказываются скоррелированными в силу информационного обмена микроволнами напряжений, которые генерируются формирующимися трещинами. Процесс их слияния и выход разрушения на макроскопический уровень развивается в сверхбыстром катастрофическом режиме. Одной из главных задач настоящего исследования является изучение этого режима.

Другая задача заключается в апробации модели накопления повреждений, основанной на общих соображениях теории нелинейных динамических систем, согласно которым скорость накопления повреждений в нагружаемой среде *dN/dt* является степенной функцией от уже накопленных повреждений *N*:

$$\frac{dN}{dt} = a(\sigma, \lambda) N^{\alpha} , \ a(\sigma, \lambda) = \frac{(\sigma - \sigma_0)^2}{\left[\sigma^*(\lambda + 1)\right]^2 T^*} .$$
(1)

Здесь σ – действующие локальные напряжения, параметр $a = a(\sigma, \lambda)$ зависит от напряжений и коэффициента Лоде-Надаи λ , определяющего вид напряженного состояния, σ_0 определяет минимальные напряжения для накопления повреждений, σ^* – параметр модели, определяющий скорость накопления повреждений, имеет размерность напряжений, T^* – параметр модели, имеющий размерность времени, фактически он отражает сжатие расчетного времени по отношению к реальному и выбирается заранее так, чтобы волны напряжений, сгенерированные локальными изменениями НДС за достаточно малые изменения условий нагружения, успели пройти по образцу несколько раз, обеспечивая информационный обмен между всеми деформируемыми структурными элементами. Только при наличии такого информационного обмена в среде возможны процессы самоорганизации и состояния СОК, при котором обеспечивается согласованный

кооперативный отклик среды на нагружение и переход процесса эволюции в сверхбыстрый катастрофический режим. Параметр α = 2 или близок к 2, что приводит к гиперболическому закону накопления повреждений с ростом времени. Степенные законы подобного типа являются фундаментальным свойством эволюции многих динамических систем.

Выражение (1) удобно представить в терминах функции меры поврежденности $0 \le D = N/N^* \le 1$ (при $D \to 1$ среда разрушена, где N^* – некоторое критическое значение числа повреждений, при котором D = 1). Следуя (1) получим функцию меры поврежденности в виде:

$$D = \int_{0}^{t^{*}} \frac{(\sigma - \sigma_{0})^{2} D^{\alpha} dt}{\left[(\lambda + 1)\right]^{2} CT^{*}}.$$
(2)

Эта простая модель содержит всего два феноменологических параметра, имеющих простой смысл: σ_0 – порог напряжений, при превышении которого повреждения начинают накапливаться, при $\sigma < \sigma_0$ D = 0; $C = (\sigma^*)^2 (N^*)^{1-\alpha}$ – феноменологический параметр, подбираемый по экспериментам. Он определяет скорость накопления в среде повреждений. Верхний предел в интеграле t^* определяет локальную долговечность среды в зависимости от уровня действующих локальных напряжений. Множитель ($\lambda + 1$) регулирует скорость накопления повреждений в среде в зависимости от вида НДС ($-1 \le \lambda \le 1$). В областях сдвига λ близко к нулю, в областях сдвигов-сжатий $0 < \lambda \le 1$, а сдвигов-растяжений $-1 < \lambda < 0$. Таким образом, скорость накопления повреждений в областях, где преобладают растяжения-сдвиги существенно выше, чем в областях, где преобладают сжатия-сдвиги (в областях растяжений $\lambda \rightarrow -1$, а множитель ($\lambda+1$) $\rightarrow 0$).

Образцы мрамора и алюмооксидной керамики испытывались на сжатие и на трехточечный изгиб. Нагружение во всех испытаниях осуществлялось при постоянной нагрузке до макроскопического разрушения образца. Это позволяло определить долговечность образцов в зависимости от приложенной нагрузки. Одновременно велась запись скорости смещения поверхности нагруженного образца. Для этого был использован лазерный доплеровский виброметр фирмы Polytec. Для верификации модели накопления повреждений (1) – (2), изучения особенностей и продолжительности катастрофической стадии разрушения, определяемой скоростью накопления повреждений, предположили, что скорости смещения поверхности полностью определяются ростом поврежденности в объеме нагружаемого образца. В этом случае модель (1) -(2) опишет также и изменения скоростей смещения поверхности образца. Такое предположение основано на том факте, что любые значимые разрушения в объеме образца генерируют волны напряжений, которые достигнув поверхности образца, отражаются на ее смещении. Это аналогично регистрации движений на поверхности земли сейсмографами для анализа сейсмического процесса. По этой причине скорости смещений поверхности были снормированы на единицу по максимальному значению скорости, достигаемой при макроскопическом катастрофическом разрушении. В этом случае зависимости от времени для меры поврежденности D и скорости смещения должны быть близкими. Так и оказалось в действительности [2]. Полученная в экспериментах на сжатие для образца мрамора зависимость от времени нормальной скорости смещения в точке одной из поверхностей, параллельной оси сжатия, в сравнении с теоретической кривой для меры поврежденности D, рассчитанной по (2) при $\alpha = 1,875$ представлены на рисунке 1.



Рис. 1. Стадия катастрофического этапа эволюции НДС, отраженная в скоростях смещения боковой поверхности образца мрамора (эксперимент) и поврежденности (расчет)

Литература

- 1. Макаров П.В. Математическая теория эволюции нагружаемых твердых тел и сред // Физ. мезомех. 2008. № 3. С. 19–35.
- 2. Смолин И.Ю., Макаров П.В., Кульков А.С., Еремин М.О., Бакеев Р.А. Режимы с обострением при разрушении образцов горных пород и элементов земной коры // Физ. мезомех. 2016. № 6. С. 77–85.

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО - ДЕФОРМИРОВАННОГО Состояния и разрушения массива горных пород при взрывных работах

О.Н. Малинникова¹, <u>В.А. Трофимов</u>², И.Е. Шиповский³

^{1,2,3} Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем комплексного освоения недр им. академика Н.В. Мельникова Российской академии наук, Москва

iv_ev@mail.ru

Аннотация. Задачи мониторинга состояния массива горных пород в близи шахтных выработок в процессе буро - взрывных работ требуют совершенствования и корректировки существующих методов оценки изменяющегося напряженно - деформированного состояния (НДС) пород для предотвращения нежелательных катастрофических деформаций в горном массиве.

В данной работе для условий плоской деформации предложен вычислительный подход на основе численного метода сглаженных частиц для определения НДС массива горной породы и его разрушения при техногенных воздействиях. На примере численного моделирования развития трещинообразования в горном массиве с выработкой при проведении взрывной отбойки уступа, проиллюстрирована возможность метода достаточно реалистично моделировать процессы развития деформаций и разрушения.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 18-05-00936.

Введение

Отбойка и измельчение руды скважинными зарядами является одним из основных процессов при отработке мощных и средней мощности месторождений полезных ископаемых. Основа эффективной разработки скальных пород заключается в обеспечении необходимой степени их разрыхления. Буровзрывные работы - весьма трудоемкий и дорогостоящий процесс при добыче полезных ископаемых. Это предопределяет необходимость повышения производительности труда на базе достижений науки и техники в этой области. Расчетные параметры буровзрывных работ являются ориентировочными и подлежат уточнению в производственных условиях.

Взрывные работы, выемка грунта и дренаж при добыче полезных ископаемых вызывают перераспределение напряжений в горном массиве, образуя зоны различного состояния горной породы. Процесс формирования этих зон обусловлен сложными взаимодействиями между деформациями породы, повреждением массива и другими физическими явлениями, вызванными техногенным воздействием. Лучшее понимание этих взаимодействий может дать полезные рекомендации по организации горного производства и уточнении планирования буровзрывных работ (БВР). Совершенствование БВР является одним из направлений повышения эффективности проведения выработок. В зависимости от того, насколько корректно рассчитаны параметры БВР, могут существенно изменяться технико-экономические показатели ведения горных работ в целом.

Расчет методом сглаженных частиц

На открытых горных работах под массовым взрывом понимается практически одновременное взрывание смонтированных в общую протяженную взрывную сеть многочисленных скважинных зарядов. В этом случае можно полагать, что в месте проведения взрывных работ в горном массиве реализуются условия состояния плоской деформации и поведение породы можно описывать в двумерной геометрии, даже если заряды расположены в несколько рядов и взрывание происходит с задержкой. Далее для примера рассмотрена конфигурация расположения зарядов в один ряд. При этом задержка инициализации в ряду для проведения расчетов не имеет существенного значения.

В этом случае конфигурация рассматриваемой задачи представлена на рисунке 1.



Рис. 1. Постановка задачи.

В массиве горной породы на глубине 45 м расположена протяженная выемка. На дневной поверхности над выработкой проводится отбойка уступа посредством массового взрыва скважинных зарядов взрывчатого вещества (ВВ). Требуется определить отклик геосреды и состояние выработки при таком интенсивном динамическом воздействии.

Для решения поставленной плоской краевой задачи применяется метод сглаженных частиц SPH [1], положительно зарекомендовавший себя при решении динамических задач геотехнической механики [2, 3]. В методе SPH реализуется двойственная модель представления повреждаемости геосреды, которая отражает разрыхление горной породы при выполнении заданного критерия разрушения и расхождение частиц материала при потере действия сил взаимосвязи, определяемых алгоритмом численного метода. Практика расчетов показывает, что SPH метод может описывать развитие зон повреждения горного массива с достаточной достоверностью.

Рассмотрим некоторые результаты расчета. Ниже представлены рассчитанные картины изменения состояния материала горной породы в течение процесса взрывного воздействия на горный массив с выработкой.





На рисунке 3 видно, что в ближней области, непосредственно примыкающей к заряду, горная порода находится в условиях неравномерного объемного сжатия. При этом к моменту времени 10 мс в плоскостях, ориентированных преимущественно под углом 45 к радиальному направлению от оси заряда, возникают наибольшие по величине касательные напряжения, за счет чего образуется система спиральных линий локализации деформаций, разбивающих породу на мельчайшие блоки. За пределами этой зоны в результате расширения массива образуется система радиальных трещин. При падении давления в газовой полости и обратном движении породы в направлении заряда возникают тангенциальные трещины. Совокупность зоны объемного сжатия и зоны трещинообразования образует так называемую область регулируемого дробления. При выходе волны сжатия на обнаженную поверхность и на свободную поверхность кровли выработки после 20 мс она трансформируется в волну растяжения, которая при своем движении от поверхности образует систему откольных трещин. Далее к 30 мс толща пород, ослабленная отколами и трещинами, идущими с поверхности, вызванными отраженной волной напряжений, разрушается. Фугасное действие взрывных газов приводит к выбросу разрушенной породы. В зависимости от величины и глубины заложения заряда, его взрывом может быть образована воронка рыхления, или воронка выброса.

Выводы

Возможности предложенного вычислительного подхода отслеживать напряженно – деформированное состояние массива горной породы и его разрушение при техногенных воздействиях проиллюстрированы на примере численного моделирования развития трещинообразования в горном массиве с выработкой при

динамическом нагружении, вызванном проведением взрывной отбойки уступа. Таким образом, считаем, что предлагаемый вычислительный подход способствует более качественному изучению и лучшему пониманию физических процессов, происходящих при деформировании и разрушении массива горной породы при взрывной разработке месторождений. Результаты работы указывают на то, что применяемый расчетный метод SPH позволяет прогнозировать отклик геосреды на взрывное воздействие, учитывая при этом индивидуальные свойства породы, составляющей горный массив.

Полученные результаты являются базовыми для разработки перспективных направлений методологических и научных исследований.

Литература

- 1. Шиповский И.Е. Расчет хрупкого разрушения горной породы с использованием бессеточного метода // Науковий вісник НГУ. Днепропетровск: НГУ. 2015. 1(145). С. 76 82.
- 2. Малинникова О.Н., Трофимов В.А., Шиповский И.Е. Метод сглаженных частиц в моделировании разрушения и обрушения кровли выработки // Горный информационно-аналитический бюллетень (Научно-технический журнал. Специальный выпуск 49. "Подземная угледобыча XXI век"). М: Горная книга. 2018. № 11 Т. 2. С. 464 475.
- Шиповский И.Е. Компьютерное моделирование динамического воздействия на состояние горной породы в окрестности выработки // Материалы 3-й Международной научной школы академика К.Н.Трубецкого "Проблемы и перспективы комплексного освоения и сохранения земных недр". М: ИПКОН РАН. 2018. С. 154 - 157.

СТРУКТУРНО-ФЕНОМЕНОЛОГИЧЕСКАЯ КОНЦЕПЦИЯ ПОВРЕЖДЕНИЙ МАТЕРИАЛОВ ПРИ АКУСТИКО-ЭМИССИОННОМ МОНИТОРИНГЕ

Ю.Г. Матвиенко, И.Е. Васильев, Д.В. Чернов

Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва ygmatvienko@gmail.com

Аннотация. Разработана структурно-феноменологическая концепция повреждений конструкционных материалов, в том числе полимерного композитного материала, реализуемая в ходе акустико-эмиссионной диагностики изделия в режиме реального времени. Концепция основана на применении новых критериальных параметров, отражающих весовое содержание и частоту регистрации локационных импульсов в энергетических кластерах, характеризующих процессы разрушения структуры материала на микро-, мезо- и макромасштабных уровнях. Концепция успешно апробирована в условиях стендовых испытаний конструктивно-подобного образца авиационной панели, включающего слоистую и ячеистую структуру с сотовым полимерным наполнителем, на статическое растяжение. Обсуждены также проблемы использования волоконно-оптических сенсоров в акустико-эмиссионном мониторинге композитных материалов.

Работа выполнена при поддержке гранта РНФ № 18-19-00351.

Введение

В процессе разрушения структуры материала каждый регистрируемый локационный импульс акустической эмиссии (АЭ), характеризуемый параметрами его формы и спектра, отражает энергию, выделяемую при разрыве или повреждении структурной связи. При исследовании кинетики повреждений структуры полимерного композитного материала (ПКМ) регистрируемые в процессе АЭ мониторинга локационные импульсы целесообразно разделять на кластеры нижнего (*H*), среднего (*C*) и верхнего (*B*) энергетического уровня [1-4]. При этом градацию кластеров по энергетическому уровню следует осуществлять таким образом, чтобы формирующие их импульсы отражали процессы разрушений, происходящие в структуре композитного материала на микро-, мезо- и макромасштабном уровне. Для оценки степени повреждения материала на разных структурных уровнях используется весовое содержание импульсов в соответствующих кластерах: $W_H = (N_H/N_{\Box}) \cdot 100\%$, $W_C = (N_C/N_{\Box}) \cdot 100\%$, $W_B = (N_B/N_{\Box}) \cdot 100\%$, где N_H , N_C , N_B – количество импульсов, накопленных в кластерах H, C и B, соответственно, $(N_{\Box})_n$ – суммарное количество зарегистрированных локационных импульсов АЭ.

Структурно-феноменологическая концепция мониторинга степени повреждения структуры ПКМ

На рис. 1 показаны основные блоки предложенной концепции, включающие разделение регистрируемых локационных импульсов АЭ на энергетические кластеры *B*, *C* и *H* (диаграмма $E_u - N_u/t_u$) (*a*), дифференциальное распределение весового содержания локационных импульсов W_B , W_C и W_H по уровню параметра E_u в кластерах (*b*), мониторинг изменения весового содержания локационных импульсов в энергетических кластерах *B*, *C* и *H* (диаграмма $W_i - \tau$) (*c*), а также частоты их регистрации ω_B , ω_C , ω_H в процессе испытания изделия (диаграмма $\omega_i - \tau$) (*d*).

В ходе АЭ мониторинга программное обеспечение осуществляет разделение потока регистрируемых сигналов по величине относительной энергии (E_{μ}) и усредненной частоте выбросов (N_{μ}/t_{μ}), в результате чего в поле указанных параметров происходит формирование кластеров нижнего, среднего и верхнего энергетического уровня. Акустико-эмиссионная система осуществляет подсчет изменения весового содержания локационных импульсов в кластерах *B*, *C* и *H* в каждую секунду эксперимента. Границы энергетических кластеров, формируемых локационными импульсами в процессе АЭ мониторинга, устанавливают по результатам предварительного тестирования материала изделия, исходя из природы источников излучения импульсов, вида нагружения, типа применяемых преобразователей, настроек АЭ системы. Контролируя динамику изменения весового содержания локационных импульсов в кластерах *H*, *C*, *B* и частоту их регистрации, оценивают степень повреждения материала на разных масштабно структурных уровнях и прогнозируют остаточную прочность изделия путем сопоставления с результатами тестовых испытаний [5-6].

Реализация концепции при оценке повреждения конструктивно-подобного образца авиационной панели

Разработанная методика, алгоритм и программное обеспечение для мониторинга процесса повреждения многослойной структуры пакета ПКМ и прогнозирования остаточной прочности изделия была успешно протестирована в условиях стендовых испытаний конструктивно-подобного образца авиационной панели, включающего слоистую и ячеистую структуру с сотовым полимерным наполнителем, на статическое

растяжение. Для сбора и обработки регистрируемых массивов данных была задействована восьми канальная акустико-эмиссионная система *A-Line 32D* фирмы ООО «Интерюнис-ИТ». Локация источников АЭ событий осуществлялась с применением преобразователей акустической эмиссии (ПАЭ) *R15-*□ и *UT-1000* фирма *Mistras* (США). Крепление ПАЭ к образцу осуществлялось через слой смазки с применением стальных струбцин.



Рис. 1. Основные блоки алгоритма оценки степени повреждения структуры материала в процессе АЭ мониторинга изделия.

Программа нагружения предусматривала выполнение выдержек при повышении уровня растягивающего усилия через каждые 10 кН. На этапе выдержки при повышении уровня растягивающего усилия до 170 кН на границе перехода сотовой структуры образца в слоистую структуру произошло его разрушение. Результаты АЭ мониторинга приведены на графиках рис. 2.



Рис. 2. Результаты АЭ мониторинга конструкционно-подобного образца, зарегистрированные в момент разрушения, при повышении уровня растягивающей нагрузки до 170 кН

Анализ результатов АЭ мониторинга образца авиационной панели на растяжение позволяет сделать следующие выводы. Максимальная плотность локации источников АЭ на графиках a и d рис. 2 регистрировалась на границах перехода ячеистой структуры ПКМ в слоистую, где и произошло разрушение образца. Как следует из графиков b и e, тренд накопления АЭ событий при планарной и линейной локации

практически совпадал, так же, как и активность (графики c и f) при повышении уровня нагрузки от 70 до 170 кН в период 700-1400 секунд эксперимента. В процессе повреждения материала, регистрируемые локационные импульсы на диаграмме $E_u - N_u t_u$ (графики g и h на рис. 2) формируют нижний, средний и верхний энергетические кластеры, характеризующие разрушение структуры пакета ПКМ на микро-, мезо- и макроуровне. На графиках g и h показаны границы кластеров и весовое содержание W_H , W_C , W_B локационных импульсов, зарегистрированное в момент разрушения образца. Преобразователи первой локационной группы (R15- \Box) формировали энергетические кластеры в частотном диапазоне параметра $N_u t_u=10-200$ кГц, а второй (UT-1000) - в диапазоне 10-420 кГц. Как следует из анализа динамики весового содержания локационных импульсов в энергетических кластерах (график i на рис. 2) с ростом прикладываемой нагрузки, наблюдается тенденция снижения уровня параметра W_H (весового содержания локационных импульсов в нижнем энергетическом кластере) и последовательный рост параметров W_C и W_B (весового содержания локационных импульсов в среднем и верхнем энергетических кластерах, соответственно).

Заключение

Продемонстрирована эффективность разработанной структурно-феноменологической концепции для оценки степени повреждения и разрушения структурных связей многослойного сложно структурированного композитного образца авиационной панели в режиме реального времени.

Весовые характеристики W_H , W_C , W_B регистрации импульсов АЭ в кластерах нижнего, среднего и верхнего энергетического уровня дают информацию о процессе накопления повреждений на микро-, мезо- и макромасштабном уровне. Частотные параметры ω_H , ω_C , ω_B , отражают интенсивность и степень воздействия прилагаемой нагрузки на процесс повреждения и разрушения структуры исследуемого изделия. Комплексное использование весовых и частотных параметров регистрации локационных импульсов при АЭ мониторинге элементов конструкций позволяет повысить точность оценки степени повреждения материала, делает более достоверным прогноз остаточной прочности и ресурса, дает возможность проводить такую оценку на любом этапе испытания (эксплуатации) изделия без информации о предистории и условиях нагружения конструкции.

Предложенная структурно-феноменологическая концепция создает предпосылки для разработки интеллектуальных конструкций с использованием волоконно-оптических сенсоров при акустико-эмиссионном мониторинге повреждений композитных материалов.

Литература

- 1. Патент № 2569078 РФ: МПК С 1. Способ распознавания источников сигналов акустической эмиссии, возникающих при деградации материала, образовании трещин и разрушении конструкции/ Васильев И.Е., Матвиенко Ю.Г., Иванов В.И., Елизаров С.В. заявитель и патентообладатель Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, № 2014125453/28, заяв. 24.06.14, опубл. 20.11.2015, Бюл. № 32.
- 2. Матвиенко Ю.Г., Васильев И.Е., Иванов В.И., Елизаров С.В. //Дефектоскопия. 2015. № 2. с. 48-60.
- 3. Матвиенко Ю.Г., Васильев И.Е., Панков А.В., Трусевич М.А. // Заводская лаборатория. 2016. № 1. с. 45-57.
- 4. Матвиенко Ю.Г., Васильев И.Е., Иванов В.И., Елизаров С.В. // Дефектоскопия. 2016. № 8. с. 30-45.
- 5. Патент № 2649081 РФ: МПК С 1 G01N 29/14 (2006.01). Способ мониторинга степени деградации структуры материала и определения остаточной прочности изделия/ Васильев И.Е., Матвиенко Ю.Г., Елизаров С.В., Чернов Д.В.; заявитель и патентообладатель Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, № 2017109571, заяв. 22.03.2017, опубл. 29.03.2018, Бюл. № 10.
- 6. Матвиенко Ю.Г., Васильев И.Е., Чернов Д.В., Елизаров С.В. // Дефектоскопия. 2018. № 12. с. 3-11.

ИССЛЕДОВАНИЕ ОБЪЕМНОЙ РАЗНОНАПРАВЛЕННОСТИ УПРГОПЛАСТИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ РАЗРУШЕНИЯ С УЧЕТОМ АНИЗОТРОПИИ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛА

Н.А. Махутов¹, И.В. Макаренко¹, Л.В. Макаренко

¹Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия; I.V.Makarenko@yandex.ru

Аннотация. В результате расчетно-экспериментального и численного анализа предложен алгоритм методологии моделирования и схематизации постулируемых дефектов на основе современных концепций нелинейной механики разрушения. В работе представлены расчетно-экспериментальные результаты исследования упругопластических процессов циклического разрушения при исходных разно-ориентированных дефектах типа поверхностных полуэллиптических трещин в конструкционных анизотропных материалах. На основе полученных результатов и численных решений даны характеристики линейной и нелинейной механики разрушения с учетом физико-механической неоднородности таких аустенитных нержавеющих сталей как 08X18H10T и 12X18H10T.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 18-08-00572-а «Комплексное расчетно-экспериментальное исследование и моделирование нелинейных процессов деформирования и разрушения в зонах трещин при различных режимах нагружения с достижением предельных состояний».

Введение

В работе представлены расчетно-экспериментальные результаты исследования упругопластических процессов разрушения при исходных разно-ориентированных дефектах типа поверхностных полуэллиптических трещин в конструкционных анизотропных материалах. На основе полученных результатов и численных решений предложены уточненные параметры линейной и нелинейной механики разрушения с учетом физико-механической неоднородности таких аустенитных нержавеющих сталей как 08X18H10T и 12X18H10T. В результате расчетно-экспериментального и численного анализа предложен алгоритм методологии моделирования и схематизации постулируемых дефектов на основе современных концепций нелинейной механики разрушения.

Основной текст

В линейной механике разрушения такие параметры как коэффициенты интенсивности напряжений для трех моделей разрушения, могут быть получены из распределения полей энергии деформирования вблизи контура трещины с помощью *J*- интеграла. В трех мерном случае он может быть выраженный следующим образом [1]

$$J = \lim_{C \to 0} \int_{C} (k\delta_{1j} - \sigma_{ij}u_{j,1}) n_i dC$$
⁽¹⁾

где k – удельная потенциальная энергии деформации, δ_{1j} -символ Кронекера, σ_{ij} - компоненты напряжений, $u_{j,1} = \partial u_j / \partial x_1$ - компоненты перемещений, i и j равны 1, 2, 3, n_i - единичный вектор перпендикулярно направленный к контуру интегрирования C. dC – 'элемент контура.

Как известно, преобладающим образом, инициализация макротрещины является результатом слияния микротрещин, первоисточником которых являются локальные микрообъемы дислокационных повреждений.

Скорость роста поверхностных разноориентированных полуэллиптических трещин при малоцикловом нагружении определяется известным в общем, виде уравнением, которое, в данной работе учитывает объемную анизотропию механических свойств, технологическую неоднородность и неоднородность номинального напряженно-деформированного состояния в сварном элементе конструкции.

$$V_i(T) = C_j \left(\Delta \overline{K}_{e\alpha}^{*(k)} \right)^{n_j} , \qquad (2)$$

где V_i - проекция скорости точки контура трещины на соответствующую ось глобальной декартовой системы координат; i = x, y, z; $\Delta \overline{K}_{e\alpha}^{*(k)}$ - размах относительного эквивалентного коэффициента интенсивности деформаций в соответствующей точке контура трещины; C_j, n_j -характеристики материала сварного соединения в данной его точке.

По полученным функциональным зависимостям скорости трещины от коэффициента интенсивности деформаций, с учетом [3-8], определяется долговечность детали оборудования, его живучесть по числу циклов нагружения до разрушения, путем интегрирования уравнения.

$$N = \int_{\ell_{i0}}^{\ell_{ic}} \left(\left(\Delta \overline{K}_{e\alpha}^{*(k)} \right)^{-n_j} / C_j \right) d\ell_i , \qquad (3)$$

где ℓ_{io} и ℓ_{ic} - проекция радиуса вектора на оси координат, проведенного из начала системы отсчета в соответствующую точку контура развивающейся поверхности трещины в начальный и конечный момент времени ее роста (начальная и критическая длина трещины).

$$\Delta \overline{K}_{e\alpha}^{*(k)} = f_i \left(\overline{e}_n, \Delta \overline{e}_{i\alpha}, b_i, a_i, b_i / a_i, b_i / t, \beta^*, r^*, \varphi, m, k, m_k \right), \quad (4)$$

где $e_n, \Delta e_{ia}$ - относительные номинальные и локальные вблизи контура трещины упругопластические деформации; b_i, a_i – полуоси трещины; $t, \beta^*, r^*, \varphi, m, k, m_k$ - геометрические характеристики трещины, образца и параметры деформирования материала с учетом малоцикловой анизотропии.

Заключение

В результате проведенных исследований, констатируется общая методология проведения моделирования возникновения и развития разрушения наклонных поверхностных полуэллиптических трещин при циклическом упругопластическом нагружении сварных соединений аустенитных нержавеющих сталей с учетом неоднородности механических свойств и номинального напряженно-деформированного состояния с учетом перераспределения остаточных технологических напряжений сварки по их объему [2-10]. Установлено существенное влияние на расчетную оценку сопротивления разрушению элементов конструкций таких факторов, как пластическое деформирование вблизи контура разноориентированного дефекта, кинетика полей остаточных сварочных напряжений и физико-механической неоднородности материала.

Полученные расчетно-экспериментальные параметры нелинейных деформационных критериев разрушения [3, 4] и экспериментальные величины критических коэффициентов интенсивности деформаций позволяют расширить уточненное моделирование исследуемого процесса малоциклового разрушения при определении ресурса, прочности и живучести оборудования.

Литература

1. Shih CF, Moran B, Nakamura T. Energy release rate along a three-dimensional crack front in a thermally stressed body. Int. J. Fract. 1986;30:79–102.

2. Sih GC, Macdonald B. Fracture mechanics applied to engi neering problems – strain energy density fracture criterion. Engng Fract Mech 1974; 6(2):361–86.

3. Махутов Н.А. Деформационные критерии разрушения и расчет конструкций на прочность, М., Машиностроение, 1981, 273 с.

4. Н.А. Махутов. Конструкционная прочность, ресурс и техногенная безопасность. В двух частях. - Новосибирск, «Наука», 2005, - 1110с.

5. N.A Makhutov, I.V. Makarenko, L.V. Makarenko. Calculation and experimental analysis of the stress-strain state for in clined semi-elliptical surface cracks. Inorganic Materials, 2017, vol. 53, No. 15, pp. 1502-1505.

5. Oore M, Burns DJ. Estimation of stress intensity factors for embedded irregular cracks subjected to arbitrary normal stress fields. J Press Vessel Technol ASME 1980;102:202–11.

6. Beghini M, Bertini L, Gentili A. An explicit weight function for semi-elliptical surface cracks. ASME J Press Vessel Technol 1997;119:216–23.

7. Махутов Н.А., Макаренко И.В., Макаренко Л.В. Моделирование процессов упругопластического циклического разрушения при оценке прочности и ресурса энергетического оборудования. «Динамика и прочность конструкций аэрогидроупругих систем. Численные методы». Труды четвертой Всероссийской научно-технической конференции. г. Москва, Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, 14-15 ноября 2017 г. – М.: », ИМАШ РАН. 2017. – 70 с., С.41-42. ISBN 978-4465-1629-2.

8 Makhutov N.A., Makarenko I.V., Makarenko L.V. Studies on the fracture mechanism and kinetics of randomly oriented surface semielliptic cracks at the multiaxial stress-strain state with deformation criteria of nonlinear fracture mechanics. Strength of Materials, 2013. Vol. 45, N 4, July. p. 454-458. 0039 – 2316/134504 – 0454. © 2013 Springer Science + Business Media New York.

9. Makhutov N.A., Makarenko I.V., Makarenko L.V. 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, 2009. p. 96 – 102.

10. Махутов Н.А., Макаренко И.В., Макаренко Л.В.. Расчетно-экспериментальное исследование развития поверхностных полуэллиптических наклонных малоцикловых трещин. / Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2013. №11, том 79. С. 39–44.

ИССЛЕДОВАНИЕ ОБЪЕМНОЙ РАЗНОНАПРАВЛЕННОСТИ УПРГОПЛАСТИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ РАЗРУШЕНИЯ С УЧЕТОМ АНИЗОТРОПИИ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛА

Н.А. Махутов¹, И.В. Макаренко¹, Л.В. Макаренко

¹Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия; I.V.Makarenko@yandex.ru

Аннотация. В результате расчетно-экспериментального и численного анализа предложен алгоритм методологии моделирования и схематизации постулируемых дефектов на основе современных концепций нелинейной механики разрушения. В работе представлены расчетно-экспериментальные результаты исследования упругопластических процессов циклического разрушения при исходных разно-ориентированных дефектах типа поверхностных полуэллиптических трещин в конструкционных анизотропных материалах. На основе полученных результатов и численных решений даны характеристики линейной и нелинейной механики разрушения с учетом физико-механической неоднородности таких аустенитных нержавеющих сталей как 08X18H10T и 12X18H10T.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 18-08-00572-а «Комплексное расчетно-экспериментальное исследование и моделирование нелинейных процессов деформирования и разрушения в зонах трещин при различных режимах нагружения с достижением предельных состояний».

Введение

В работе представлены расчетно-экспериментальные результаты исследования упругопластических процессов разрушения при исходных разно-ориентированных дефектах типа поверхностных полуэллиптических трещин в конструкционных анизотропных материалах. На основе полученных результатов и численных решений предложены уточненные параметры линейной и нелинейной механики разрушения с учетом физико-механической неоднородности таких аустенитных нержавеющих сталей как 08X18H10T и 12X18H10T. В результате расчетно-экспериментального и численного анализа предложен алгоритм методологии моделирования и схематизации постулируемых дефектов на основе современных концепций нелинейной механики разрушения.

Основной текст

В линейной механике разрушения такие параметры как коэффициенты интенсивности напряжений для трех моделей разрушения, могут быть получены из распределения полей энергии деформирования вблизи контура трещины с помощью *J*- интеграла. В трех мерном случае он может быть выраженный следующим образом [1]

$$J = \lim_{C \to 0} \int_{C} (k\delta_{1j} - \sigma_{ij}u_{j,1}) n_i dC$$
⁽¹⁾

где k – удельная потенциальная энергии деформации, δ_{1j} -символ Кронекера, σ_{ij} - компоненты напряжений, $u_{j,1} = \partial u_j / \partial x_1$ - компоненты перемещений, i и j равны 1, 2, 3, n_i - единичный вектор перпендикулярно направленный к контуру интегрирования C. dC – 'элемент контура.

Как известно, преобладающим образом, инициализация макротрещины является результатом слияния микротрещин, первоисточником которых являются локальные микрообъемы дислокационных повреждений.

Скорость роста поверхностных разноориентированных полуэллиптических трещин при малоцикловом нагружении определяется известным в общем, виде уравнением, которое, в данной работе учитывает объемную анизотропию механических свойств, технологическую неоднородность и неоднородность номинального напряженно-деформированного состояния в сварном элементе конструкции.

$$V_i(T) = C_j \left(\Delta \overline{K}_{e\alpha}^{*(k)} \right)^{n_j} , \qquad (2)$$

где V_i - проекция скорости точки контура трещины на соответствующую ось глобальной декартовой системы координат; i = x, y, z; $\Delta \overline{K}_{e\alpha}^{*(k)}$ - размах относительного эквивалентного коэффициента интенсивности деформаций в соответствующей точке контура трещины; C_j, n_j -характеристики материала сварного соединения в данной его точке.

По полученным функциональным зависимостям скорости трещины от коэффициента интенсивности деформаций, с учетом [3-8], определяется долговечность детали оборудования, его живучесть по числу циклов нагружения до разрушения, путем интегрирования уравнения.

$$N = \int_{\ell_{i0}}^{\ell_{ic}} \left(\left(\Delta \overline{K}_{e\alpha}^{*(k)} \right)^{-n_j} / C_j \right) d\ell_i , \qquad (3)$$

где ℓ_{io} и ℓ_{ic} - проекция радиуса вектора на оси координат, проведенного из начала системы отсчета в соответствующую точку контура развивающейся поверхности трещины в начальный и конечный момент времени ее роста (начальная и критическая длина трещины).

$$\Delta \overline{K}_{e\alpha}^{*(k)} = f_i \left(\overline{e}_n, \Delta \overline{e}_{i\alpha}, b_i, a_i, b_i / a_i, b_i / t, \beta^*, r^*, \varphi, m, k, m_k \right), \quad (4)$$

где $e_n, \Delta e_{ia}$ - относительные номинальные и локальные вблизи контура трещины упругопластические деформации; b_i, a_i – полуоси трещины; $t, \beta^*, r^*, \varphi, m, k, m_k$ - геометрические характеристики трещины, образца и параметры деформирования материала с учетом малоцикловой анизотропии.

Заключение

В результате проведенных исследований, констатируется общая методология проведения моделирования возникновения и развития разрушения наклонных поверхностных полуэллиптических трещин при циклическом упругопластическом нагружении сварных соединений аустенитных нержавеющих сталей с учетом неоднородности механических свойств и номинального напряженно-деформированного состояния с учетом перераспределения остаточных технологических напряжений сварки по их объему [2-10]. Установлено существенное влияние на расчетную оценку сопротивления разрушению элементов конструкций таких факторов, как пластическое деформирование вблизи контура разноориентированного дефекта, кинетика полей остаточных сварочных напряжений и физико-механической неоднородности материала.

Полученные расчетно-экспериментальные параметры нелинейных деформационных критериев разрушения [3, 4] и экспериментальные величины критических коэффициентов интенсивности деформаций позволяют расширить уточненное моделирование исследуемого процесса малоциклового разрушения при определении ресурса, прочности и живучести оборудования.

Литература

1. Shih CF, Moran B, Nakamura T. Energy release rate along a three-dimensional crack front in a thermally stressed body. Int. J. Fract. 1986;30:79–102.

2. Sih GC, Macdonald B. Fracture mechanics applied to engi neering problems – strain energy density fracture criterion. Engng Fract Mech 1974; 6(2):361–86.

3. Махутов Н.А. Деформационные критерии разрушения и расчет конструкций на прочность, М., Машиностроение, 1981, 273 с.

4. Н.А. Махутов. Конструкционная прочность, ресурс и техногенная безопасность. В двух частях. - Новосибирск, «Наука», 2005, - 1110с.

5. N.A Makhutov, I.V. Makarenko, L.V. Makarenko. Calculation and experimental analysis of the stress-strain state for in clined semi-elliptical surface cracks. Inorganic Materials, 2017, vol. 53, No. 15, pp. 1502-1505.

5. Oore M, Burns DJ. Estimation of stress intensity factors for embedded irregular cracks subjected to arbitrary normal stress fields. J Press Vessel Technol ASME 1980;102:202–11.

6. Beghini M, Bertini L, Gentili A. An explicit weight function for semi-elliptical surface cracks. ASME J Press Vessel Technol 1997;119:216–23.

7. Махутов Н.А., Макаренко И.В., Макаренко Л.В. Моделирование процессов упругопластического циклического разрушения при оценке прочности и ресурса энергетического оборудования. «Динамика и прочность конструкций аэрогидроупругих систем. Численные методы». Труды четвертой Всероссийской научно-технической конференции. г. Москва, Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, 14-15 ноября 2017 г. – М.: », ИМАШ РАН. 2017. – 70 с., С.41-42. ISBN 978-4465-1629-2.

8 Makhutov N.A., Makarenko I.V., Makarenko L.V. Studies on the fracture mechanism and kinetics of randomly oriented surface semielliptic cracks at the multiaxial stress-strain state with deformation criteria of nonlinear fracture mechanics. Strength of Materials, 2013. Vol. 45, N 4, July. p. 454-458. 0039 – 2316/134504 – 0454. © 2013 Springer Science + Business Media New York.

9. Makhutov N.A., Makarenko I.V., Makarenko L.V. 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, 2009. p. 96 – 102.

10. Махутов Н.А., Макаренко И.В., Макаренко Л.В.. Расчетно-экспериментальное исследование развития поверхностных полуэллиптических наклонных малоцикловых трещин. / Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2013. №11, том 79. С. 39–44.

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ОСТАТОЧНОГО РЕСУРСА ГАЗОПРОВОДОВ С ДЕФЕКТАМИ

Г.Х. Мурзаханов

AO MOCГA3, Москва MurzakhanovGK@mos-gaz.ru

Аннотация

В докладе численными методами моделируется напряжённо деформированное состояние трубы подземного газопровода в области каверны в грунте. Производится оценка остаточного ресурса стального подземного газопровода, содержащего локальные дефекты. Моделируются квазистатические предельные состояния газопроводов. Вычисления производятся численными методами с использованием программного комплекса ANSYS и MATHCAD. Даны рекомендации по оптимизации эксплуатации, ремонту и реновации газопроводов.

Введение

Оценка остаточного ресурса газопроводов, ответственная и многоступенчатая задача. Для применения существующих моделей механики разрушения необходимо наличие двух исходных наборов параметров [1,2]:

- напряжённо-деформированного состояния (НДС) трубы газопровода;

- выявленных повреждений и дефектов трубы и прилегающего грунта.

Параметры НДС для газопроводов могут быть определены эмпирически, однако в случаях неосесимметричных параметров нагружения математический аппарат становится настолько громоздким, что не может быть рекомендован для широкого практического применения. Именно к этому типу задач относится определение НДС в газопроводе в случае образования в прилегающем грунте осыпи или каверны. Кавернообразование в грунте может происходить вследствие просадочных свойств грунта, промоин от воздействия подземных вод, как результат локальных ослаблений грунта в местах карстовых провалов, иных причин. Очевидно, что уплотнённый и равномерно прилегающий грунт обладает балластирующими способностями и оказывает значительное стабилизирующее влияние на развитие дефектов в металле газопровода. В случае образования в грунте пустот и каверн, участки трубопровода лишены такой поддержки и являются наиболее потенциально опасными при эксплуатации, особенно, если на участок с каверной приходятся ещё и дефекты материала трубы. В этом случае возрастает вероятность разрушения вследствие образования больших деформаций в металле, и использование нетто-напряжений, исчисленных при равномерной засыпке для оценки НДС в области дефектов, уже не удовлетворяет поставленным целям, поскольку образуются области значительных концентраций напряжения. НДС в области дефекта, попадающего в такую зону, требует индивидуальной локальной оценки. Такого рода оценку удобно осуществлять с помощью метода конечных элементов (МКЭ), формируя параметры каверн и дефектов САD средствами. Численное исследование, проведенное ранее, показало, что образование самой каверны на участках труб, лишенных внутренних дефектов металла, не опасно, и имеет смысл говорить о повышенной опасности разрушения только в случае совпадения каверны и локальных дефектов трубы.

Моделирование

На участке газопровода диаметром d=500 мм, толщиной стенки h=8 мм, внутренним рабочим давлением P=6 МПа, выполненный из стали марки 10Г2С (E=2,06*10⁵ МПа, v=0,28, ρ =7850кг/м³), залегающего в дресвяном грунте с пылевато-глинистым заполнителем. Коэффициенты для модели грунта Друкера-Прагера: E=5,1 МПа, сцепление 11,3 кПа, углы внутреннего трения и дилатанции 19°. В грунте обнаружена просадочная каверна протяжённостью l=1,5 м, раскрытием по окружности около 45°.

При формировании расчётной модели с использованием программного комплекса ANSYS ставится задача исследования поведения конструкции в случае больших деформаций (вплоть до величины абсолютного остаточного сужения 21%) и больших давлений. Для этого использована модель однородного изотропного упругопластического тела с кусочно-линейным упрочнением. Отдельным макросом сформирована кривая истинной деформации, что позволило учитывать временное упрочнение в теле металла. Здесь, поскольку данных об истинной площади сечений после образования шейки нет, участок между истинным пределом прочности и истинным сопротивлением разрыву интерполирован прямой линией.

Результатом расчёта получена типичная картина НДС в области каверны для рабочего давления в 6 МПа, приведённая на Рис. 1 и 2.



Рисунок 1.

Распределение эквивалентных

деформаций по Мизесу в области каверны по поверхности материала.



Рисунок 2. Распределение эквивалентных напряжений по Мизесу в толще материал в продольном сечении модели, проходящем через центр каверны. (Масштаб сильно сжат в продольном направлении для улучшения наглядности картины.)

Интересен слабовыраженный волновой характер НДС в областях близких к местам непосредственного контакта грунта и трубы. Это можно объяснить за счёт формирования изгибных мод при решении нелинейной контактной задачи. Выяснилось, что пластическая фаза в деформировании металла наступает далеко за пределами рабочего и тестового давлений. Иначе говоря, образование самой каверны на участках труб, лишённых внутренних дефектов металла – не опасно, и имеет смысл говорить о повышенной опасности разрушения только в случае совпадения каверны и локальных дефектов трубы. Это очень важный вывод, поскольку он показывает возможность упрощения реальной модели (грунт по Друкеру-Прагеру, упругопластическая постановка задачи с истинной кривой напряжения-деформации, нелинейная контактная задача в местах соприкосновения) до упругой задачи с Винклеровской моделью грунта-засыпки.

Далее выделяется подмодель, содержащая острый дефект – область коррозионного растрескивания с максимальной глубиной 3 мм, размерами 67х35 мм. В программе задается эквивалентной эллиптической трещиной [3]. В практике расчетов прочности и трещиностойкости широкое распространение получили методики, основанные на применении критериев интерполяционного типа. В основу критериев положен принцип граничной интерполяции, состоящий в том, что решение для промежуточных состояний представляется в форме интерполяционных соотношений между имеющимися граничными решениями,

соответствующими двум альтернативным механизмам разрушения - хрупкому и вязкому. Одним из таких критериев является выражение:

$$\left[\frac{K_1}{K_{1c}}\right]^{2s} + \left[\frac{\varepsilon_n}{\varepsilon_f}\right]^s \le 1,$$
(1)

используемое в дальнейшем с моделью роста трещин для оценки остаточного ресурса повреждённого участка. Здесь K₁ максимальный коэффициент интенсивности напряжений (КИН) на фронте трещины и ε_n – сопутствующие ему номинальные деформации, s=2 параметр интерполяции. K_{1c} – критический для материала КИН, ε_f – предельная разрушающая деформация.

Заключение

- получена обобщённая картина НДС трубы газопровода в области каверны в прилегающем грунте;

- получена нелинейная модель разрушения конструкции с учётом реальной геометрии дефектов;

 полученные результаты качественно соответствуют аналитическим оценкам НДС, не имеют видимых разрывов и нефизических градиентов, что позволяет считать модели адекватными, а сетки достаточно подробными для решения поставленной задачи;

- это даёт возможность программно моделировать процессы разрушения конструкции и оценивать её остаточную прочность без использования дорогостоящих экспериментальных процессов;

- сравнительный анализ результатов, полученных при использовании полной и максимально упрощённой моделей, показывает, что простая модель вполне удовлетворяет требованиям поставленной задачи. При этом достигается значительная (в десятки раз) экономия компьютерных и интеллектуальных ресурсов исследователя. Результаты, полученные в статье, в дальнейшем могут быть использованы для создания расчетной модели оценки остаточного ресурса трубопровода в области локальных дефектов металла трубы.

- использование методов, предложенных в статье, позволяет принимать экономически целесообразные решения, связанные с эксплуатацией, ремонтом и реновацией газопроводов.

Литература

1. Мурзаханов Г. Х., Быстрова Н. А. Методы оценки остаточного ресурса трубопроводов. – М.:МГТУ им. Баумана, 2008, 103 с.

2. Мурзаханов Г.Х. Оптимизация трубопроводной системы по моделям оценки рисков от аварий. Управление качеством в нефтегазовом комплексе, 2017, №2, с.41-45.

3. Морозов Е. М., Никишков Г. П. Метод конечных элементов в механике разрушения. – М.: Книжный дом «Либроком», 2010, 256 с.

ИЗУЧЕНИЕ РАЗРУШЕНИЯ ОБРАЗЦА СТАЛИ X70 ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

О.А. Насибуллина¹, Р.Г. Ризванов¹

¹Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа ksu33@bk.ru

Аннотация. Большинство конструкций, деталей машин в процессе эксплуатации подвергаются воздействию циклически изменяющихся нагрузок, о таких изменениях можно судить по усталости металла. В работе представлены результаты усталостных испытаний. На исследуемом образце имелись характерные для коррозионно - механического разрушения множественные трещины. Показано, что с увеличением количества циклов нагружения происходит рост коррозионной трещины, что приводит к уменьшению его термодинамической устойчивости. Результаты регрессионного анализа показали, что коэффициент корреляции составляет r = 0,99, при использовании трехпараметрической логарифмической функции.

Введение

Подавляющее большинство деталей машин, других конструкций в процессе службы претерпевает воздействие циклически изменяющихся нагрузок, то есть материал в процессе эксплуатации подвергается усталости. Усталость металла – процесс постепенного накопления повреждений под действием переменных напряжений (деформаций), приводящих к изменению свойств, образованию трещин и разрушению [1, 2].

По изменению физико-механических свойств при усталости металлы и сплавы делятся на: циклически упрочняемые, циклически разупрочняемые и циклически стабильные. Причем в процессе усталости некоторые материалы могут периодически упрочняться и разупрочняться [3]. Для приближения испытаний к реальным условиям эксплуатации металлоконструкций применяют два различных вида нагружения: нагружение с заданным размахом нагрузки – мягкое нагружение; нагружение с заданным размахом деформации – жесткое нагружение. При этом определяют зависимость амплитуды напряжений (или деформаций) от числа циклов до разрушений.

Процесс постепенного накопления повреждений, возникающих под воздействием механических напряжений и коррозионной среды, называется коррозионной усталостью. Коррозионная среда приводит к уменьшению долговечности [1].

Основной текст

В работе представлены результаты усталостных испытаний на образце стали марки X70, отобранного из очаговой зоны разрушения магистрального газопровода.

Усталостные испытания проводились на экспериментальной установке, приведенной на рисунке 1. Деформация на образце создавалась усталостной машиной по схеме чистого изгиба при отнулевом цикле нагружения, наиболее полно отражающем условия работы металла вблизи концентраторов напряжений. Амплитуда деформации 0,19%. Ее величина контролировалась с помощью деформометра Гугенбергера. Наблюдение за ростом трещины производились с помощью измерительного устройства на базе стереоскопического микроскопа МБС-9



Рис.2. Экспериментальная установка

В результате циклических испытаний образца стали магистрального газопровода, изготовленного из стали X70 произошло разрушение образца по имеющейся трещине (Рис. 2).



Рис. 2. Исследуемый образец после проведения циклических испытаний

После проведения испытаний обнаружено, что трещина развивалась по хрупкому механизму рис.

3.



Рис.3. Хрупкий характер разрушения образца, ×100

Для прогнозирования изменения термодинамической устойчивости металла в процессе циклического нагружения использовался нелинейный регрессионный анализ. При этом выбирались уравнения из класса логарифмических функций. Наилучшие показатели имелись у трехпараметрической логарифмической функции. Коэффициент корреляции составил r=0,99.

Заключение (или Выводы)

С повышением количества циклов нагружения происходит снижение термодинамической устойчивости металла в коррозионной среде, что очевидно, связано с накоплением усталостных повреждений. Данное явление наилучшим образом описывается трехпараметрической логарифмической функцией. Коэффициент корреляции составляет r = 0,99.

Литература

- 1. О.А. Насибуллина. Разработка метода оценки остаточного ресурса в рамках модели развития множественных трещин магистрального газопровода // Проблемы сбора, подготовки и транспорта нефти и нефтепродуктов. 2016. № 2(104). С. 117-127.
- 2. А.Г. Гареев, О.А. Насибуллина, И.Г. Ибрагимов. Оценка работоспособности труб, имеющих дефекты коррозионного происхождения. // Проблемы сбора, подготовки и транспорта нефти и нефтепродуктов. 2016. № 4(106). С. 126-136.
- А.С. Тюсенков, С.Е. Черепашкин, М.А. Худяков, С.А. Ямщикова, О.А. Насибуллина. Материаловедение и технология конструкционных материалов. Уфа: Нефтегазовое дело, 2018. 94 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ УСТАЛОСТНОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ И ОРИЕНТАЦИИ КРИТИЧЕСКОЙ ПЛОСКОСТИ ПРИ МНОГООСНОМ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ СО СДВИГОМ ФАЗ

А.Д. Никитин¹, Н.Г. Бураго², И.С. Никитин¹, Б.А. Стратула¹

¹ Институт автоматизации проектирования РАН, Москва ²Институт проблем механики им. А.Ю. Ишлинского РАН, Москва nikitin alex@bk.ru

Аннотация. Получено аналитическое решение задачи определения ориентации критической плоскости и оценки усталостной долговечности при многоосном циклическом нагружении с произвольным сдвигом фаз для классического диапазона усталости (малоцикловая и многоцикловая усталость). Проведены расчеты напряженного состояния, определены зоны максимальной концентрации напряжений и на этой основе даны оценки усталостной долговечности ответственного элемента конструкции – диска компрессора газотурбинного двигателя для полетного цикла нагружения.

Введение

Для расчета усталостной прочности экспериментальных образцов или элементов конструкций, которые находятся в условиях сложного (трехосного) циклического нагружения, необходимо использовать многоосные критерии усталостного разрушения. Современные многоосные усталостные критерии позволяют оценить число циклов *N* до разрушения образца или элемента конструкции (долговечность эксплуатации). При этом в них учитывается возможность произвольного сдвига фаз между циклически меняющимися компонентами напряжений и определяется ориентация так называемой критической плоскости развития усталостных повреждений [1-2]. В данной работе разработана процедура расчёта усталостной долговечности и ориентации критической плоскости при многоосных циклических нагрузках с произвольным сдвигом фаз для классического усталостного диапазона – малоцикловой (МЦУ) и многоцикловой усталости (МНЦУ), основанная на хорошо апробированном критерии [2].

Многоосный критерий усталостного разрушения с определением критической плоскости

Рассмотрим материальную частицу в однородном напряженном состоянии с тензором напряжений $\sigma(t)$, который меняется циклическим образом. Выберем систему координат, связанную с главными напряжениями σ_1 , σ_2 , σ_3 . Выберем площадку, ориентированную единичной нормалью **n**. Многоосный усталостный критерий имеет следующий вид: $F_P = \max_{n} T_a + \alpha_P \sigma_{H,\max} = S_P + A_P N^{\beta_P}$.

Параметры S_{P,A_P,α_P} и β_P определяются из усталостных испытаний на растяжение-сжатие при двух коэффициентах асимметрии цикла R=0 и R=-1 [3].

Слагаемое $\max_{n} T_{a}$ является максимальным разбросом касательного напряжения на всём множестве площадок с нормалью **n**, проходящих через заданную точку пространства, за один цикл нагружения ($t \in P$):

$$T_a^{2}(\mathbf{n}) = \int_0^{2\pi} \tau_a^{2}(\mathbf{n}, \chi) \, d\chi/\pi \qquad \tau_a(\mathbf{n}, \chi) = \left[\max_{t \in P} \tau(\mathbf{n}, \chi, t) - \min_{t \in P} \tau(\mathbf{n}, \chi, t) \right]$$

Слагаемое $\alpha_P \sigma_{H,\max}$ является эквивалентной максимальной величиной гидростатического давления в заданной точке за один цикл нагружения ($t \in P$):

 $\sigma_{H,\max} = \max_{t\in P} \sigma_{kk}(t)/3.$

Касательное напряжение на площадке определяется формулой $\mathbf{\tau} = (\boldsymbol{\sigma} \cdot \mathbf{n}) - (\mathbf{n} \cdot \boldsymbol{\sigma} \cdot \mathbf{n})\mathbf{n}$. Можно вывести формулу для размаха касательного напряжения в цикле [3]:

$$T_a^{2}(\mathbf{n}) = |\Delta\tau|^{2} = (\Delta\sigma_1 - \Delta\sigma_2)^{2} n_1^{2} n_2^{2} + (\Delta\sigma_1 - \Delta\sigma_3)^{2} n_1^{2} n_3^{2} + (\Delta\sigma_2 - \Delta\sigma_3)^{2} n_2^{2} n_3^{2}$$

Выберем гармонический закон изменения главных напряжений в цикле с частотой ω и с учетом произвольного сдвига фаз φ_2 и φ_3

$$\sigma_1 = \sigma_{1m} + \sigma_{1a} \cos\omega t, \ \sigma_2 = \sigma_{2m} + \sigma_{2a} \cos(\omega t + \varphi_2), \ \sigma_3 = \sigma_{3m} + \sigma_{3a} \cos(\omega t + \varphi_3)$$

где $\sigma_{1m}, \sigma_{2m}, \sigma_{3m}$ - средние напряжения, а $\sigma_{1a}, \sigma_{2a}, \sigma_{3a}$ - амплитуды главных напряжений в цикле. Размах главных напряжений в цикле:

$$\Delta \sigma_1 = \sigma_{1a}(\cos\omega t_1 - \cos\omega t_2), \Delta \sigma_2 = \sigma_{2a}(\cos(\omega t_1 + \varphi_2) - \cos(\omega t_2 + \varphi_2)),$$

$$\Delta \sigma_3 = \sigma_{3a}(\cos(\omega t_1 + \varphi_3) - \cos(\omega t_2 + \varphi_3)),$$

где моменты времени t_1 и t_2 определяются из условия максимума по времени размаха касательного напряжения на площадке с нормалью **n**, $t_1, t_2 \in [0, T]$, $T = 2\pi/\omega$.

В более краткой форме размах касательного напряжения запишется в виде:

$$\begin{split} &\Delta\tau^2 = 4\{A_{12}^2\sin^2(\omega\xi - \psi_{12})n_1^2n_2^2 + A_{13}^2\sin^2(\omega\xi - \psi_{13})n_1^2n_3^2 + A_{23}^2\sin^2(\omega\xi - \psi_{23})n_2^2n_3^2\} \\ &\xi = (t_1 + t_2)/2, \ A_{12}^2 = \Delta\sigma_{12}^2 + \tilde{\sigma}_{2a}^2, \ A_{13}^2 = \Delta\sigma_{13}^2 + \tilde{\sigma}_{3a}^2, A_{23}^2 = \Delta\sigma_{23}^2 + \Delta\tilde{\sigma}_{23}^2, \\ &t_2 = t_1 + \pi/\omega, \psi_{12} = \arctan(\tilde{\sigma}_{2a}/\Delta\sigma_{12}), \psi_{13} = \arctan(\tilde{\sigma}_{3a}/\Delta\sigma_{13}), \psi_{23} = -\arctan(\tilde{\sigma}_{2a}/\Delta\sigma_{23}), \\ &\Gamma \text{де введены дополнительные обозначения} \\ &\Delta\sigma_{12} = \sigma_{1a} - \sigma_{2a}\cos\varphi_2, \ \Delta\sigma_{13} = \sigma_{1a} - \sigma_{3a}\cos\varphi_3, \ \Delta\sigma_{23} = \sigma_{2a}\cos\varphi_2 - \sigma_{3a}\cos\varphi_3, \\ &\tilde{\sigma}_{2a} = \sigma_{2a}\sin\varphi_2, \ \tilde{\sigma}_{3a} = \sigma_{3a}\sin\varphi_3, \ \Delta\tilde{\sigma}_{23} = \sigma_{2a}\sin\varphi_2 - \sigma_{3a}\sin\varphi_3, \\ &A_S = A_{12}^2\sin2\psi_{12}n_1^2n_2^2 + A_{13}^2\sin2\psi_{13}n_1^2n_3^2 + A_{23}^2\sin2\psi_{23}n_2^2n_3^2, \\ &A_C = A_{12}^2\cos2\psi_{12}n_1^2n_2^2 + A_{13}^2\cos2\psi_{13}n_1^2n_3^2 + A_{23}^2\cos2\psi_{23}n_2^2n_3^2. \end{split}$$

касательных напряжений внутри цикла при произвольном **n**: $t_1 = T(\operatorname{arctg}(A_S/A_C)/\pi + k - 1)/4, t_2 = T(\operatorname{arctg}(A_S/A_C)/4 + k + 1)/4, \omega\xi_0 = (\operatorname{arctg}(A_S/A_C) + \pi k)/2, k=1,2,3.$

Таким же методом был определен момент времени внутри цикла, где достигается максимум величины $\sigma_{H,\max} = \max_{\substack{t \in P}} \sigma_{kk}(t)/3$. Далее, путем исследования на экстремумы с дополнительными ограничениями функции F_P , были найдены компоненты нормали к критической плоскости развития усталостных повреждений. Для многоосного циклического процесса с произвольно заданным сдвигом фаз, по-видимому, это сделано впервые.

Расчеты показали существенное влияние фазовых параметров на длительность процесса накопления усталостной поврежденности вплоть до разрушения (Рис. 1-а, б). Аналогичный анализ был проведен для широко используемой в экспериментах схемы циклического нагружения «изгиб с кручением» при произвольном сдвиге фаз.



Рис. 1. Зависимость усталостной долговечности N от сдвигов фаз φ_2 и φ_3 для двух видов напряженного состояния (а) и (б)

Для классического критерия [1], который имеет вид $(\Delta \tau_n/2 + \alpha_F \sigma_n)_{MAX_n} = S_F + A_F N^{\beta_F}$, и в котором при определении ориентации критической плоскости учитывается влияние нормального напряжения, соответствующий анализ был проведен для случая синфазного и противофазного циклического нагружения. С использованием предложенного метода и на основе расчетов МКЭ напряженно-деформированного состояния ряда реальных элементов авиационных конструкций, были получены оценки долговечности N для многоосных циклических нагружений с учетом сдвигов фаз. В частности, для сектора диска компрессора с лопаткой под действием центробежных нагрузок в полетном цикле нагружения (Рис. 2-а) рассчитано напряженное состояние в контактной зоне диска и лопатки (Рис. 2-б), и получены уровни минимальной долговечности (число циклов до усталостного разрушения) в зоне концентрации напряжений (Рис. 2-в).



Рис. 2. Оценка долговечности для элемента конструкции; (а) - сектор диска компрессора с лопаткой, (б) - напряженное состояние в контактной зоне диска и лопатки, (в) - уровни долговечности в красной зоне концентрации напряжений

Заключение

Получено аналитическое решение задачи определения ориентации критической плоскости и оценки усталостной долговечности при многоосном циклическом нагружении с произвольным сдвигом фаз для классического диапазона МЦУ-МНЦУ. Проведены расчеты напряженного состояния, определены зоны максимальной концентрации напряжений и на этой основе даны оценки усталостной долговечности ответственного элемента конструкции – диска компрессора газотурбинного двигателя для полетного цикла нагружения.

Литература

1. Findley W. A theory for the effect of mean stress on fatigue of metals under combined torsion and axial load or bending// J. of Eng. for Indust. 1959. Pp. 301–306.

2. Papadopoulos I. V. Long life fatigue under multiaxial loading// International Journal of Fatigue. 2001. Vol. 23. Pp. 839-849.

3. Никитин И.С., Бураго Н.Г., Никитин А.Д., Якушев В.Л. Определение критической плоскости и оценка усталостной долговечности при различных режимах циклического нагружения// Вестник ПНИПУ. Механика. 2017. № 4. С. 238-252.

ОЦЕНКА УСТАЛОСТНОГО РЕСУРСА АЛЮМИНИЕВЫХ И ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ПРИ КОМБИНИРОВАННОМ ДИНАМИЧЕСКОМ И ПОСЛЕДУЮЩЕМ СВЕРХМНОГОЦИКЛОВОМ НАГРУЖЕНИИ

В.А. Оборин, М.А. Соковиков, О.Б. Наймарк

Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь oborin@icmm.ru

Аннотация. В работе проведено исследование кинетики роста усталостных трещин в сплавах алюминия АМг6, Д16Т и титана ВТ-6 в режиме сверхмногоцикловой усталости на испытательной машине резонансного типа Shimadzu USF-2000 при предварительном динамическом деформировании на разрезном стержне Гопкинсона-Кольского при скоростях деформации до ~10³ с⁻¹. Актуальность постановки определяется важными приложениями – оценкой ресурса материалов и элементов конструкций авиационных газотурбинных двигателей в условиях полётного цикла при случайных динамических воздействиях.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 18-08-01186.

Введение

Изучение закономерностей стадийности развития поврежденности, кинетики распространения усталостных трещин, являясь фундаментальной проблемой физики и механики разрушения, привлекает в последнее десятилетие исключительно большой интерес в связи с приложениями в авиационном моторостроении, ядерной энергетики при прогнозировании ресурса материалов и конструкций в области сверхмногоцикловых (гигацикловых) нагружений [1]. Серии катастроф, обусловленных усталостным разрушением газотурбинных двигателей [2-4], в сочетании с высокой стоимостью оценки ресурса и потенциальной стоимостью разработки новых конструкций, стимулировали перспективные концепции национальных программ в области много- и гигациклового разрушения, основанные на использовании новых фундаментальных результатов при оценке усталостной прочности. Влияние случайных статических или динамических нагрузок на долговечность материалов в условиях гигацикловой усталости вызывает в настоящее время большой интерес в авиационном моторостроении в связи с необходимостью решения проблемы надежности (долговечности) в условиях эксплуатации, например, лопаток газотурбинных двигателей при соударении с твердыми частицами, получившую в западной литературе определение «foreign object damage» [5-8].

Предварительное нагружение образцов из сплава алюминия АМг6, Д16Т и титана ВТ-6 осуществлялось динамическим растяжением на разрезном стержне Гопкинсона-Кольского (РСГ) (рис.1а) при скоростях деформации до ~10³ с⁻¹, после чего образцы подвергались циклическим испытаниям (с коэффициентом асимметрии R=-1) на испытательной машине резонансного типа Shimadzu USF-2000 (рис.1б) при обильном воздушном охлаждении сжатым воздухом с последующим изучением фрактографии изломов.



Рис. 1. Испытательный комплекс в лаборатории Физических основ прочности ИМСС УрО РАН: (a) Разрезной стержень Гопкинсона-Кольского, (б) ультразвуковая испытательная машина Shimadzu USF-2000

Образцы, подвергнутые предварительному динамическому нагружению, подрезались и испытывались на усталость. Усталостное нагружение проводилось на испытательной машине резонансного типа Shimadzu USF-2000 (рис.1б) при уровнях напряжений 90-450 МПа. Ультразвуковая испытательная машина позволяет испытывать материалы на базе 10^9 - 10^{10} циклов с амплитудой от 1-го и до нескольких десятков микрометров частотой 20 кГц, что сокращает время испытания до нескольких дней в отличие от классических усталостных установок, на которых такое число циклов достигается за годы испытаний.



Рис. 2. S-N кривая в случае динамического предварительного нагружения и без предварительного нагружения:

(a) AlMg6; (б) D16T, (в) BT-6

Обнаружено снижение на 15-25% предельного напряжения разрушения предварительно нагруженного сплава АМг6 с уровня напряжения 162 МПа в исходном (недеформированном) состоянии до уровня напряжений 121-138 МПа, соответствующего критическому количеству циклов ~7,5·10⁸. Снижение предельного напряжения разрушения предварительно нагруженного сплава Д16Т (с уровня напряжения 150 МПа в исходном ,недеформированном, состоянии до уровня напряжений 90-105 МПа) достигало 30-40%. Обнаружено снижение предельного напряжения разрушения предварительно нагруженного сплава ВТ-6 с 450 МПа до уровня 130 МПа, соответствующего критическому количеству циклов ~1,3·10⁸

Поверхностный рельеф разрушенных образцов исследовался методами фрактального анализа с помощью интерферометра-профилометра высокого разрешения New-View (при увеличении x2000) для определения характеристик коррелированного поведения многомасштабных дефектных структур, с которыми связывалось распространение трещины.

При усталостных испытаниях сплава АМг6 наблюдались два типа разрушения образцов. Первый, когда образцы разрушались непосредственно во время эксперимента. Второй, когда образцы, обладающие явными признаками разрушения (сильное изменение резонансной частоты испытаний, выход усталостной трещины на поверхность), уже были не способны продолжать выдерживать усталостную нагрузку в резонансной частоте. Поверхность разрушения образцов первого и второго типа «вскрывалась доломом» при предварительном охлаждении образцов жидким азотом. Предполагается, что поверхность разрушения в режиме гигацикловой усталости уже сформировалась в процессе эксперимента и занимает большую часть поверхности разрушения, что сопровождается изменением резонансной частоты испытаний.

При разрушении цилиндрических образцов за число циклов, соответствующих многоцикловой усталости (10⁶-10⁷), трещина образуется с поверхности образца (Рис. 3а). При разрушении сплава АМг6 на базе 10⁸ циклов и более трещина образуется внутри образца, и на поверхности разрушения видна характерная для такого режима усталости область излома – «рыбий глаз» («fish-eye»), в центре которой находится очаг разрушения, окруженный областью с фрагментированной (субмикрокристаллической) структурой (светлая область), рис. 36.



а

б

Рис.3. Характерный рельеф поверхности зоны усталостного разрушения сплава АМг6: (*a*) при многоцикловой усталости, (б) при гигацикловой усталости

Заключение

Обнаружено снижение на 15-25% предельного напряжения разрушения предварительно нагруженного сплава АМг6 с уровня напряжения 162 МПа в исходном (недеформированном) состоянии до уровня напряжений 121-138 МПа, соответствующего критическому количеству циклов ~7,5·10⁸. Снижение предельного напряжения разрушения предварительно нагруженного сплава Д16Т (с уровня напряжения 150 МПа в исходном ,недеформированном, состоянии до уровня напряжений 90-105 МПа) достигало 30-40%. Обнаружено снижение предельного напряжения разрушения предварительно нагруженного сплава ВТ-6 с 450 МПа до уровня 130 МПа, соответствующего критическому количеству циклов ~1,3·10⁸

Литература

- 4. Bathias C., Paris P.C. Gigacycle Fatigue in Mechanical Practice. Marcel Dekker Publisher Co., 2005. 328 p.
 - Cowles B.A. High cycle fatigue in aircraft gas turbines an industry perspective // Int. J. of Fracture. 1996. № 80. P.147-163.
- 6. Шанявский А.А. Моделирование усталостных разрушений металлов. Синергетика в авиации. Уфа: ООО «Монография», 2007. 500 с.
- 7. Nicholas T. High Cycle Fatigue. A Mechanics of Material Perspective. Elsevier, 2006. 641 p.

5.

- 8. Peters J.O., Ritchie R.O. Influence of foreign object damage on crack initiation and early crack growth during high-cycle fatigue of Ti-6Al-4V // Eng. Fract. Mech. 2000. № 67. P. 193-207.
- 9. Spanrad S., Tong J. Characterisation of foreign object damage (FOD) and early fatigue crack growth in laser shock peened Ti– 6Al–4V aerofoil specimens // Materials Science and Engineering A. 2011. № 528. P. 2128–2136.
- 10. Oakley S.Y., Nowell D. Prediction of the combined high- and low-cycle fatigue performance of gas turbine blades after foreign object damage // Int. J. of Fatigue. 2007. № 29. P. 69–80.
- 11. Froustey C., Naimark O., Bannikov M., Oborin V. Microstructure scaling properties and fatigue resistance of pre-strained aluminium alloys (part 1: AlCu alloy) // European Journal of Mechanics A/Solids. 2010. № 29. P.1008-1014.

МОДЕЛЬ НАКОПЛЕНИЯ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ МЕТАЛЛОВ ПРИ КОМБИНИРОВАННОМ МНОГО- И МАЛОЦИКЛОВОМ НАГРУЖЕНИИ

<u>Э.С. Оганьян</u>

Научно-исследовательский и конструкторско-технологический институт подвижного состава (ВНИКТИ), Коломна vnikti@ptl-kolomna.ru

Аннотация. Рассмотрены модели накопления повреждаемости в элементах конструкций машин в процессе их нагружения в много- и малоцикловой области. Установлено, что процесс накопления повреждений в этих условиях не подчиняется линейной гипотезе. Показано влияние предварительного малоциклового нагружения на предел выносливости детали, и обоснована необходимость учета одновременного действия комплекса эксплуатационных нагрузок разного уровня с формированием обобщенного блока сил. Предложена универсальная модель усталости металлов при комбинированном нагружении детали.

Ключевые слова. Накопление повреждений в материалах деталей; много- и малоцикловое нагружение; сопротивление усталости; модели усталости металлов.

Основными показателями прочности конструкций являются статическая несущая способность и сопротивление усталости, определяемые соответственно пределом прочности (или пределом текучести) и пределом выносливости материала.

Установлено, что в области большого количества циклов нагружения значения предела выносливости образцов с концентраторами уменьшаются. Это снижение характеристик усталости может быть обусловлено как длительным воздействием циклической нагрузки в упругой области, так и многократным нагружением за пределом упругости.

Для описания процесса усталости конструктивных элементов в таких случаях уравнение вида $\sigma_{ai}^m \cdot N_i = const$ не вполне пригодно. Необходимо, чтобы критерий усталости охватывал весь диапазон воздействий, способных вызвать повреждения материала и характеризовать много- и малоцикловую усталости.

Одним из вариантов критерия является уравнение Коффина – Тавернелли – Ленжера [1]:

$$\Delta_{\varepsilon} = \Delta_{\varepsilon_p} + \Delta_{\varepsilon_e} = CN^{-0.5} + \frac{2\sigma_{-1}}{E}.$$
(1)

Второе слагаемое в этой формуле ($\Delta \varepsilon_{e}$) представляет упругую часть деформации.

Более общую форму критерия для асимметричного цикла нагружения (с учетом постоянной составляющей нагрузки) предложили Н.А. Махутов и Р.М. Шнейдерович [2]:

$$\Delta_{\mathcal{E}} = -0.5 \ln(1-\psi) \left(1-r\right) A N^{-\alpha} + \frac{2\sigma_{-1}}{\left\{E \cdot \left[1 + \frac{\sigma_{-1}F(r)}{\sigma_{\rm B}}\right]\right\}},\tag{2}$$

где $r = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}}$ – коэффициент асимметрии цикла нагружения;

А – параметр диаграммы циклического деформирования материала;

$$F(r) = \frac{(1+r)}{r}$$

 $F(r) = \frac{1}{(1-r)},$

*σ*_в – предел прочности материала.

В результате обобщения рассмотренных закономерностей, анализа данных выполненных расчетов и поиска наилучшей аппроксимации для описания много- и малоцикловой долей деформаций в АО «ВНИКТИ» разработана универсальная модель усталости следующего вида [3]:

$$\Delta \mathcal{E} = CN^{-m} + \frac{2\sigma_{-1}}{E} \cdot \left[1 - \left(\frac{P_{\rm T}}{P_{\rm np}}\right)^2 \right] - \frac{\alpha N_{\rm M}}{N_1} \tag{3}$$

где *P*_T – нагрузка на пределе текучести материала рассматриваемого конструктивного элемента;

*P*_{пр} – предельная нагрузка для этого же элемента в упругопластической области;

ΔЕ – размах деформации в цикле, который принимается равным 0,0015...0,0025;

N_м – число малоцикловых нагрузок;

N₁ – число циклов в единичном (годовом) блоке нагрузок.

Коэффициент *α* определяет долю накопленной деформации от малоцикловых квазистатических нагрузок.

Для проверки параметров аппроксимации и правильности выбранной модели усталости проведена серия экспериментов на стальных образцах, изготовленных по ГОСТ 25.502 [4], при нагружении чистым изгибом вращающегося образца.

По данным этих испытаний пределы выносливости при изгибе на базе 10⁷ циклов сталей марок Ст3 и Сталь 45 равны соответственно 216...220 и 275...280 МПа. Пределы выносливости этих же материалов на базе 10⁵ циклов составили соответственно 290,5 и 330 МПа.

Кривые усталости аппроксимируются уравнениями:

- для Ст3: *lgN* = −0,0246*σ* + 12,49 (4);
- для Стали 45: *lgN* = -0,0345σ + 16,37 (5).

После нагружения напряжением на уровне предела малоцикловой усталости (300 МПа) с количеством циклов от 10×10^3 до 70×10^3 предел выносливости материала снижается от 3...5 до 30% (с 230 до 160 МПа), что хорошо видно на построенных кривых усталости (рис. 1).



Рис. 1. Пределы выносливости стали после малоциклового нагружения (N_м, цикл)

Выводы

1. Рассмотрены модели накопления повреждений в материале элементов конструкций машин в процессе их нагружения в много- и малоцикловой области. Предложена универсальная модель усталости металлов.

2. Показана необходимость учета одновременного действия комплекса эксплуатационных нагрузок разного уровня с формированием обобщенного блока сил. Установлено, что процесс накопления повреждений в этих условиях не подчиняется линейной гипотезе.

3. Определено влияние предварительного малоциклового нагружения на предел выносливости детали.

Литература

- Tavernelli J.F., Coffin L.F. A compilation and Interpretation of Cyclic Strain Fatigue Tests in Metals // Trans. of the Amer. Society of Metals. – 1959. – V. 51. – P. 438–453.
- 2. Серенсен С.В., Махутов Н.А., Шнейдерович Р.М. К основам расчета на прочность при малоцикловом нагружении // Проблемы машиностроения и надежности машин. 1972. № 5. С. 56–67.
- 3. Оганьян Э.С., Волохов Г.М. Расчеты и испытания на прочность несущих конструкций локомотивов: учебн. пособие. М.: ФГБОУ «Учебно-методич. центр по образованию на ж.-д. тр-те», 2013. 326 с.
- 4. ГОСТ 25.502-79. Расчеты и испытания на прочность в машиностроении. Методы механических испытаний металлов. Методы испытаний на усталость. М.: Изд-во стандартов, 1980. 32 с.

ПРАКТИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ПРИМЕНЕНИЯ РАЗРУШАЮЩИХ МЕТОДОВ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В СОЧЕТАНИИ С ЭЛЕКТРОННОЙ СПЕКЛ-ИНТЕРФЕРОМЕТРИЕЙ

<u>И.Н. Одинцев</u>¹, Т.П. Плугатарь¹, А.С. Плотников²

¹Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН (ИМАШ РАН), Москва ²Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Москва ino54@mail.ru

Аннотация. Обобщены различные аспекты, касающиеся исследования остаточных напряжений в материалах и элементах конструкций с использованием электронной цифровой спекл-интерферометрии. Основное внимание уделено методам зондирующих отверстий и наращиваемой прорези. Испытания могут проводиться как в лабораторных, так и в полевых условиях (с помощью специального оборудования). Представлены оригинальные методические разработки и результаты их практического применения, демонстрирующие особенности и преимущества рассмотренных подходов.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 18-08-00572.

Введение

Известно, что наличие остаточных напряжений (ОН) в материалах конструкций может оказывать существенное влияние на фактические показатели их прочности и долговечности [1, 2]. Методы теоретического (аналитического или численного) моделирования реальных физико-механических процессов, вызывающих появление ОН в теле, далеко не всегда обеспечивают установление точных значений и пространственных распределений компонент начального напряженного состояния с необходимой степенью достоверности. В связи с этим наиболее адекватные результаты получают, как правило, на основе экспериментального анализа, осуществляемого в рамках конкретной постановки задачи и для конкретных типов объектов.

В научно-исследовательской и инженерной практике наибольшее распространение получили разрушающие методы определения ОН, если, конечно, речь не идет о полномасштабном производственном или эксплуатационном контроле механического состояния ответственных элементов конструкций или зон их соединений. К успешно решаемым задачам здесь естественным образом относятся: оптимизация производственных технологий, выборочный контроль технической продукции, а также методическое обеспечение исследовательских работ по изучению общих закономерностей деформирования и разрушения тел при наличии рассматриваемых дополнительных факторов нагруженности [3]. Напомним, что процедура измерений ОН разрушающими методами заключается в создании в теле тех или иных разрезов – локальных или глобальных (расчленяющих) и в интерпретации деформационного отклика, возникающего в его частях, в терминах компонент ОН, действовавших в исходном теле на поверхностях разделения до их выполнения [1].

Активное применение в качестве эффективного инструмента регистрации указанного отклика в последнее время находят высокоинформативные интерференционно-оптические методы экспериментальной механики, в частности, электронная цифровая спекл-интерферометрия (ЭЦСИ) [3 – 6]. Данный метод предназначен для анализа полей перемещений на поверхности деформируемого тела, а его важными особенностями являются бесконтактный характер высокоточных измерений, отсутствие существенных предварительных этапов подготовки эксперимента, а также цифровой формат регистрируемой информации [7].

В Институте машиноведения им. А.А. Благонравова РАН накоплен значительный опыт в решении задач исследования ОН с применением ЭЦСИ как в аспекте базовых методических и приборных разработок, так и в плане практической реализации испытаний материалов и элементов конструкций в лабораторных и в полевых условиях. В настоящей работе представлен краткий обзор полученных результатов.

Измерение полей перемещений методом ЭЦСИ

Проведение испытаний в целом состоит из двух самостоятельных этапов, взаимосвязанных общей постановкой задачи. Целью первого является получение экспериментальной информации о характеристиках деформационного отклика исследуемого объекта на оказанное разрушающее воздействие заданного вида. Основная проблема здесь состоит в получении требуемых данных с достаточной степенью достоверности, точности и объема. В дальнейшем – на втором этапе – осуществляется корректная механо-математическая интерпретация зарегистрированного отклика в терминах компонент ОН. По существу данная процедура представляет собой решение обратной задачи механики деформируемого твердого тела.

Метод ЭЦСИ, используемый для измерений вектора перемещений d(u, v, w) на поверхности тела, визуализирует по отдельности распределения его различных (заданных) компонент в виде набора картин полос (спекл-интерферограмм). Для этого изображения объекта до и после деформирования регистрируются с помощью цифровой видеокамеры, сопряженной с компьютером, и сохраняются в его памяти в оцифрованном виде. Интерферограммы полей перемещений наблюдаются при воспроизведении на мониторе компьютера разностных (по модулю) изображений. В каждом конкретном случае ориентация измеряемой компоненты определяется выбором оптической схемы частного интерферометра, а ее значение в произвольной точке на интерферограмме прямо пропорционально порядку полосы N с коэффициентом (чувствительности) K, зависящим от параметров измерительной системы. Для регистрации полей тангенциальных перемещений применяется схема с двумя освещающими пучками, симметричными относительно нормали к поверхности объекта Z и лежащими в одной плоскости с осью измеряемой компоненты. (Для совместной регистрации каждой из взаимно ортогональных компонент u и v формируются две подобные схемы, развернутые на 90° вокруг оси Z). Здесь коэффициент чувствительности $K = \lambda/(2 \sin \alpha)$, где λ – длина волны используемого лазерного излучения, α – угол падения освещающих пучков. Устройство для визуализации поля нормальных перемещений w повторяет классическую схему интерферометра Майкельсона. В этом случае $K = \lambda/2$.

Отметим, что картины полос в методе спекл-интерферометрии непосредственно не несут в себе информации о знаках перемещений. (Интерферограммы сохраняют свой вид и при изменении направления вектора $\vec{d}(u, v, w)$ на противоположное.) Прием, используемый для идентификации знаков, заключается в наложении на исходное поле перемещений дополнительных контролируемых составляющих и в анализе наблюдаемой трансформации в «суммарной» картине. Добавочный член известного вида удобнее всего формировать оптическими средствами путем малых наклонов фронта освещающих пучков, что феноменологически может трактоваться как образование линейного поля фиктивных перемещений.

Подходы к определению остаточных напряжений

Наибольшее распространение в экспериментальной практике в силу своей универсальности и относительной простоты технической реализации получил метод исследования полей OH на поверхности тел с помощью засверловки малоразмерных отверстий-индикаторов: сквозных – для тонкостенных элементов конструкций или глухих – для массивов. Можно показать, что для получения устойчивых результатов с максимальной точностью наиболее целесообразным здесь является регистрация деформационных откликов в виде двух взаимно-ортогональных тангенциальных компонент u(x, y) и v(x, y) полного вектора перемещений \vec{d} . При этом направления осей чувствительности интерферометра в общем случае не совпадают с заранее неизвестными главными направлениями напряженного состояния. В качестве иллюстрации на рис.1 показаны некоторые наблюдаемые спекл-интерферограммы таких перемещений – как исходные, так и с дополнительно наложенным линейным полем, созданным оптически с целью идентификации знаков перемещений.

Испытания малогабаритных объектов или образцов материалов осуществляются, как правило, на специализированных лабораторных оптических стендах. Для реализации исследований ОН в элементах конструкций в полевых условиях в ИМАШ РАН создан и апробирован в ряде практических работ специализированный прибор – малогабаритный автономный спекл-интерферометр [8, 9], рис.2.





Рис.1. Типичные интерферограммы тангенциальных перемещений в зоне отверстия: попарно – исходные (вверху), с дополнительно заданным линейным полем для идентификации знаков (внизу).

Рис.2. Портативный спеклинтерферометр, закрепленный на объекте исследования.

Последующая расширенная обработка получаемых картин полос, в принципе, может базироваться только на результатах измерений (по интерферограммам) геометрических параметров искажения непосредственно контура отверстия (изначально кругового) [10]. Этот простейший способ не требует создания специальных вычислительных механо-математических моделей. Однако из-за того, что в непосредственной близости от границы разрушающего воздействия поверхность тела испытывает максимальную деструкцию, «уничтожающую» интерференционные полосы, и, учитывая, что градиенты полей перемещений здесь максимальны, ошибки в определении значений компонент ОН могут оказаться неопределенно большими. Более надежным следует считать подход, основанный на измерениях значений перемещений в представительном множестве точек из некоторой области на малом удалении от контура и в минимизации невязки между данным совокупным деформационным откликом и его теоретическим ожиданием в рамках некоторой принятой модели [6]. При этом в случаях их принципиальной несопоставимости по функциональной форме возникает основание для адаптационного изменения (усложнения) интерпетационной модели.

Следует иметь в виду, что вблизи контура отверстия – как возникающего концентратора для имеющихся в теле ОН – могут появляться пластические деформации материала. Вместе с тем, интерпретационные модели отклика основываются, как правило, на его чисто упругом представлении. Это может приводить к неопределенно завышенным (условно упругим) оценкам компонент ОН [1]. На основе численных экспериментов показано [11], что удовлетворительная степень адекватности результатов обеспечивается лишь при значениях остаточных напряжений, не превышающих ~ 0,7 от предела текучести.

Для построения распределений ОН ортогонально поверхности объекта используются различные подходы, основанные на поэтапном углублении разреза того или иного вида, в том числе – зондирующего отверстия [12]. При исследованиях ОН в листовых конструкционных материалах (прокатных, поверхностномодифицированных, композитных) определенными преимуществами обладает метод, в котором в образцах в форме балок-полос наращивается по глубине узкая поперечная прорезь-паз [1], рис.За. (Напомним, что в другом варианте метод наращиваемой длины прорези применяются для определения квазиконтинуальных характеристик поля ОН в плоскости тонколистовах объектов [3, 7].) Регистрируемыми деформационными откликами здесь являются приращения поля нормальных перемещений w(x, y), по которым вычисляются углы взаимных жестких разворотов периферийных частей образца [13]. В качестве иллюстрации на рис.3 показаны интерферограммы, визуализированные в ходе испытаний образца из слоистого углепластика при некоторых промежуточных углублениях паза на толщину одного монослоя. В зависимости от геометрических параметров укладки слоев в пакете указанные развороты могут иметь только продольную (рис.3б), только поперечную (рис.3в), а также смешанную (рис.3г) ориентацию. Интерпретация совокупной первичной информации в терминах распределений по глубине нормальной продольной и сдвиговой компонент тензора ОН осуществляется с использованием модельных функций влияния на частные деформационные отклики со стороны компонент напряжений, действовавших в отдельных удаляемых слоях при различных глубинах паза.



Рис.3. Определение распределения ОН в направлении, ортогональном к поверхности материала: (а) – балка-полоса (образец) с наращиваемой по глубине прорезью-пазом, (б), (в), (г) – характерные отклики в форме полей перемещений *w*(*x*, *y*), наблюдаемые в образце из анизотропного слоистого композита.

Заключение

Метод ЭЦСИ является наиболее эффективным инструментом для исследования ОН разрушающими методами. Возможность бесконтактной регистрации деформационного отклика практически в континуальном формате обеспечивает максимальную достоверность результатов косвенных измерений. Предметом дальнейших разработок является как совершенствование материальной экспериментальной базы (в том числе, для внелабораторных испытаний в инженерной постановке), так и создание процедур адекватной обработки первичных данных с использованием многопараметрических интерпретационных моделей примирительно к существенно неоднородным полям ОН и расширенному многообразию тестирующих воздействий.

Литература

- 1. И.А. Биргер. Остаточные напряжения. М.: Машгиз, 1963. 233 с.
- 2. Г.Л. Колмогоров, Е.В. Кузнецова, В.В. Тиунов . Технологические остаточные напряжения и их влияние на долговечность и надежность металлоизделий. Пермь: Изд. ПНИПУ, 2012. 226 с.
- 3. А.А. Апальков, С.И. Елеонский, И.Н. Одинцев, В.С. Писарев // Ученые записки ЦАГИ. 2015. Т.46. №8. С.71-96.
- 4. А.А Антонов., Г.Н. Чернышев., Л.П. Андреева., В.В. Овчинников // Машиностроение и инженерное образование. 2006. №3. С.13-23.
- 5. D.V. Nelson // Experimental Mechanics. 2010.V.50. No.2. P.145-158.
- 6. Н.А. Махутов, М.М. Гаденин, И.Н. Одинцев, И.А. Разумовский // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2015. № 6. С.53-62.
- 7. И.А. Разумовский. Интерференционно-оптические методы механики деформируемого твердого тела. М.: Изд. МГТУ, 2007. 240 с.
- И.Н. Одинцев, Т.П. Плугатарь, Л.А. Пасманик // Научные труды 4-ой Международной научно-технической конференции «Живучесть и конструкционное материаловедение (ЖивКоМ-2018)». М.: Изд. ИКИ, 2018. С.193-195.
- 9. Е.В. Анискович, В.В. Москвичев, Н.А. Махутов, И.А. Разумовский, И.Н. Одинцев, А.А. Апальков, Т.П. Плугатарь // Гидротехническое строительство. 2018. №11. С.48-54.
- 10. V. Pisarev, S. Eleonsky, I. Odintsev, A. Apalkov // Optics and Lasers in Engineering. 2018. V.110. P.437-456.
- 11. А.А. Апальков, И.Н. Одинцев, А.С. Плотников // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2016. Т.82. №2. С.47-52.
- 12. A. Niku-Lari, J. Lu, J.F. Flavenot // Journal of Mechanical Working Technology. 1985. V.11. Is.2. P/167-188.
- 13. T.P. Plugatar, I.N. Odintsev // AIP Conference Proceedings 2053, 030054 (2018). https://doi.org/10.1063/1.5084415.

О МАСШТАБНОЙ ИЗМЕНЧИВОСТИ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ (на примере морского ледяного покрова)

<u>Н.М. Осипенко</u>¹,

¹Институт проблем механики им. А. Ю. Ишлинского РАН, Москва osipnm@mail.ru.

Аннотация. Для ледяного покрова характерно развитие структур разрушения в локальном и региональном масштабах с участием процессов разрушения, реализующихся в масштабах, отличающихся друг от друга на несколько порядков. Можно выделить класс материалов, к которым, в частности, относится морской лед и другие зернистые и структурированные материалы (гипс, бетон, парафин и др.), на эффективную трещиностойкость которых при хрупком разрушении влияет масштабный фактор, в роли которого выступает градиент внешних напряжений. Данное воздействие, возмущая напряженное состояние в немалой концевой области вершины трещины и меняя ее размер, создает возможность изменения эффективной трещиностойкости для процессов разрушения в окрестностях концентрации напряжений. В концевых зонах магистральных разрывов материала создаются множественные нарушения (микротрещины, приуроченные к элементам микроструктуры) При этом сохраняется доля несущей способности. Аналогичные явления наблюдаются при развитии магистрального разрыва в крупномасштабных фрагментах морского ледяного покрова, имеющего столбчатозернистую структуру и капиллярную пористость. Описанный процесс объясняет генезис структуры концевой зоны крупномасштабных разрывов в ледяном покрове. Этот механизм также создает принципиальную возможность ранней диагностики повреждений в окрестностях концентраторов напряжений для материалов, обладающих аналогичной тенденцией изменения эффективной трещиностойкости, поскольку появление малых трещин в условиях высокого градиента напряжений (и пониженной локальной трещиностойкости), обозначая инициирование разрушения, не приводит к их распространению в неустойчивом режиме. Предложена модель этого явления при изменении масштаба области разрушения. На примере морского ледяного покрова проведены оценки влияния эффекта на сценарии разрушения.

Работа выполнена при поддержке программы Президиума РАН № 1.2.55П.

Введение. Масштабные вариации при определении трещиностойкости морского льда

Для ледяного покрова и других структурированных материалов (гипс, бетон, и др.), характерно развитие структур разрушения в локальном и региональном масштабах. Это происходит в условиях взаимодействия процессов в сценариях разрушения, реализующихся в разных масштабах, отличающихся друг от друга на несколько порядков, что может влиять на параметры эффективной трещиностойкости.

Одним из базовых положений линейной механики разрушения является допущение о малости концевой области трещины (в частности, трещины нормального разрыва) по сравнению с размерами трещины, и ее автономности. Это предполагает независимость механизма локального деформирования и разрушения в этой области в состоянии предельного равновесия (во внутренней задаче теории трещин) от локальных условий нагружения и геометрии внешней задачи, масштаб которой задается размером трещины и границами тела. Вместе с тем существуют ситуации, в которых такие условия соблюдаются не для всех сценариев разрушения. К ним относится, в частности, изменение масштаба разрушения. Заметим, что влияние масштабного фактора на параметры прочности для таких материалов, как горные породы, бетон и лед являются объектом внимания достаточно давно [1]. Интерес к этой теме в последнее время связан, в том числе, с противоположными тенденциями в масштабных эффектах для различных свойств материалов – уменьшением удельной прочности при росте размеров нагружаемого тела и увеличением эффективной трещиностойкости в той же ситуации. Основные направления этих исследований обозначены в [2]. Роль несингулярной составляющей напряженного состояния в формировании трещиностойкости показана в [3].

Рассмотрим имеющиеся данные об изменении эффективной трещиностойкости, связанные с изменением масштаба, на примере морского льда. Морской лед со столбчатозернистой структурой и порами, заполненными рассолом (тип S2 [4]) имеет несколько характерных масштабных уровней, которые влияют на развитие трещин в морском ледяном покрове, начиная с размера зерна и расстояния между капиллярными порами и дренажными каналами до размеров ледовых образований. Для оценки эффективной трещиностойкости морского льда в масштабе капиллярной пористой структуры ранее была предложена модель разрушения [5]. По условиям предельного равновесия симметричных микротрещин выходящих на контур одиночной поры для столбчато-зернистого морского льда, сжатого поперек оси капилляров, уровень эффективных значений в этом масштабе составляет $K_{IC}^* \approx 5 \text{KPa} \cdot \sqrt{\text{M}}$. При использовании малых (лабораторных) образцов (характерный размер $L \square 0.05 - 0.1 M$ [4,5]) при температуре ~ -10°C величина $K_{IC} \approx 60 - 80 \kappa \Pi a \sqrt{m}$. По данным испытаний, проведенных в [6-8], на фрагментах морского ледяного покрова
толщиной до ~ 1.8м, при развитии трещин в льдинах с характерным размером в плане от 0.5 до 10 м величина K_{1C} возрастает до значения $K_{1Cef} \approx 250 \kappa \Pi a \sqrt{M}$.

Линейная аппроксимация соотношения $\ln K_{IC}$ и $\ln L$ на участке L < 10м дает соотношение, связывающее трещиностойкость и характерный размер в виде

$$\ln K_{1C} \approx 5.1 + 0.5 \ln L \tag{1}$$

(2)

или $K_{1C} \approx mL^{0.5}[M\Pi a \sqrt{M}], \quad m = 0.164 \ [M\Pi a]$

Базовые эксперименты в масштабе лабораторного образца и выше, на которых была найдена зависимость эффективной трещиностойкости от размера образца [6,7] выполнялись с соблюдением рекомендуемого геометрического подобия образцов (в плане) при увеличении размеров. При этом увеличение эффективной трещиностойкости K_{1C} сопровождалось ростом предельного раскрытия вершины надреза и формированием увеличивающейся концевой области трещины. В такой ситуации представляет интерес учет влияния градиента напряжений от внешних нагрузок на параметры и механизм предразрушения в концевой области трещины.

1. Влияние градиента напряжений Качественное объяснение эффекта для трещин с немалой концевой областью представляется следующим. Размер концевой области, в которой происходит затрата энергии при подготовке локального разрыва испытывает влияние вариаций поля внешних напряжений, приходящихся на эту область. В частности, при резком изменении внешних напряжений (возрастании) по мере приближения к вершине исходного нарушения в концевой области трещины, локальные процессы предразрушения стягиваются к этой вершине. Происходит уменьшение размера концевой области и, соответственно, уменьшение потребления энергии в окрестности вершины надреза. По мере выполаживания внешних напряжений размер концевой области растет, приближаясь к асимптотике, задаваемой линейной механикой разрушения. Приведем некоторые оценки, предполагая основным влияющим фактором градиент напряжений на потенциальной траектории трещины. Вернемся к компактному образцу, служившему прототипом образца для натурных испытаний в работах со льдом [6,7]. Свяжем $K_{\mu c}$ с уровнем градиента внешнего поля напряжений в области вершины трещины. В компактном образце, нагружаемом сосредоточенными силами на внешнем конце надреза градиент напряжений на продолжении исходного надреза создается в основном изгибающим моментом в плоскости образца. Градиент внешних напряжений для варианта отношения длины трещины к размеру образца $\ell/L \sim 0.5$

$$\sigma' \approx \frac{7.45K_I}{I^{3/2}} \tag{3}$$

Отсюда, используя (2), в рамках внешней задачи можно представить масштабную зависимость трещиностойкости морского льда в виде функции градиента внешних напряжений на продолжении трещины в момент страгивания трещины

$$K_{1c} \approx mL^{0.5} \sim m(1.2/|\sigma'|)^{0.5} = n(|\sigma'|)^{-0.5} , \ n \approx 0.2 \ [\text{(MIIa)}^{1.5}]$$
(4)

Механизм влияния градиента внешних напряжений на условия предельного равновесия в концевой области можно проиллюстрировать, представляя его в виде вклада вариации внешних напряжений в окрестности вершины трещины в оценку размеров концевой области. На ее границе будем по-прежнему считать напряжение близким к предельному σ_{e} , так что условие, определяющее размер концевой зоны запишется в виде

$$\sigma_{s} \approx f_{1}(K_{IC}, r) + f_{2}(\operatorname{var} \sigma, r); \qquad f_{1}(K_{IC}, r) \approx K_{IC} / \sqrt{2\pi r} , \qquad (5)$$

Для случая немалой концевой области при постоянном градиенте напряжений можно записать приближенное соотношение $f_2(\operatorname{var} \sigma, r) \sim \sigma' r$,

Соотношение (5) при высоких уровнях градиента напряжений и размеров концевой области, (то есть в ситуации преобладания процессов деформирования, связанных с искажением поля напряжений в концевой области) стремится к асимптотике $r \sim \sigma_e / \sigma'$

Для такого варианта уровень эффективной трещиностойкости определится, как

$$K_{1Cef} \approx \sigma_{e} \sqrt{2\pi r} \approx \sigma_{e} \sqrt{2\pi \sigma_{e} / \sigma'}$$
(6)

Отмечая совпадение формы взаимосвязи эффективной трещиностойкости с градиентом напряжений в (4) и (6) можно получить для морского льда оценку $n \approx \sqrt{2\pi\sigma_e^3} \approx 0.2 \,[(M\Pi a)^{1.5}]$, и $\sigma_e \approx 0.185 \text{м}\Pi a$, что

(4) и (6) можно получить для морского льда оценку $n \sim \sqrt{2\pi\sigma_e} \sim 0.2$ [(мпа) -], и $\sigma_e \sim$ близко к уровню прочности морского льда при растяжении [9].

2.Экспериментальное моделирование ситуации. Приведенные модельные представления могут быть применены и к другим структурированным материалам, для которых характерно развитие немалой концевой зоны трещин при квазихрупком разрушении в рамках внешней задачи. Для подтверждения правомерности данного подхода были проведены эксперименты по определению вариации трещиностойкости структурированных (зернистых) модельных материалов (гипс, парафин) в условиях сохранения внешних размеров образцов и изменения длины начального надреза. Эксперименты проводились на компактных образцах размером (49Х49мм в плане). Толщина гипсовых образцов -15мм, парафиновых -10мм. Изменялась длина исходного надреза в серии экспериментов при сохранении остальных размеров образцов, что вызывало различие градиента напряжений при страгивании трещин.

На рис.1*а*. показаны относительные изменения параметра (K_{1C} / σ') при росте σ' для тех же образцов модельных материалов в сравнении с оценкой для льда (4) по данным, представленным выше (пунктир). Здесь $(K_{1C} / \sigma')_0$ отражает значения параметров для экспериментов при минимальном уровне градиента напряжений в эксперименте



Рис.1. *a*) - относительные изменения параметра (K_{1c} / σ') при росте градиента напряжений (_o - гипс, ₊ – парафин); *b*) - условия предельного равновесия для малой трещины в окрестности отверстия.

Можно видеть, близкие тенденции понижения относительного уровня значений при росте градиента напряжений для всех испытанных материалов, что позволяет считать значимой принятую взаимосвязь характеристик трещиностойкости структурированных (зернистых, пористых) материалов с масштабом градиента внешних напряжений.

3. Оценка возможных эффектов. Рассмотренная модель расширяет количество возможных сценариев развития разрушения для структурированных материалов с масштабной чувствительностью трещиностойкости. В качестве примера рассмотрим плоскую модельную задачу о начале распространения трещин в окрестности кругового отверстия в упругой пластине при статическом одноосном растяжении. Эта задача, в частности, моделирует разрушение морского льда, содержащего капиллярные поры, в окрестности капилляров при растяжении. Ограничимся при этом приближением таких размеров концевой зоны трещины, при которых градиент внешних напряжений по ее длине можно считать постоянным.

Напомним, что в обычном представлении сценария разрушения при росте трещин, выходящих на контур отверстия при растяжении, по мере удаления вершины трещины от края отверстия коэффициент интенсивности напряжений в ее концевых областях монотонно возрастает, вследствие чего при достижения им величины $K_i = K_{ic} = const$ наступает неустойчивая фаза и переход к динамическому разрушению. Изменение величины K_{iC} под воздействием градиента напряжений меняет сценарий разрушения. Приведем некоторые оценки, основываясь на полученных соотношениях.

Используя (4), представим характер возрастанияя эффективной трещиностойкости для трещины на начальном этапе удаления от отверстия в виде

$$K_{1C} \approx n \left(\left| \sigma' \right| \right)^{-0.5} = n / \sqrt{2\sigma_{\infty} \left(\frac{R^2}{x^3} + 6\frac{R^4}{x^5} \right)}$$
(7)

где *R* – радиус отверстия.

В результате характер соотношения предельного равновесия $K_{1c} = K_1(\sigma_x; \ell/R)$ (рис.1*b*) становится немонотонным. Появление экстремума в области $\ell/R \sim 1.15$ означает возможность торможения и остановки трещины на начальном этапе после ее инициирования и начального неустойчивого развития

Приведенные оценки показывают возможный сценарий разрушения пористой структуры морского льда при растяжении в направлении поперек оси параллельных капилляров с образованием зоны

предразрушения с частичным сохранением несущей способности льда в объеме немалой концевой области магистрального разрыва, что свидетельствует о развитии в ней структуры разрушения в устойчивом режиме. В связи с этим упомянем результаты крупномасштабных экспериментов в [6], в которых был отмечен этот эффект. Большую роль в развитии такой несущей структуры может играть этап устойчивого подрастание трещин в окрестности элементов исходной структуры материала (пор, кристаллов) при возрастании нагрузки за счет увеличения при снижении уровня градиента напряжений в локальных процессах разрушения. При этом в пористой среде в окрестностях растущих микротрещин возможно провоцирование роста трещин у соседних пор. Это приводит к образованию систем (эшелонов) трещин, образующих связанную систему нарушений. Механизм образования упорядоченных систем трещин частично рассмотрен в [10] для вариантов ситуаций, в которых увеличение сопротивления развитию отдельной трещины связано с падением уровня коэффициента интенсивности напряжений от внешних нагрузок при постоянстве уровня трещиностойкости. Тот же эффект может быть получен, как было показано выше, и при увеличении коэффициента интенсивности напряжений, если возрастает локальная трещиностойкость материала. Описанные явления увеличивают многообразие возможных сценариев разрушения.

Заключение. Проведенный анализ показывает, что можно выделить класс материалов, к которым, в частности, относится морской лед и другие структурированные материалы (гипс, бетон, и др.), на эффективную трещиностойкость которых при хрупком разрушении влияет градиент внешних напряжений в концевой области трещин, создавая эффект масштабного фактора. Данное воздействие создает возможность реализации режимов устойчивого развития трещин вблизи концентраторов напряжений

- 1. В.В Лавров. Деформация и прочность льда. Л.: Гидрометеоиздат, 1969. 206 с.
- 2. C.G.Hoover, Z. P. Bažant // International journal of fracture. 2014. V.187, №1, P.133–143.
- 3. A.V.Dyskin // International Journal of Fracture. 1997. V.83, No2, P. 191-206,
- 4. К.П. Тышко, Н.В.Черепанов, В.И. Федотов. Кристаллическое строение морского ледяного покрова. СПб. Гидрометеоиздат. 2000. 66с.
- 5. Р. В.Гольдштейн Н. М. Осипенко. // Физическая мезомеханика. 2014. Т.17, .№ 6. С.59-69.
- 6. J.P Dempsey, R.M. Adamson, and S.V.Mulmule, // International journal of fracture, 1999, V.95, №1, P. 347-366.
- 7. J.P.Dempsey, S.J. DeFranco, R.M. Adamson, and S.V.Mulmule, // International journal of fracture, 1999, V.95. №1 P. 325-345.
- 8. J.P. Dempsey. //International Journal of Solids and Structures. 2000. V.37. P. 131-153.
- 9. В.В.Богородский, В.П. Гаврило Лед. Л.: Гидрометеоиздат. 1980, 384с.
- 10. Р.В.Гольдштейн, Н.М. Осипенко // Изв. РАН. МТТ. 2010. № 6. С. 86-97.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ НА ПРЕДЕЛ ВЫНОСЛИВОСТИ ПОВЕРХНОСТНО УПРОЧНЁННЫХ ДЕТАЛЕЙ

В.Ф. Павлов, В.С. Вакулюк, В.П. Сазанов, В.К. Шадрин

Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королёва (Самарский университет), Самара pavlov.vf@ssau.ru

Аннотация. В машиностроении широко применяются различные методы поверхностного упрочнения, которые приводят к существенному повышению предела выносливости деталей с концентраторами напряжений. Для оценки влияния упрочнения на предел выносливости используются два критерия: остаточные напряжения на поверхности опасного сечения детали и среднеинтегральные остаточные напряжения по толщине поверхностного слоя опасного сечения детали, равной критической глубине нераспространяющейся трещины усталости. В исследовании установлено, что критерий среднеинтегральных остаточных напряжений наиболее точно отражает связь между пределом выносливости и распределением остаточных напряжений в опасном сечении детали.

Ключевые слова: поверхностное упрочнение, детали с концентраторами напряжений, предел выносливости, среднеинтегральные остаточные напряжения.

После поверхностного пластического деформирования (ППД) в поверхностном слое деталей изменяется структура, возникают наклёп и сжимающие остаточные напряжения. Известно [1], что основную роль в повышении сопротивления усталости упрочнённых деталей с концентраторами играют сжимающие остаточные напряжения. Для оценки влияния остаточных напряжений на предел выносливости таких деталей применяются два критерия. Первым критерием являются остаточные напряжения на поверхности концентратора. Зависимость для определения предела выносливости $P_R(\sigma_R, \tau_R)$ упрочнённой детали в этом случае имеет вид

$$P_R = P_R^0 - \psi_P \cdot \sigma_z^{nos}, \tag{1}$$

где $P_R^0(\sigma_R^0, \tau_R^0)$ – предел выносливости неупрочнённой детали, $\psi_P(\psi_\sigma, \psi_\tau)$ – коэффициент влияния поверхностного упрочнения на предел выносливости по критерию σ_z^{noo} , σ_z^{noo} – осевые (меридиональные) остаточные напряжения на поверхности концентратора опасного сечения детали. Другие компоненты остаточного напряжённого состояния в соответствии с третьей теорией предельных напряжённых состояний не участвуют, так как радиальные остаточные напряжения на поверхности концентратора равны нулю, а окружные остаточные напряжения являются промежуточными главными напряжениями [2].

Обычно зависимость (1) записывается для приращения ΔP_R предела выносливости упрочнённой детали

$$\Delta P_R = \psi_P \cdot \left| \sigma_z^{nos} \right|. \tag{2}$$

На практике, при упрочнении деталей ППД, часто наблюдается подповерхностный максимум сжимающих остаточных напряжений, то есть к поверхности деталей напряжения уменьшаются. Этот спад бывает весьма существенным, иногда остаточные напряжения снижаются к поверхности до нуля и даже становятся растягивающими [3]. Однако увеличение предела выносливости наблюдается и в этих случаях. Всё изложенное выше указывает на то, что критерий оценки влияния поверхностного упрочнения на предел выносливости деталей с концентраторами по остаточным напряжениям должен базироваться на учёте остаточных напряжений не только на поверхности, но и по толщине поверхностного слоя опасного сечения деталей.

При достаточно больших переменных напряжениях, близких к пределу выносливости, в упрочнённых деталях с концентраторами всегда возникают нераспространяющиеся усталостные трещины [4]. В связи с этой особенностью сопротивления усталости в работе [5] было предложено принять за критерий остаточные напряжения на дне нераспространяющейся трещины, в качестве которых рассматриваются дополнительные остаточные напряжения, возникающие за счёт перераспределения остаточных усилий упрочнённой детали в результате образования трещины.

Для определения второго критерия в работе [5] использовалось решение задачи [6] о дополнительных остаточных напряжениях в наименьшем сечении поверхностно упрочнённой детали после нанесения на неё надреза полуэллиптического профиля. Выделив основную часть решения [6], был получен второй критерий $\overline{\sigma}_{ocm}$ – критерий среднеинтегральных остаточных напряжений – влияния остаточных напряжений на предел выносливости упрочнённой детали в виде

$$\overline{\sigma}_{ocm} = \frac{2}{\pi} \cdot \int_{0}^{1} \frac{\sigma_z(\xi)}{\sqrt{1 - \xi^2}} d\xi , \qquad (3)$$

где $\sigma_z(\xi)$ – осевые остаточные напряжения в опасном сечении детали, $\xi = y/t_{\kappa p}$ – расстояние от дна концентратора до текущего слоя, выраженное в долях $t_{\kappa p}$, $t_{\kappa p}$ – критическая глубина нераспространяющейся трещины усталости, возникающей при работе детали (образца) на пределе выносливости.

Приращение предела выносливости $\Delta P_R(\Delta \sigma_R, \Delta \tau_R)$ упрочнённой детали с концентратором напряжений при использовании критерия $\overline{\sigma}_{ocm}$ определяется по следующей формуле:

$$\Delta P_R = \overline{\psi}_P \cdot \left| \overline{\sigma}_{ocm} \right|,\tag{4}$$

где $\overline{\psi}_{P}(\overline{\psi}_{\sigma},\overline{\psi}_{\tau})$ – коэффициент влияния поверхностного упрочнения на предел выносливости по критерию $\overline{\sigma}_{ocm}$.

В работе [7] для упрочнённых различными методами ППД деталей и образцов из различных материалов с различными концентраторами напряжений при растяжении-сжатии, изгибе и кручении было экспериментально установлено, что критическая глубина $t_{\kappa p}$ нераспространяющейся трещины усталости зависит только от размеров опасного поперечного сечения и для цилиндрических деталей определяется соотношением

$$t_{\kappa p} = 0.0216D,$$
 (5)

где *D* – диаметр опасного сечения детали.

По результатам большого числа экспериментов, проведённых в НИЛ-31 и на кафедре сопротивления материалов Самарского университета [7], установлено:

— при различных методах поверхностного упрочнения, степенях наклёпа, размерах и формах концентраторов, асимметриях цикла напряжений для прогнозирования предела выносливости поверхностно упрочнённых деталей с концентраторами обосновано использование критерия среднеинтегральных остаточных напряжений, вычисляемых по толщине поверхностного слоя опасного сечения, равной критической глубине нераспространяющейся трещины усталости;

– критическая глубина нераспространяющейся трещины усталости в опасном сечении упрочнённых деталей с концентраторами напряжений определяется только размерами поперечного сечения и не зависит от вида поверхностного упрочнения, материала, последовательности изготовления и упрочнения концентратора, наклёпа, типа и размеров концентратора, величины сжимающих остаточных напряжений, типа деформации и асимметрии цикла напряжений.

– для исследованных видов поверхностного упрочнения (гидро- и пневмодробеструйная обработка, обкатка роликом, алмазное выглаживане, обработка микрошариками, азотирование, цементация, борирование), различных материалов (стали 30ХГСА, 12Х18Н10Т, 12Х18Н9, ЭИ961, ЭИ696, ВНС40, 16ХСН, ЭП479Ш, 38Х2МЮА, 40Х, 40ХН, 45, 40, 20; сплавы ЭИ437Б, ЭИ698ВД, ВКС-5, ВНС-17, ЭП718, ЖС6У, В93, В95, Д16Т, Д1П, 1953Т1, ВТ16, ВТ9, ВТ3-1), степеней равномерного и неравномерного наклёпа, величин (-29 – -2200 МПа) и характера распределения остаточных напряжений, типов и размеров концентраторов, поперечных размеров деталей критерий среднеинтегральных остаточных напряжений хорошо отражает связь между остаточными напряжениями и приращением предела выносливости.

- 1. С.И. Иванов, В.Ф. Павлов. Влияние остаточных напряжений и наклёпа на усталостную прочность // Проблемы прочности. 1976. №5. С. 25-27.
- 2. С.И. Иванов, В.Ф. Павлов. Влияние остаточных напряжений на выносливость ненаклёпанного материала // Вопросы прикладной механики в авиационной технике. Куйбышев: КуАИ, 1973. Вып. 66. С. 70-73.
- 3. Л.М. Школьник, В.П. Девяткин. Повышение прочности шестерён дробеструйным наклёпом // Вестник машиностроения. 1950. №12. С. 7-12.
- 4. П.И. Кудрявцев. Нераспространяющиеся усталостные трещины. М.: Машиностроение, 1982. 171 с.
- 5. В.Ф. Павлов. О связи остаточных напряжений и предела выносливости при изгибе в условиях концентрации напряжений // Известия вузов. Машиностроение. 1986. №8. С. 29-32.
- 6. С.И. Иванов, М.П. Шатунов, В.Ф. Павлов. Влияние остаточных напряжений на выносливость образцов с надрезом // Вопросы прочности элементов авиационных конструкций. Куйбышев: КуАИ, 1974. Вып.1. С. 88-95.
- В.Ф. Павлов, В.А. Кирпичёв, В.С. Вакулюк. Прогнозирование сопротивления усталости поверхностно упрочнённых деталей по остаточным напряжениям. Самара: Издательство СНЦ РАН, 2012. 125 с.

АВТОМОДЕЛЬНОГО РЕШЕНИЯ УРАВНЕНИЙ РОСТА ТРЕЩИНЫ ГИДРОРАЗРЫВА В ТРЕХСЛОЙНОМ НИЗКОПРОНИЦАЕМОМ ПЛАСТЕ

<u>Г.В. Падерин</u>

Научно-технический центр «Газпром нефти», Санкт-Петербург paderin.gv@gazpromneft-ntc.ru

Аннотация. В представленной работе проведен анализ уравнения роста трещины гидроразрыва по модели Pseudo3D для трехслойного пласта и найдено, что при пренебрежении утечками жидкости ГРП с помощью преобразования переменных можно найти автомодельное решение для роста трещины ГРП, зависящее только от одного аргумента. Полученный результат позволяет проводить быструю оптимизацию трещин гидроразрыва при концептуальном проектировании процесса разработки месторождения.

Работа выполнена при поддержке Минобрнауки России (соглашение №14.581.21.0027 от 03.10.2017 г., уникальный идентификатор RFMEFI58117X0027). Индустриальный партнер гранта – Научно-технический центр «Газпром нефти».

Введение

Представленная работа посвящена моделированию гидравлического разрыва пласта (ГРП). Гидроразрыв пласта является основным геолого-технологическим мероприятием, позволяющим эффективно добывать углеводороды в низкопроницаемых коллекторах. Данная операция представляет собой закачку высоковязкой жидкости под высоким давлением в пласт с целью создания в породе трещины. Для предотвращения смыкания трещины в жидкость ГРП добавляется расклинивающий агент – проппант. Таким образом, в пласте создается высокопроводящий канал, через который осуществляется приток нефти или газа к скважине.

Моделирование роста трещины ГРП является вычислительно затратной задачей, поэтому использование точных моделей невозможно для оптимизации операций ГРП для большого количества скважин в пределах одного месторождения. Отсюда необходимо развивать упрощенные и быстрые методы расчета, пригодные для быстрых серийных расчетов при проектировании разработки месторождений нефти и газа. Также необходимость в быстрых расчетах возникает при проведении предварительных инженерных расчетов в полевых условиях. Для этих целей этого можно проанализировать используемые уравнения с целью определения свойств решений задачи и получения упрощенного вида решения.

Описание модели

Одной из основных моделей для расчета роста трещины ГРП является модель Pseudo3D. Основные предположения данной модели приведены в фундаментальных работах [1-3]. В соответствии с ними уравнения приводятся к следующему уравнению для давления p(x,t) вдоль трещины:

$$\frac{\partial}{\partial x} \left[K(p) \left(\frac{\partial p}{\partial x} \right)^{\frac{1}{n}} \right] + \frac{\partial A(p)}{\partial t} = 0, \tag{1}$$

$$A(p) = \int_{h(p)} w(p, z) dz,$$

$$K(p) = \left(\frac{1}{\phi K_f} \right)^{\frac{1}{n}} \int_{h(p)} w(p, z)^{\frac{2n+1}{n}} dz,$$

$$\phi = 2^{n+1} (2n+1)^n n^{-n}.$$

Данное уравнение выведено в предположении, что трещина растет в трехслойной среде однородной по упругим модулям с заданными сжимающими горными напряжениями различными в слоях. Профиль раскрытия трещины w(p, z) в аналитическом виде и скорость фильтрации для жидкости ГРП, описываемую степенным реологическим законом (закон Оствальда-де Ваале) с индексом консистенции K_f , показателем неньютоновского поведения

n (при n = 1 жидкость является ньютоновской), приведены в работе [4] и использовались для вывода формулы (1).

Если использовать замену переменных следующего вида:

$$z = Cxt^{\gamma} \tag{2}$$

и значения искомых постоянной С и степени у принять равными:

$$\gamma = -\frac{n}{n+1}, C = 1, \qquad (3)$$

то уравнение (1) приводится к уравнению от одной переменной:

$$\frac{1}{n}K(p)(p'(z))^{\frac{1}{n}-1}p''(z) + \frac{\partial K(p)}{\partial p}(p'(z))^{\frac{1}{n}+1} - \frac{n}{n+1}\frac{\partial A(p)}{\partial p} z p'(z) = 0,$$
(4)

Как видно процесс роста трещины ГРП при заданном граничном условии на давление является автомодельным, где длина L и площадь боковой поверхности S трещины ГРП зависят от времени по следующему закону

$$L \sim t^{-\gamma}, S \sim t^{-\gamma}. \tag{5}$$

Стоит отметить, что длина трещины ГРП *L* и площадь боковой поверхности *S* трещины ГРП являются важными технологическими параметрами для оптимизации дизайна ГРП. Именно исходя из этих значений прогнозируется динамика добычи нефти и газа после операции гидроразрыва.

Полученное решение является аналогичным классическому решению для уравнения пьезопроводности для распределения давления в полубесконечном пласте [5], однако разница состоит в том, что зависимость от времени полученного решения является степенной (n/(n+1)), а классического – ½. Для жидкости с ньютоновской реологией степени совпадают, что говорит от взаимосвязанности данных решений.

Заключение

Полученное уравнение для автомодельного решения позволяет моделировать рост трещины ГРП при постоянном забойном давлении, а также может являться основой для определения решения задачи при повышающимся во времени забойном давлении.

- J.I. Adachi, E. Detournay, and A. P. Peirce // Analysis of the classical pseudo-3D model for hydraulic fracture with equilibrium height growth across stress barriers. International Journal of Rock Mechanics and Mining Sciences. 2010. 47 (4): 625–639.
- 3. X. Weng, O. Kresse, C. Cohen, R. Wu, and H. Gu // Modeling of hydraulic-fracture-network propagation in a naturally fractured formation. SPE Production & Operations 2011. 26 (4): 368–380. doi:10.2118/140253-PA.
- 4. G.V. Paderin // Proxy Pseudo3D model: the optimum of speed and accuracy in hydraulic fracturing simulation. IOP Conference Series: Earth and Environmental Science. 2018.
- 5. К.С. Басниев, И.Н. Кочина, В.М. Максимов. Подземная гидромеханика. М.: Недра, 1993. 416 с.

^{1.} М.М. Хасанов, Г.В. Падерин, Е.В. Шель, А.А. Яковлев, А.А. Пустовских // Подходы к моделированию гидроразрыва пласта и направления их развития. Нефтяное хозяйство. (2017, декабрь 1). doi:10.24887/0028-2448-2017-12-37-41

МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ МЕХАНИКИ ПОВРЕЖДЕННОЙ СРЕДЫ

В.А. Пахомов¹, М.А. Большухин¹, А.В. Козин¹, В.А. Панов¹

¹АО «ОКБМ Африкантов», Нижний Новгород vapanov@okbm.nnov.ru

Аннотация. Приводится математическая модель неизотермического упругопластического деформирования и накопления усталостных повреждений в конструкционных материалах оборудования и систем реакторных установок (РУ), построенная на базе уравнений механики поврежденной среды. Результаты верификации модели, а также сопоставительный анализ результатов расчетов и результатов экспериментальных исследований подтвердили адекватность моделирования этих процессов с использованием разработанной модели.

В докладе рассматривается технология решения на базе механики поврежденной среды (МПС) одной из основных задач современного машиностроения – обоснования прочности и ресурса конструктивных элементов оборудования и систем РУ. В основу данной технологии положена разработанная в ОКБМ математическая модель неизотермического упругопластического деформирования и накопления усталостных повреждений в конструкционных материалах оборудования и систем РУ [1].

Для формулировки эволюционных уравнений математической модели МПС применяется подход, согласно которому разработка модели осуществляется на основе макроскопических переменных, интегрально характеризующих структурные изменения материала в процессе деформирования и накопления повреждений. Для измерения усталостной долговечности (наработки) в материале вплоть до наступления предельного состояния вводится понятие «внутреннего времени», определяемое энергией, затраченной на образование и рост дефектов. В рамках данной модели процесс накопления усталостных повреждений в материале опасных зон оборудования и систем РУ по фактической истории термосилового нагружения базируется на моделировании двух основных физических стадий процесса накопления повреждений: стадии зарождения и развития микродефектов и стадии их слияния вплоть до образования макроскопической усталостной трещины.

В основу разработанной математической модели положены две основные группы эволюционных уравнений: уравнения термопластичности с кинематическим и изотропным упрочнением и уравнения накопления повреждений, описывающие основные эффекты, существенные для развития процессов накопления усталостных повреждений в конструкционных материалах.

В первую группу уравнений (уравнения термопластичности) входят [1]:

- уравнение поверхности текучести F $_{\rm p}\,$ в пространстве девиаторов напряжений:

$$F_{p} = (\sigma'_{ij} - \rho_{ij})(\sigma'_{ij} - \rho_{ij}) - C_{p}^{2} = 0,$$
(1)

- эволюционное уравнение для изменения радиуса поверхности текучести ΔC_p :

$$\Delta C_{p} = \overline{q}_{\chi} \Delta \chi H(F_{\rho}) + q_{T} \Delta T + a_{\mu} (\overline{Q}_{s} - C_{p}) \Delta \chi \Gamma(F_{\rho}) + \Delta C_{0T}; \qquad (2)$$

- эволюционное уравнение для изменения координат центра поверхности текучести Δρ_{ij} (приращения тензора микронапряжений):

$$\Delta \rho_{ij} = g_1 \Delta e^p_{ij} - g_2 \rho_{ij} \Delta \chi - g_T \rho_{ij} < \Delta T > + g_{0T} \rho_{ij} \quad . \tag{3}$$

Уравнение (1) описывает сферу с радиусом C_p и координатами центра ρ_{ij} (тензора микронапряжений), с помощью которой можно отделять процессы монотонного и циклического нагружения.

В уравнении (2) первый член описывает изотропное упрочнение в результате монотонного пластического деформирования ($H(F_{\rho}) = 1$ и $\Gamma(F_{\rho}) = 0$), второй член – изменение радиуса поверхности текучести при изменении температуры, третий член – циклическое упрочнение материала ($H(F_{\rho}) = 0$ и $\Gamma(F_{\rho}) = 1$), последний член – восстановление (возврат) радиуса поверхности текучести в условиях высокотемпературной выдержки (отжига). В уравнении (3) g₁ и g₂ – модули кинематического упрочнения (первый определяет перемещение центра поверхности текучести в результате приращения тензора пластических деформаций Δe_{ij}^{p} , второй – постепенную релаксацию ρ_{ij} ; модуль g₂ определяет изменение координат центра поверхности текучести в связи с повышением температуры.

В разработанной математической модели в качестве меры накопленной поврежденности ω используется относительная объемная доля микродефектов в элементарном объеме материала:

$$\omega = \frac{\mathbf{V}}{\mathbf{V}_{\rm f}} \; ; \; \Delta \omega = \frac{\Delta \mathbf{V}}{\mathbf{V}_{\rm f}} \; ; \; \omega = \sum \Delta \omega \; ; \; 0 \le \omega \le \omega_{\rm f} \le 1 \; , \tag{4}$$

где V и V_f – текущая и критическая объемные доли дефектов (V_f соответствует образованию в данном объеме материала макроскопической трещины). Текущая объемная доля дефектов V достаточно хорошо контролируется новыми физическими методами неразрушающего контроля (многофункциональной спектрально-акустической системой «Астрон» [2] и методом вдавливания индентора [3]).

Одно из простейших конкретных представлений эволюционного уравнения накопления усталостных повреждений при упругопластическом деформировании имеет вид [4]:

$$d\omega = \psi \frac{(\alpha + 1)}{(r+1)} f(\beta) z^{\alpha} (1 - \omega)^{-r} dz, \qquad (5)$$

где α, r – экспериментально определяемые параметры материала.

Уравнение (5) интегрируется совместно с уравнениями термопластичности (1)–(3) вдоль траектории деформирования. Интеграл уравнения (5) вдоль траектории деформирования имеет вид [4]:

$$\omega = 1 - \left\{ 1 - (\alpha + 1) \int_{0}^{z} \psi f(\beta) z^{\alpha} dz \right\}^{\frac{1}{r+1}}.$$
 (6)

Положенные в основу разработанной математической модели две группы эволюционных уравнений (нестационарного неизотермического упругопластического деформирования и накопления усталостных повреждений) позволяют учитывать эффекты монотонного и циклического упрочнения при пропорциональном и непропорциональном термомеханическом нагружении, локальную анизотропию пластического деформирования в районе излома траектории деформирования, многоосность напряженного состояния, вращение главных площадок тензоров напряжений и деформаций, нелинейное суммирование повреждений при изменении режимов нагружения.

Совместное интегрирование уравнений термопластичности с эволюционными уравнениями накопления повреждений позволяет связать физико-механические характеристики материала и материальные параметры модели деформирования с параметрами процесса накопления повреждений, т.е. ввести в разработанную математическую модель деформирования влияние накопленной усталостной поврежденности на механические и прочностные характеристики материала. Для совместного интегрирования этих уравнений по заданной траектории деформирования (фактической истории термомеханического нагружения) применяется простая явная схема Эйлера. Несмотря на то, что данная схема является лишь условно устойчивой, она может успешно применяться при условии правильно выбранного шага интегрирования по времени.

Представленная математическая модель реализована в аттестованной программе «Ресурс-НН» для расчета параметров процессов нестационарного неизотермического упругопластического деформирования и накопления усталостных повреждений в материале опасных зон оборудования и систем РУ по заданной истории термомеханического нагружения.

С использованием разработанных алгоритмов и программ для различных классов задач и траекторий деформирования были проведены многочисленные верификационные расчеты процессов накопления усталостных повреждений в лабораторных образцах (одноосное растяжение-сжатие, кручение, совместные процессы одноосного растяжения-сжатия и кручения, различные пространственные траектории деформирования, неизотермические задачи). Сопоставление численных и экспериментальных результатов подтвердило адекватность и достаточную точность моделирования этих процессов с помощью разработанных методик и программ.

Литература

1. Ф.М. Митенков, В.Б. Кайдалов, Ю.Г. Коротких, В.А. Панов, С.Н. Пичков С.Н. Методы обоснования ресурса оборудования ядерных энергетических установок. М.: Машиностроение. 2008. 445 с.

2. А.Н. Смирнов, Н.А. Хапонен, А.Н. Челышев, С.И. Мед. Оценка состояния длительно работающего металла технических устройств опасных зон производственных объектов акустическим методом/ Безопасность труда в промышленности. 2004, № 3, с. 28-31.

3. М.Б. Бакиров, В.В. Потапов, И.Ю. Забрусков и др. Безобразцовая неразрушающая оценка старения металла оборудования и трубопроводов АЭС после длительных сроков эксплуатации / // Протокол 19-го заседания рабочей группы по модернизации АЭС. Плзень, Чехия, 2–7 дек. 2000.

4. Денисов А.В., Коротких Ю.Г., Панов В.А., Пахомов В.А. Обоснование структуры эволюционного уравнения для неизотермических непропорциональных процессов накопления усталостных повреждений. Сб. «Проблемы прочности и пластичности», вып. 66, 2004. Изд-во ННГУ им. Н.И. Лобачевского, с. 35-50.

МОДЕЛИРОВАНИЕ КИНЕТИКИ ФОРМИРОВАНИЯ И САМОЗАЛЕЧИВАНИЯ ТРЕЩИН

М.Н. Перельмутер

Институт проблем механики им. А.Ю. Ишлинского РАН, Москва

perelm@ipmnet.ru

Аннотация. Разработаны физико-механические модели для анализа процессов формирования и самозалечивания трещин в композиционных материалах, основанные на кинетической концепции разрыва/восстановления связей в концевой области трещины. При анализе формирования трещин полагается, что в материале имеется ослабленная когезионная зона, которая рассматривается как трещина, заполненная связями. Распад связей рассматривается как термофлуктуационный процесс. Самозалечивание трещины рассматривается как кинетической области). Восотановления связей между берегами трещины (формирование концевой области).

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда, проект № 19-19-00616.

Введение

Формирование трещин в недоступных частях конструкций, а также внутри материала, может привести к катастрофическому разрушению. Для предотвращения разрушения и поддержания работоспособности в таких случаях эффективно использование самовосстанавливающихся материалов. Свойство самовосстановления материала особенно важно, когда вмешательство человека затруднено при удалённой эксплуатации изделия или при экстремальных условиях эксплуатации. Наибольший эффект самовосстановления проявляется на начальной стадии формирования трещин.

Можно выделить три основных этапа в процессе самозалечивания трещин: 1) формирование и рост 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 трещину залечивающего агента; 3) укрепление и восстановление связей между берегами трещины, приводящие к восстановлению (частичному или полному) несущей способности материала.

Для анализа указанных этапов и решения задач, возникающих при этом, возможно использование модели, основанной на объединении кинетической термофлуктуационной теории и модели концевой области трещины [1-2], позволяющей объединить при анализе формирования и залечивания трещин подходы механики, физики и химии. Ниже приведены результаты, полученные при использовании этой модели для анализа восстановления нарушенных адгезионных связей.

Кинетика формирования и самозалечивания трещин

При анализе формирования трещин полагается, что в материале имеется ослабленная когезионная (адгезионная) зона, которая рассматривается как трещина с концевой областью (КО), заполненной связями, в которой в начальный момент времени начинается термофлуктуационный распад связей. Для оценки долговечности связей в КО трещины используется соотношение, являющееся обобщением формулы С.Н. Журкова и учитывающее неравномерное распределение напряжений вдоль КО трещины [1-2]

$$\tau_f(x,\sigma) = \beta \tau_1 e^{\frac{U_f - A(x,\sigma)}{kT}}$$
(1)

где τ_f - долговечность связи, β - безразмерный коэффициент, зависящий от вида материала (полимер, металл, керамика), k - постоянная Больцмана, T - абсолютная температура, $\tau_1 \approx h/kT$ - постоянная порядка периода тепловых колебаний атомов (10⁻¹³-10⁻¹²c), h - постоянная Планка, U_f - энергия деструкции связей (энергия активации разрушения), работа по деформированию связей $A(x,\sigma)$ зависит от натяжения связи σ и положения связи в КО трещины.

При действии растягивающей нагрузки долговечность связи уменьшается. В этом случае вероятность распада связи (обратно пропорциональная долговечности связи) возрастает. Математически это выражается в уменьшении энергетического барьера U_f на величину работы связей. Уменьшение плотности связей со временем определяется кинетическим уравнением реакции первого порядка, что дает экспоненциально уменьшающуюся зависимость плотности связей от времени

$$n_f(x,t) = n_o e^{-\frac{t}{\tau_f(\sigma,x)}}$$
(2)

Снижение плотности связей во времени ведет к увеличению податливости связей в КО трещины. Обозначим жесткость одной молекулярной связи $k_s(x)$. Тогда эффективная жесткость связей на единицу площади КО трещины

$$k(x,t,\sigma) = k_s(x)n(x,t) = k_b(x)e^{-\frac{t}{\tau_f(\sigma,x)}}$$
(3)

где $k_b(x) = k_s(x)n_0$ - начальная жесткость связей на единицу площади КО трещины. Из выражения (3) следует, что податливости связей в КО можно представить в форме

$$c_f(x,t,\sigma) = c_{f0}(x)e^{+\frac{t}{\tau_f(\sigma,x)}}$$
(4)

где $c_{f0}(\square) = 1/k_b(\square)$ - функция, определяющая начальную податливость связей в КО трещины.

При моделировании самовосстановления связей между берегами трещины полагаем, что возрастание плотности связей в КО трещины со временем определяется кинетическим уравнением первого порядка

$$\frac{dn_h(x,t)}{dt} = \frac{n_0 - n_h(x,t)}{\tau_h(\sigma,x)}$$
(5)

Здесь n_0 - максимально возможное значение плотности связей в КО трещины, $\tau_h(x, \sigma)$ - характерное время восстановления связи

$$\tau_h(x,\sigma) = \psi(x,\sigma)\tau_2 e^{\frac{U_h}{kT}},$$
(6)

где функция $\psi(x,\sigma)$ определяет зависимость времени восстановления связи от расстояния до вершины трещины и внешней нагрузки, $\tau_2 = \alpha \tau_1$, α - параметр, зависящий от типа связей, формирующихся в КО трещины, U_h - энергия активации восстановления связей.

Решение уравнения (5) (при $n_h(x,0)=0$) дает зависимость от времени плотности формирующихся между берегами трещины связей

$$n_{h}(x,t) = n_{0}(1 - e^{-\frac{t}{\tau_{h}(x,\sigma)}}), \qquad (6)$$

Податливость связей $c_h(x,t,\sigma)$, восстанавливающихся в КО трещины, определяем по аналогии с выражениями (3)-(4). При восстановлении связей податливость является убывающей функцией (см. (6))

$$c_{h}(x,t,\sigma) = c_{h0}(x) / (1 - e^{-\frac{1}{\tau_{h}(x,\sigma)}}),$$
(7)

где $c_{h0}(x)$ - податливость связей в КО трещины после окончания процесса самозалечивания.

При численной реализации модели для исследования кинетических процессов деструкции и самовосстановления связей в КО трещины использован метод сингулярных интегро-дифференциальных уравнений (СИДУ) [1, 3]. Методика численного решения состоит из трех основных этапов: 1) формирование и решение СИДУ для определения напряжений в связях вдоль КО трещины; 2) определение работы по деформированию связей; 3) расчет плотности и податливости связей вдоль КО трещины в процессах их деструкции и самовосстановления.



Рис. 1. Трещина на границе соединения материалов



Рис. 2. Связи между поверхностями трещины в КО

Рассмотрим прямолинейную трещину на границе соединения различных материалов под действием растягивающего напряжения σ_0 , см. Рис. 1. Полагаем, что соединение материалов выполнено с помощью адгезива, обладающего свойством самовосстановления. В начальный момент времени (когда поверхности трещины свободны от связей) в трещине активизируется процесс восстановления адгезионных связей между поверхностями трещины, см. Рис. 2, где d - размер зоны восстановленных адгезионных связей между берегами трещины, $u_{x,y}$ - компоненты раскрытия трещины на краю концевой области. Процесс восстановления связей между берегами трещины исследован при следующих допущениях: 1) в начальный момент времени в трещину на границе соединения материалов попадает «залечивающая» жидкость – полимер; 2) количество полимера достаточно, чтобы заполнить трещину (d = l); 3) в трещине начинается процесс с полимеризации, приводящий к образованию связей между поверхностями трещины; 4) плотность связей между поверхностями трещины времени; 5) возрастание плотности связей между поверхностями трещины сопровождается увеличением жёсткости связей. Расчёт заканчивается при возрастании средней плотности связей между берегами трещины до величины $N_{cr} \ge 0.95n_0$. Цель вычислений - анализ зависимости эффективности процесса самовосстановления (мера эффективности – величина модуля коэффициента интенсивности напряжений K(t)) при возрастании жёсткости связей.

Вычисления выполнены для состояния плоской деформации, упругие постоянные материалов $E_1 = 135 \Gamma \Pi a$, $E_2 = 25 \Gamma \Pi a$ (медь - эпоксидный полимер) и связей $E_b = E_2$ (модуль упругости связей), длина трещины $2\ell = 1.MM$, внешняя нагрузка $\sigma_0 = 10M\Pi a$. Кинетические параметры модели: базовая температура расчета T = 450K, энергия активации восстановления связей $U_h = 150 \kappa \Delta m c$ / моль, максимальная плотность связей $n_0 = 10^{18} M^{-2}$, $\tau_2 = 10^{-10} c$, $\psi(x,\sigma) = u(x,\sigma) / C_0 \ell$, где $u(x,\sigma)$ - раскрытие трещины со связями на расстоянии $\ell - x$ от вершины, C_0 - относительная податливость связей (см. описание этого параметра в [1]).





На Рис. 3 приведены зависимости модуля КИН от времени при различных значениях относительной податливости связей c_0 (возрастание параметра C_0 соответствует уменьшению модуля Юнга связей, см. детали в [1]). Значительное укрепление связей (спад КИН) наблюдается на последних шагах по времени. Соответствующее изменение средней плотности связей во времени приведено на Рис 4, где видно интенсивное нарастание плотности связей на заключительных этапах расчёта. Увеличение плотности связей между поверхностями трещины приводит к возрастанию жёсткости связей, а также к увеличению напряжений в связях и к уменьшению раскрытия трещины.

Заключение

Предложенная модель позволяет выполнять совместное исследование процессов формирования, роста и самозалечивания дефектов и трещин в рамках подхода, основанного на объединении кинетической термофлуктуационной теории разрыва/восстановления связей и модели концевой области трещины.

- 1. Р.В. Гольдштейн, М.Н. Перельмутер, О кинетике формирования и роста трещин на границе соединения материалов // Известия РАН МТТ. 2012. № 4. С. 32-49.
- 2. M. Perelmuter, Kinetics of interfacial crack bridged zone degradation // Journal of Physics: Conf. Series. 2013. Vol. 451. P.1-8.
- 3. M. Perelmuter, Application of the bridged crack model for evaluation of materials repairing and self-healing. Journal of Physics: Conference Series, 2017, Volume 937, P. 1-7.

КОНЦЕНТРАЦИЯ НАПРЯЖЕНИЙ В ВИНТОВЫХ СТОМАТОЛОГИЧЕСКИХ ИМПЛАНТАТАХ

М.Н. Перельмутер

Институт проблем механики им. А.Ю. Ишлинского РАН, Москва

perelm@ipmnet.ru

Аннотация. Исследование концентрации напряжений в винтовых стоматологических имплантатах и костной ткани выполнено на модели винтового соединения имплантата и кости. Полагалось, что углубления в губчатой кости, образующиеся при внедрении имплантата в костную ткань, соответствуют резьбе на имплантате. Рассмотрено влияние контактных условий на границе соединения имплантата-кость на величину концентрации напряжений в имплантате и костной ткани. Исследовано влияние геометрических параметров резьбы: шага, формы и глубины на распределение напряжений в имплантате и кости.

Работа выполнена по теме государственного задания (№ АААА-А17-117021310386-3) и поддержке грантов РФФИ №17-08-01312 и №17-08-01579.

Введение

Винтовая форма стоматологических имплантатов позволяет увеличить площадь контакта между имплантатом и костной тканью, оптимизировать передачу нагрузок в зоне контакта кость-имплантат. В сочетании со специальной обработкой поверхности имплантата винтовые имплантаты обеспечивают хорошую остеоинтеграцию на границе соединения имплантат -костная ткань. Наличие винтового соединения имплантата и костной ткани приводит, как и в машиностроительных конструкциях, к возникновению концентрации напряжений в областях с резким изменением формы поверхности соединения. В данной работе методом граничных интегральных уравнений [1-3] выполнено расчетное исследование влияния геометрических параметров резьбы (шага, формы и глубины), а также механических свойств материалов на распределение напряжений в винтовом соединении стоматологического имплантата с костной тканью с учётом концентрации напряжений. При анализе напряженного состояния винтового соединения имплантата и губчатой костной ткани полагалось, что углубления в кости, образующиеся при внедрении имплантата, соответствуют резьбе на имплантате.

Исследование концентрации напряжений в соединении имплантат-кость

Рассмотрим расчет напряженного состояния модели соединения винтового имплантата и костной ткани при вертикальной сжимающей нагрузке и треугольной форме резьбы. Форма поперечного сечения каждого зуба, впадин между витками резьбы на имплантате, а также форма углублений в кости моделировались как равносторонний треугольник со стороной $a = 0.93 \, \text{мm}$ (при 12 зубцах по длине $L = 14 \, \text{мm}$ имплантата). Радиус закругления вершин зубцов и впадин между витками (r) принимался равным половине радиуса окружности R, вписанной в равносторонний треугольник со стороной a, $R = 0.5a \cdot tg(30^{\circ})$, r = 0.5R. Ввиду симметрии задачи, расчеты выполнены на модели половины конструкции имплантата в постановке плоской деформации. Расчетная модель содержит 4 подобласти (имплантат, губчатая кость, кортикальная кость, канал) с общим числом узлов 1022 (см. рис. 1). На оси симметрии конструкции (линия MN) полагались равными нулю перемещения вдоль оси ОХ и усилия вдоль оси ОҮ. На большей части внешней поверхности кортикальной кости (за исключением последнего сегмента, примыкающего к пришеечной области) полагались равными нулю перемещения по направлениям осей координат (узкая штриховая полоса на рис. 1 - указатель граничных условий). Равномерно распределённая сжимающая нагрузка σ_0 прикладывалась к верхнему сечению имплантата.

Распределения относительных эквивалентных напряжений (нормированных величиной внешней нагрузки, приложенной к имплантату, (σ_i/σ_0), коэффициент концентрации эквивалентных напряжений - ККЭН) по границам имплантата и губчатой костной ткани при использовании керамического материала для имплантата приведены на рис. 2. Напряжения по длине имплантата распределены неравномерно. Наибольшая концентрация напряжений наблюдается в зоне первого витка резьбы имплантата. В таблице приведены значения ККЭН для имплантата, губчатой кости и слоя кортикальной кости, примыкающей к шейке имплантата при использовании керамического или титанового имплантатов.

Напряжения в костной ткани также имеют неравномерное распределение, и наибольшие напряжения в губчатой кости не превышают величины внешних напряжений, приложенных к имплантату. Максимальные напряжения в слое кортикальной кости более, чем два раза превышают величины нагрузки, приложенной с имплантату (см. таблицу) и наблюдаются на внешней поверхности кости в зоне смены типа граничных условий.

Таблица. Коэффициенты концентрации эквивалентных напряжений в подобластях конструкции винтового соединения

имплантата и костной ткани, вертикальная нагрузка.

Область	Керамика	Титан
Имплантат	3.58	3.72
кортикальная кость	2.12	2.67
губчатая кость	0.79	0.76



Рис. 1. Расчетная модель соединения имплантата и костной ткани, 4 подобласти, 1022 узла (1- имплантат, 2 - губчатая кость, 3, 4 - кортикальная кость)

Замена материала имплантата на титан не приводит к значительным изменениям в распределении напряжений, что связано с большим различием модулей упругости материалов имплантатов (керамики или титана) и костных тканей. Отметим, что при действии вертикальной сжимающей нагрузки на имплантат, на первых трех витках резьбы преобладают растягивающие напряжения σ_{yy} , а на остальной части имплантата преобладают сжимающие напряжения. Возникновение концентрации напряжений в витках резьбы имплантата в рассматриваемой задаче обусловлено различием модулей упругости имплантатов и костной ткани, что подтверждается расчетом при одинаковых модулях упругости материалов в соединении.



Рис. 2 Распределение относительных эквивалентных напряжений по границе расчетной области: а) керамический имплантат; б) губчатая кость

Некоторые модели имплантатов содержат участки с резьбой различной глубины (мелкая резьба в верхней части на участке контакта с кортикальной костью, более крупная на остальной части имплантата). Для анализа взаимовлияния резьбы различной глубины на концентрацию напряжений (и, соответственно, на процесс остеоинтеграции) выполнена серия расчетов в двумерной постановке (плоская деформация). Впадины резьбы моделировались окружностями с соотношением радиусов R/r=1; 2; 2.8. Рассматривалась равномернораспределенная сжимающая нагрузка. На рис. 3 показаны расчетные распределения эквивалентных напряжений по контурам отверстий при одноосном сжатии однородной области в направлении оси симметрии отверстий для различных соотношений радиусов отверстий. Для моделей с отверстиями различных радиусов большая величина напряжений наблюдается на отверстии большего радиуса, причем при увеличении отношения радиусов отверстий напряжение на большем отверстии также возрастает.



Для оценки влияния мелкой резьбы на концентрацию напряжений выполнен модельный расчет для сегмента имплантата. В двумерной постановке (плоская деформация) витки резьбы моделировались в форме полуокружностей с соотношением радиусов крупной и мелкой резьбы R/r=2.8 (см. рис. 4). В верхнем сечении имплантата прикладывалась однородная сжимающая нагрузка. Расчетная модель состояла из трех подобластей - частей имплантата (заштрихована на рис. 4), губчатой и кортикальной кости. На вертикальных границах и нижней границе расчетного сегмента заданы нулевые нормальные перемещения (обозначены тонкими

заштрихованными зонами).

Распределения относительных эквивалентных напряжений вдоль контура сегмента имплантата (материал - керамика) даны на рис. 5. Наблюдается малая концентрация напряжений в зоне мелкой резьбы, что подтверждает допустимость моделирования имплантата со сглаженной зоной мелкой резьбы. В костной ткани концентрация напряжений незначительна. Напряжения для титанового имплантата выше, чем для керамики, на 3-5%.



Рис. 4. Концентрации напряжений для резьбы различной глубины: а) расчетная модель соединения имплантат-кость; б) распределение эквивалентных напряжение вдоль границы имплантата.

Заключение

Расчет модели винтового соединения имплантата и костной ткани позволил оценить величину концентрации напряжений в витках резьбы и в костной ткани при различных условиях нагружения. Установлено, что наибольшие напряжения возникают в зоне первого витка резьбы имплантата. Коэффициент концентрации напряжений существенно зависит вида нагружения и геометрии резьбы имплантата. Для детального исследования напряжений в костной ткани необходима также информация о процессе формирования соединения на границе винтового имплантата и костной ткани. Полученные результаты демонстрируют эффективность применение метода граничных интегральных уравнения для решения задач стоматологической биомеханики.

- 1. М.Н. Перельмутер, Анализ напряженного состояния в концевой области трещины на границе раздела материалов методом граничных элементов // Вычислительная механика сплошных сред. 2012. Т. 5. № 4. С. 415-426.
- 2. M. Perelmuter, Boundary element analysis of structures with bridged interfacial cracks // Computational Mechanics. 2013. Vol. 51. № 4. P. 523-534.
- 3. M. Perelmuter, Analysis of interaction of bridged cracks and weak interfaces // International Journal of Mechanical Sciences. 2018. Vol. 149. P. 349–360.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИКИ ПРОЦЕССА ФАЗОВОГО ПЕРЕХОДА ВО ВОДОНАСЫЩЕННОЙ ПОРИСТОЙ СРЕДЕ

А.Е. Прохоров, М.С. Желнин, А.А. Костина, О.А. Плехов

Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь Prokhorov.a@icmm.ru

Аннотация. В представленной работе авторами разработана экспериментальная установка для анализа кинетических параметров фазового перехода и эволюции напряженно-деформированного состояния образца вызванного пучением грунта в процессе фазового перехода на основе волоконно-оптической системы. Так же в работе рассматривается решение связанной задачи для описания фазового перехода с учетом наличия незамерзшей поровой влаги в области отрицательных температур. В работе применена методика решения обратной задачи теплопроводности для идентификации материальных параметров сухого грунта, используемого в рамках проведения серии экспериментов по замораживанию и оттаиванию водонасыщенного грунта.

Работа выполнена при поддержке гранта РНФ № 17-11-01204.

Введение

В настоящее время в виду увеличения глубины и усложнения гидрогеологических условий разработки месторождений полезных ископаемых возведение вертикальных шахтных стволов неразрывно связано с использованием технологии искусственного замораживания. Проектирование защитной завесы из искусственно замороженного грунта требует точного определения времени замораживания и необходимой мощности замораживающей установки. Механические процессы, протекающие при заморозке и оттаивании водонасыщенных породных слоев, требуют детального анализа [1-2]. В работах российских и зарубежных авторов показана необходимость учета при моделировании механического поведения конструкций процесса массопереноса и связанного с ним изменения напряженно-деформированного состояния породного скелета, возникающих в ходе замораживания и оттаивания грунта. Анализ процессов пучения водонасыщенного грунта и миграции влаги также актуален при возведении зданий на стадии закладки фундамента в условиях низких температур. Один из наиболее популярных способов решения подобной задачи заключается в привлечении методов математического моделирования. Создание математической модели сложной системы, состоящей из слоев грунта с различным влагосодержанием требует проведения экспериментальной верификации параметров слоев грунта и процессов, сопутствующих распространению фазового перехода в среде.

Один из возможных способов экспериментального анализа кинетики фазового перехода, а также механических параметров замораживаемой среды в процессе фазового перехода является применение волоконно-оптических датчиков на основе решеток Брэгга. Использование волоконно-оптических датчиков на основе брэгговских решеток (ВБР) в последнее время широко распространено в области мониторинга критических параметров конструкций различного типа. Датчики ВБР широко применяются в дефектоскопии композиционных материалов [3,4], в области мониторинга железобетонных конструкций [5], в горнодобывающей отрасли промышленности [6,7]. Датчики ВБР позволяют рассчитывать деформации, напряжения, температуру, проводить инклинометрию по данным регистрируемых сигналов [8-10]. По сравнению с традиционными датчиками деформации, напряжении и пр. датчики ВБР отличаются рядом преимуществ таких как малый размер, малый вес, отсутствие влияния электромагнитных полей на показания датчиков, высокая скорость передачи данных [5].

В данной работе проводится экспериментальное исследование кинетических параметров фазового перехода и эволюции напряженно-деформированного состояния образца вызванного пучением грунта в процессе фазового перехода. Так же в работе рассматривается решение связанной задачи для описания фазового перехода с учетом наличия незамерзшей поровой влаги в области отрицательных температур. В работе применена методика решения обратной задачи теплопроводности для идентификации материальных параметров сухого грунта, используемого в рамках проведения серии экспериментов по замораживанию и оттаиванию.

Постановка эксперимента и математическое моделирование

Для экспериментального исследования процесса замораживания водонасыщенного грунта использовалась сквозная цилиндрическая форма, высотой 0.06 м и диаметром 0.05 м, наполненная песком, смешанным с водой. Форма помещалась в гидроизолирующую пленку для предотвращения истекания воды через боковые и нижнюю стороны цилиндра. После проведении подготовительных работ образец помещался в камеру с постоянной отрицательной температурой.

Во время загрузки водонасыщенного песка, в форму для испытания помещались три термопары К-типа с точностью измерений 0,1°С. Термопары размещались таким образом, что одна термопара регистрировала температуру на одной из торцевых поверхностей цилиндра, одна располагалась на образующей цилиндра, регистрируя температуру на границе замораживаемой области и последняя термопара располагалась в центре

замораживаемого объема. Совместно с термопарами образец оснащался оптоволоконными линиями с температурными и деформационными датчиками на основе ВБР. Пять температурных датчиков ВБР, записанные на одной оптоволоконной линии, располагались на оси цилиндра, деформационные датчики ВБР, записанные на двух оптоволоконных линиях по три штуки на каждой, помещались на диаметрах цилиндра разнесенных от центра оси на равные расстояния. Схема расположения термопар и датчиков ВБР в осевом сечении образца приведена на рисунке 1а. Линейные размеры температурных и деформационных датчиков равны 1мм, диаметр оптического волокна с записанными датчиками 145 мкм.



Рис. 1. а) Схема расположения термопар и волоконно-оптических датчиков в осевом сечении образца (синие – термопары, красные – температурные датчики ВБР, зеленые – деформационные датчики ВБР) образца б) Результаты измерения деформации тремя датчиками ВБР

По результатам проведенных испытаний было проведено сравнение эволюции температуры по данным измерений термопарами и температурными ВБР. Показана эволюция деформации на основе измерений, проведенных деформационными датчиками ВБР (рис. 16).

На основе проведенных экспериментов были определены теплофизические параметры замораживаемой среды, на основе решения обратной задачи теплопроводности, решена связанная задача фазового перехода с учетом неравновесной влажности в замораживаемом объеме с использованием теплофизических параметров среды, определенных из решения обратной задачи теплопроводности.

Для определения коэффициента температуропроводности ак среды, выбранной для проведения натурных испытаний, была решена обратная задача теплопроводности (1) на основе проведенных натурных экспериментов с начальными (2) и граничными (3) условиями

$$\frac{dT}{d\tau} = \alpha_k \Delta T, \qquad (1) \qquad T|_{r=0} = T_{anb,k} \qquad (2) \qquad T|_{\Gamma_1} = T_{C1}(t) \\ T|_{\Gamma_2} = T_{C2}(t) \qquad (3)$$

Граничные условия первого рода задавались на основе измерения температур термопарами TC1 и TC2, согласно схеме, на рисунке la. Задача решалась в осесимметричной постановке для незамерзшей и для замороженной среды, в тех областях кривой замораживания/оттаивания, где фазовый переход еще не начался. Результаты решения согласуются с литературными данными.

Теплофизические параметры среды, полученные по результатам решения обратной задачи, были использованы для математического моделирования процесса заморозки водонасыщенного грунта. Для моделирования были рассмотрены две математические постановки классическая задача Стефана [11] (4) и задача, описанная в работе [12] (5-10).

$$\left(\rho C + L\rho_{w}\delta[T - T_{0^{*}}]\right)\frac{dT}{d\tau} = \nabla(\lambda\nabla T)$$
(4)

(7)

здесь, ρ, C, λ – эффективные параметры двухфазной среды, T0* – температура фазового перехода, L – скрытая теплота фазового перехода.

В работе [12] предлагается следующая модель для описания процесса замораживания влагонасыщенной породы с учетом влияния остаточной влажности на кинетику фазового перехода:

$$\rho C \frac{dT}{d\tau} = \nabla \left(\lambda \nabla T \right) + \rho_i L \frac{dI}{d\tau}$$

где I – льдистость. Уравнение для определения льдистости (8), описывающее скорость кристаллизации, задается в виде:

здесь ω – влажность среды, ω_{eq} – равновесная влажность, t* характерное время кристаллизации, зависящее от материала. Изменение влажности, происходящее в процессе замораживания, задается уравнением массового баланса (9) где D – коэффициент диффузии, с начальным и граничными условиями:

$$\omega|_{r=0} = \omega_0, \quad (10) \qquad \qquad \frac{d\omega}{dr}|_{\Gamma_1} = 0, \qquad \qquad \frac{d\omega}{dr}|_{\Gamma_2} = 0, \quad (11) \qquad \qquad (12)$$

Результат проведенного моделирования, представленный на рисунке 2, показывает, что задача Стефана хорошо описывает процесс замерзания до начала и после окончания фазового перехода, а во время фазового перехода имеются существенные отклонения в сравнении с экспериментом. Задача описанная в работе [12] в большей степени достоверно описывает процесс замораживания среды на протяжении всего времени испытания. Следует предположить, что ключевую роль в процессе заморозки водонасыщенного грунта играет скорость кристаллизации влаги, содержащейся грунте.



Рис. 2. a) Сравнение проведенного натурного эксперимента с решением задачи Стефана б) Сравнение проведенного натурного эксперимента с решением задачи учитывающей неравновесную влажность

Заключение

В рамках представляемой работы Проведены натурные испытания с использованием ВБР направленные на анализ процессов, сопровождающих фазовый переход в водонасыщенном грунте. Выполнен анализ математических моделей фазового перехода первого рода на основе экспериментальных измерений температуры. Проведена идентификация параметров рассмотренных моделей, основанная на решении обратной задачи теплопроводности.

- 1. Ершов Э.Д. Общая геокриология //М. Изд-во МГУ 2002, 682 с.
- Гречищев С.Е., Чистотинов Л.В., Шур Ю.Л. Основы моделирования криогенных физико-геологических процессов. //М.: Наука, 1984. 230 с.
- Degrieck J., Wim D.W., Patricia V. Monitoring of fibre reinforced composites with embedded optical fibre Bragg sensors, with application to filament wound pressure vessels // NDT&E Int. – 2001 – Vol. 34 – pp. 289-296.
- Lesiak P., Szelag M., Budaszewski D., Plaga R., Mileńko K., Rajan G., Semenova Y., Farrell G., Boczkowska A., Domański A., et al. Influence of lamination process on optical fiber sensors embedded in composite material.// Measurement – 2012 – Vol. 45 – pp. 2275–2280. doi: 10.1016/j.measurement.2012.03.010.
- Marques, C.A.F.; Webb, D.J.; Andre, P. Polymer optical fiber sensors in human life safety // Opt. Fiber Technol. 2017 Vol. 36 pp. 144–154.
- Hong C., Zhang Y., Zhang M., Leung L., Liu L. Application of FBG sensors for geotechnical health monitoring, a review of sensor design, implementation methods and packaging techniques // Sensors and Actuators A – 2016 – Vol. 244 – pp. 184–197
- Kousiatza C., Karalekas D. In-situ monitoring of strain and temperature distributions during fused deposition modeling process. // Materials and Design – 2016 – Vol. 97 – pp. 400–406.
- W. Raongjant, M. Jing, Field testing of stiffened deep cement mixing piles under lateral cyclic loading // Earthquake Eng. Eng. 2013 – Vol. 12 – pp. 261–265.
- 9. Y.J. Rao, Recent progress in applications of in-fibre Bragg grating sensors // Opt. Laser. Eng. 1999 Vol. 31 pp. 297-324.
- P. Doherty, D. Igoe, G. Murphy, K. Gavin, J. Preston, C. McAVOY, et al., Field validation of fibre Bragg grating sensors for measuring strain on driven steel piles // Géotech. Lett. – 2015 – pp. 74–79
- 11. Самарский А.А., Вабищевич П.Н. Вычислительная тепло передача. //М., Едиториал УРСС, 2003, 784 с.
- 12. Bronfenbrener, L., Non-equilibrium crystallization in porous media: Numerical solution //Cold region scince and technology 2013 vol/ 85 137-149

ВЛИЯНИЕ УПРУГОПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ РАСТЯЖЕНИЕМ И КРУЧЕНИЕМ НА СТРУКТУРУ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛА РАЗЛИЧНЫХ ЗОН СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ВЫСОКОПРОЧНОЙ ТРУБНОЙ СТАЛИ

<u>Е.А. Путилова</u>, С.М. Задворкин, Э.С. Горкунов

Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург tuevaevgenya@mail.ru

Аннотация. В работе приведены результаты исследований микроструктуры, механических и магнитных свойств металла различных зон сварных соединений (основного металла, материала околошовной зоны (ОШЗ) и материала шва) высокопрочной трубной стали, изготовленной по технологии контролируемой прокатки, класса прочности X80. Исследовано влияние различных схем нагружения на магнитных характеристики металла из всех трех зон сварных соединений. Установлены магнитные параметры, однозначно характеризующие изменение напряженно-деформированного состояния отдельных зон сварного соединения в определенном диапазоне приложенных напряжений.

Исследования выполнены в рамках стипендии Президента РФ молодым ученым и аспирантам СП-150.2018.1. При выполнении работы использовано оборудование ЦКП «Пластометрия».

Введение

Хорошо известно, что чаще всего очагами разрушения металлоконструкций, в том числе магистральных трубопроводов, являются именно сварные соединения. Нарушение прочности сварных соединений трубопроводов происходит, во-первых, из-за дефектов, которые могут возникнуть в процессе сварки вследствие различных отклонений от установленных норм и технических требований, и, во-вторых, из-за действия напряжений, как остаточных, так и эксплуатационных [1, 2].

Как правило, в сварных конструкциях выделяют несколько зон, в основном это: основной металл, шов и околошовную зону (ОШЗ). Отличие в структурном состоянии, а также уровне физико-механических свойств и остаточных напряжений в металлах различных зон сварного соединения определяют тот факт, что в процессе изготовления и эксплуатации материал различных участков сварных конструкций будет по-разному реагировать на действие приложенных нагрузок. В связи с этим разработка методов оценки изменений напряженно-деформированного состояния в различных зонах сварных стальных конструкций на стадиях их изготовления и эксплуатации является актуальной задачей неразрушающего контроля. Первый этап при решении этой проблемы заключается в определении физических параметров, однозначно характеризующих изменение структурного и напряженно-деформированного состояния отдельных зон сварного соединения соединения (шва, околошовной зоны, основного металла).

В данной работе исследовали структуру и физико-механические свойства различных зон сварных соединений стали класса прочности X80 в условиях действия приложенных нагрузок с целью определения возможности использования магнитных методов для оценки изменений, происходящих в материале сварных труб большого диаметра в процессе изготовления и эксплуатации.

Результаты и их обсуждение

Исследования проводили на образцах, вырезанных вдоль направления прокатки, т.е. вдоль шва, из различных зон (основного металла, материала ОШЗ и шва) сварных прямошовных труб стали контролируемой прокатки класса прочности X80 (по стандарту API). Образцы из материала ОШЗ вырезали на расстоянии около 10 мм от сварного шва.

Структура основного металла представляет собой смесь мелкого квазиполигонального феррита, игольчатого и глобулярного бейнита (см. рис. 1а). Как показано в работе [3], для создания стали с такой морфологией должно быть сформировано мелкое аустенитное зерно, что достигается микродобавками ниобия, ванадия и титана. Эти элементы образуют карбиды, способствующие дисперсионному упрочнению стали [4]. Для сталей классов прочности X80-X100 характерна мелкодисперсная бейнитная (феррито-бейнитная) структура [4], которая позволяет достигать высокой прочности и хорошей хладостойкости даже для больших толщин проката. Для материала ОШЗ характерно наличие зоны более крупного зерна. Помимо реечного бейнита, в структуре имеются выделения игольчатого и глобулярного бейнита. Материал шва (рис. 1в) характеризуется большей дисперсностью по сравнению с основным металлом и материалом ОШЗ, и имеет такие составляющие как игольчатый бейнит, феррит и мартенсито-аустенитную составляющую. Ввиду большей дисперсности и отличий в химическом составе материала шва исследованной стали твердость превышает значения твердости основного металла и материала ОШЗ (см. табл. 2).



Рис. 1. Микроструктура стали класса прочности X80: *а* –основной металл; *б* – материал ОШЗ; *в* – металл шва. Увеличение 1500.

В табл. 1 приведены механические и магнитные характеристики металла различных зон сварных труб. Предел текучести $\sigma_{0,2}$ и временное сопротивление σ_B металла шва почти на 10 % выше, чем аналогичные характеристики основного металла. Отношение $\sigma_{0,2}/\sigma_B$, характеризующее способность материала к деформационному упрочнению, обычно задается нормативной документацией на материал. Различные зоны трубы из стали класса прочности X80 обладают практически одинаковым значением $\sigma_{0,2}/\sigma_B$, что говорит о равнопрочности сварного соединения у этого материала.

Таблица 1

Механические и магнитные свойства металла из различных зон сварных труб большого диаметра классов прочности X70 и X80

Зона соединения	σ _{0.2} , МПа	σ _в , МПа	δ, %	σ _{0.2} /σ Β	HV _{0,05}	<i>H</i> с, А/см	<i>В</i> г, Тл	µ _{мак} с	<i>М</i> _{макс} , кА/см
Основной металл	595	650	14,7	0,91	260	7,1	1,125	744	16,24
Металл шва	640	710	14,8	0,90	320	10,6	1,063	544	15,76
Металл ОШЗ	600	680	14,2	0,88	235	7,1	1,127	760	16,32

На рис. 2 приведены полевые зависимости дифференциальной магнитной проницаемости материала отдельных зон сварного соединения исследованной стали. Поля пиков от материала ОШЗ и основного металла совпадают, поскольку они обладают практически равными прочностными свойствами, и значения их коэрцитивных сил совпадают. Пик на полевой зависимости дифференциальной магнитной проницаемости, соответствующий материалу шва, лежит в более сильных полях, возможно, ввиду большей легированности и дисперсности структуры этого материала. Таким образом, применение полевых зависимостей позволяет получить информацию о состоянии отдельных компонентов сварного соединения, в то время как при измерении коэрцитивной силы мы получаем интегральную характеристику со всего анализируемого объема.



Рис.2. Полевые зависимости дифференциальной магнитной проницаемости материала из различных зон сварных соединений стали класса прочности X80. Пунктирная линия соответствует значениям коэрцитивных сил отдельных зон сварного соединения.

Зависимости величин коэрцитивной силы H_c , остаточной индукции B_r и максимальной магнитной проницаемости μ_{max} от нормальных и касательных напряжений для всех исследованных образцов приведены на рис. 3. Как видно из рис. За значения магнитных характеристик материалов околошовной зоны и основного металла находятся приблизительно на одном уровне. Значения коэрцитивной силы металла шва, как в исходном состоянии, так и во всем диапазоне приложенных напряжений превышают значения коэрцитивных сил для основного металла и материала ОШЗ. Возможно, это обусловлено большей дисперсностью структурных составляющих зоны шва в сварном соединении.

На зависимостях $H_c(\sigma)$, $B_r(\sigma)$ и $\mu_{max}(\sigma)$ всех исследованных образцов наблюдаются экстремумы в районе $\sigma = 150-250$ МПа. Полученную в эксперименте немонотонную зависимость $H_c(\sigma)$, $B_r(\sigma)$ и $\mu_{max}(\sigma)$ в упругой области можно представить как результат действия целого ряда факторов. В частности, растяжение образцов в упругой области приводит к формированию магнитной текстуры напряжений, получившей также название наведенной магнитной анизотропии [5]. Подробно данное явление описано в работе [6]. Таким образом, исследованные магнитные характеристики всех исследованных материалов однозначно изменяются при значениях нормальных напряжений в диапазоне от -200 МПа до +200 МПа, и эти параметры можно использовать при магнитном контроле нормальных напряжений и упругих деформаций в магистральных трубопроводах. Следует отметить, что установленный диапазон приложенных напряжений в несколько раз превышает рабочее давление для современных трубопроводов, которое согласно [7] составляет 10-15 МПа.

На рис. Зб приведено изменение магнитных характеристик основного металла, материала шва и ОШЗ обеих сталей под действием касательных напряжений.



Рис.3. Зависимость магнитных характеристик основного металла (■), материала шва (▲) и ОШЗ (○) от нормальных (а) и касательных (б) напряжений

С увеличением приложенных касательных напряжений значения коэрцитивной силы материалов всех исследованных образцов изменяются в пределах погрешности. Исключение составляет лишь значения коэрцитивной силы образца, вырезанного из шва трубы из стали класса прочности X80 – наблюдается небольшое увеличение значений H_c во всем интервале приложенных напряжений.

Из сравнения рис. За и 36 следует, что, во-первых, касательные напряжения слабее, чем нормальные напряжения, влияют на магнитные характеристики исследованных материалов. А, во-вторых, в случае действия касательных напряжений магнитные характеристики исследованной стали изменяются однозначно во всех диапазоне приложенных нагрузок. Это, возможно, объясняется тем, что при кручении, в отличие от растяжения и сжатия, в материале одновременно формируются два типа магнитной текстуры [5]: 1 - типа ось легкого намагничивания, которая совпадает с направлением приложения нагрузки и облегчает намагничивание вдоль оси образца; 2 - типа плоскость легкого намагничивания, которая перпендикулярна оси образца и затрудняет намагничивание вдоль оси образца. Под действием нормальных напряжений создаются условия для формирования только одного типа магнитной текстуры - типа ось легкого намагничивания.

Заключение

Структура основного металла исследованной стали состоит из феррита, перлита и бейнита. Для структуры основного металла характерно наличие небольшой строчечности перлитных колоний. Структура ОШЗ представляет собой смесь феррита, бейнита и мартенситно-аустенитной составляющей. Материала шва обладает большей дисперсностью по сравнению с основным металлом и материалом ОШЗ, и имеет такие составляющие как игольчатый бейнит, феррит и мартенсито-аустенитную составляющую. В связи с этим твердость материала шва для обеих сталей выше, чем основного металла и материала ОШЗ.

В диапазоне приложенных нормальных напряжений от -200 до 200 МПа наблюдается однозначный характер изменения магнитных характеристик всех трех зон сварного соединения исследованной стали, что позволяет использовать H_c , B_r и μ_{max} в качестве параметров при оценке величин напряжений растяжения и сжатия. Касательные напряжения слабее, чем нормальные напряжения, влияют на магнитные характеристики исследованных материалов.

- 1. Слепцов О.И., Лыглаев А.В., Большаков А.М., Синцов С.А. Диагностика и безопасность стареющих больших механических систем, эксплуатирующихся в условиях крайнего севера: проблемы и пути решения // Дефектоскопия, 2008, № 6, с. 31-41.
- 2. Пояркова Е.В. К вопросу о решении проблемы повышения надежности оборудования нефтегазовой отрасли на основании контроля качества сварных соединений // Нефтегазовое дело, 2008, Т. 6, № 1, с. 278-283. Р.М. Кашаев, М.И. Нагимов, А.М. Хуснуллин // Физика и механика материалов, 2017. № 33, с. 97-103.
- 3. Рыбин В.В., Хлусова В.И., Нестерова Е.В., Михайлов М.С. Формирование структуры и свойств низкоуглеродистой низколегированной стали при термомеханической обработке с ускоренным охлаждением // Вопросы материаловедения, 2007, №4 (52), с. 329-340.В.В. Рыбин. Большие пластические деформации и разрушение металлов. М.: Металлургия, 1986. 224 с.
- 4. Рыбин В.В., Малышевский В.А., Хлусова Е.И., Орлов В.В., Шахпазов Е.Х., Морозов Ю.Д., Настич С.Ю., Матросов М.Ю. Высокопрочные стали для магистральных трубопроводов // Вопросы материаловедения, 2009, №3 (59), с. 127-137.
- 5. Вонсовский С.В., Шур Я.С. Ферромагнетизм. Л.: ОГИЗ, 1948. 816 с.
- Горкунов Э.С., Субачев Ю.В., Поволоцкая А.М., Задворкин С.М. Влияние упругой одноосной деформации среднеуглеродистой стали на ее магнитострикцию в продольном и поперечном направлении // Дефектоскопия, 2013, №10, с. 40-52.
- 7. Кушнарев А.В., Шеховцов Е.В., Капустина Е.С., Ремиго С.А., Костенко И.В. Разработка и освоение технологии производства трубных сталей классов прочности X70 и X80 // Сталь, 2008, №6, с. 71-72.

ВАРИАЦИОННЫЙ ПОДХОД К ЗАДАЧЕ О СКЛЕЙКИ УПРУГИХ ТЕЛ

<u>Е.М. Рудой</u>^{1,2}, А.И. Фурцев¹

¹Институт гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН, Новосибирск ²Новосибирский государственный университет, Новосибирск rem@hydro.nsc..ru

Аннотация. В работе рассматривается плоская задача теории упругости о равновесии двух упругих тел, склеенных друг с другом на части их общей границы. На оставшейся части имеется трещина отслоения, на берегах которой задаются условия непроникания и трения. Тела находятся в равновесии под действием сил, приложенных к внешним границам тел. В работе проводится комплексное исследование задачи: обоснование корректности соответствующей математической модели, исследование качественных свойств решения, построение численного алгоритма решения и проведение численных экспериментов.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 19-51-50004.

В рамках двухмерной теории упругости рассматривается задача о равновесии двух упругих тел, склеенных друг с другом вдоль некоторой линии. Предполагается, что имеется трещина отслоения, лежащая на линии склейки. Тела находятся в равновесии под действие усилий, приложенных к частям их внешних границ.

Основная цель работы провести всестороннее исследовании задачи о склейки тел, а именно, построить математическую модель, адекватно описывающую поведение тел и учитывающую наличие трещины отслоения, вывести полную систему граничных условий и дать им механическую интерпретацию, вывести формулу Гриффитса и построить аналог инвариантного интеграла Черепанова-Райса, построить численных алгоритм решения задачи и обосновать его сходимость, провести численные эксперименты, подтверждающие эффективность численного метода решения.

Для задач о склейке тел важным является моделирование взаимодействия тел друг с другом через слой сцепления (adhesive layer). Как правило, основная цель в таких задачах осуществить предельных переход при стремлении толщины слоя к нулю. В случае линейных краевых условий такие задачи хорошо изучены как с математической точки зрения, так и с механической. Отметим работу [1], в которой показано, что существует семь различных условий в зависимости от свойств слоя сцепления.

В настоящей работе мы используем «spring type interface» модель, чтобы описать взаимодействие склеенных тел. При моделировании такого взаимодействия, налагая лишь линейные краевые условия, могут возникать нежелательные эффекты такие, как взаимное проникание тел друг в друга. Чтобы исключить такие нефизические явления, на интерфейсе взаимодействия мы задаем условия одностороннего ограничения на перемещения тел. Такие условия носят название условий непроникания и описываются в виде системы равенств и неравенств. В дополнение на трещине задается условие трение Треска. В результате этого рассматриваемая модель становится нелинейной и, кроме того, пятно возможного контакта берегов трещины заранее не известно.

Для формулировки задачи равновесия используется вариационный подход. А именно, задача ставится в виде задачи о минимизации функционала энергии на множестве допустимых перемещений, функции которого удовлетворяют условию непроникания на трещине. В силу дифференцируемости по Гато функционала энергии задача минимизации эквивалентна некоторому вариационному неравенству, из которого выводятся дифференциальные уравнению и краевые условия, которым удовлетворяет решение задачи равновесия. Для вывода аналога формулы Гриффиста и инвариантного интеграла Черепанова-Райса используется техника, предложенная в [2] и развитая в работах [3,4]. Данная техника основана на анализе чувствительности функционала энергии к изменению формы области, в частности, длины трещины.

Наконец, для того, чтобы построить численный алгоритм решения задачи о равновесии используется два подхода: метод декомпозиции области (см., например, [5,6]) и алгоритм Удзавы (см. [7]).

На представленных ниже рисунках приведены примеры численного моделирования равновесия двух упругих тел, склеенных друг с другом. При этом в середине слоя взаимодействия имеется трещина [-0.5:0.5]. Считается, что тела являются однородными и изотропными с разными материальными постоянными. Поверхностные усилия выбраны таким образом, чтобы обеспечить контакт берегов трещины в окрестности ее правого конца. На рисунке 1 представлены деформированные тела в Лагранжевых координатах и распределение напряжений фон Мизеса. На рисунке 2 изображен график нормальных (по отношению к интерфейсу склейки) перемещений.





Рис.1. Частичный контакт берегов трещины

Для того, чтобы подчеркнуть важность условия непроникания вдоль всего интерфейса склейки, на рисунке 3 изображены деформированные тела с распределением напряжений фон Мизеса (слева) и график скачка нормальных перемещений (справа). Видно, что в этом случае тела проникают друг в друга не только вдоль трещины, но и вдоль всего интерфейса склейки, что с физической точки зрения противоречиво.



Рис. 3. Деформированные тела и график нормальных перемещений при отсутствии условия непроникания

- 1. Y. Benveniste, T. Miloh. // Mech Mater. 2001. V. 33. P. 309-323.
- 2. A.M. Khludnev, J.Sokolowski. The Griffith formula and the Rice-Cherepanov integral for crack problems with unilateral conditions in nonsmooth domains // Eur. J. Appl. Math. 1999. V. 10. P. 379-394.
- 3. E.M. Rudoi. Invariant integrals in a planar problem of elasticity theory for bodies with rigid inclusions and cracks // J. Appl. Ind. Math. V. 6. P. 371-380.
- 4. A.M. Khludnev. On modeling elastic bodies with defects // Sib. Elektron. Mat. Izv. V. 15. P. 153-166.
- 5. E.M. Rudoy. Numerical solution of an equilibrium problem for an elastic body with a thin delaminated rigid inclusion // J. Appl. Ind. Math. V. 10. P. 264-276.
- 6. A. Quarteroni, A. Valli. Domain decomposition methods for partial differential equations. Clarendon Press, 1999.
- 7. K. Ito, K. Kunisch. Lagrange multiplier approach to variational problems and applications. SIAM, 2008.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УГЛЕРОДНЫХ АЛМАЗОПОДОБНЫХ ФАЗ НА ОСНОВЕ АЛЛОТРОПОВ УГЛЕРОДА

<u>Л.Х. Рысаева</u>, Ю.А. Баимова

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа lesya813rys@gmail.com

Аннотация. Изменение структуры и свойств алмазоподобных фаз представляет большой интерес, поскольку они имеют широкий спектр применений. В данной работе поведение устойчивых углеродных алмазоподобных фаз изучается методом молекулярной динамики. Для примера рассмотрено три фазы (СА3, ТА3 и LА3). Структурные превращения при гидростатическом растяжении и сжатии изучаются, чтобы объяснить механизмы деформирования, а также найдены критические напряжения и описано влияние температуры на деформацию. Работа выполнена при поддержке гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых - докторов наук (МД-1651.2018.2).

Введение

Углерод существует во множестве модификаций с очень разнообразными физическими свойствами. Такое разнообразие обусловлено способностью углерода образовывать химические связи разного типа. Один из хорошо известных аллотропов углерода – алмаз, который нашел широкое применение на практике. Помимо алмаза с развитием методов химического синтеза были обнаружены и другие, близкие по строению структуры. Алмазоподобный углерод не имеет уникального состава, а состоит из смеси аморфной и кристаллической фаз. [1-3]. Его свойства значительно варьируются в зависимости от условий нанесения. Алмазоподобные структуры (пленки) производятся различными методами, в том числе двухлучевой метод, ионно-лучевое покрытие, одновременное распыление и процесс химического осаждения из паровой фазы (CVD), а также методом магнетронного распыления. Алмазоподобные структуры содержат атомы углерода в различных координациях. В чистом алмазе присутствуют тетрагонально скоординированные атомы углерода sp^3 , а также тригональная координация sp^2 , обнаруженная в графите, и, возможно, некоторые sp-координированные атомы. Также могут содержать микрокристаллический алмаз и графит, и неупорядоченную структуру, содержащую смесь конфигураций. Также широко исследуются последнее десятилетие алмазоподобные фазы, которые могут иметь широкое применение. Углеродные алмазоподобные фазы (УАФ) – это структуры, содержащие sp³координированные атомы углерода [4]. УАФ уже были получены экспериментально, например, лонсдейлит, кубический фуллерит С₂₄ и продолжает расти число теоретически предсказанных алмазоподобных фаз, получение которых станет возможно с развитием методов синтеза.

В настоящей работе исследуются механические свойства углеродные алмазоподобные фазы (УАФ) на основе фуллереноподобных молекул (фуллераны), нанотрубок (тубуланы) и листов графена посредством гидростатического давления (растяжения и сжатия).

Методы исследования и результаты

Исследование проводилось методом молекулярной динамики с помощью свободно распространяемого пакета моделирования LAMMPS, где взаимодействие атомов описывается потенциалом межатомного взаимодействия AIREBO. Данный потенциал основан на потенциале Терцоффа с включением специальных дополнений, позволяющих учитывать больше структурных особенностей. Расчетные ячейки создавались специально разработанной программой для комбинирования элементарных ячеек в объемную структуру. Все исследования проводились при двух температурах (1 и 300 К). Постоянство температур поддерживалось с помощью термостата Носе-Хувера. В начальный момент структура УАФ была релаксирована до достижения состояния с минимальной энергией. После чего был проведен расчет модулей податливости *s*_{ij} и жесткости *c*_{ij} [5]. Для изучения механических свойств выбираются устойчивые конфигурации на основе трех критериев: релаксационная устойчивыми среди фуллеранов являются шесть фаз (СА2, СА3, СА7, СА8, СА9 и CB), среди тубуланов – шесть (ТА1, ТА3, ТА5, ТА6, ТА8 и ТВ), и среди УАФ на основе листов графена – два (LA3 и LA6). На рисунке 1 представлен пример устойчивых конфигураций УАФ. Далее к фазам было приложено гидростатическое давление (сжатие и растяжение).



Рис.1. Пример устойчивых конфигураций УАФ.

Для примера рассмотрим фуллеран CA3, деформационное поведение которого отражает поведение и других фаз. Для изучения деформационного поведения устойчивых УАФ было приложено гидростатическое сжатие и растяжение при двух температурах 1 и 300 К.

На рисунке 2 представлен график зависимости гидростатического давления от напряжения для фазы САЗ при сжатии (а) и растяжении (б). Численный эксперимент показал, что УАФы могут быть сжаты до плотностей близких к плотности алмаза [6]. Интересно, что фаза САЗ выдерживает самый высокий уровень давления при самом низком критическом напряжении (p = 120 ГПа и $\Box = \sim 0,068$) среди всех фуллеранов. У фазы наблюдается небольшое плато на кривой, которое появляется при переходе структуры в аморфное состояние и данное явление можно наблюдается три области: упругая деформация (до $\Box = 0,009$), не упругая деформация ($\Box = 0,06$), после $\Box = 0,06$ происходит изменение схемы деформации с последующим разрывом ковалентных связей в структуре. Температура не вносит заметных изменений в ход кривых.



Рис. 2. Гидростатическое давление как функция деформации для фазы САЗ при *T* =1 К (серая сплошная кривая) и *T* = 300 К (черная кривая) при сжатии (а) и растяжении (б).

Механизмы деформирования были проанализированы на каждом этапе. На рисунке За показан структурный элемент с анализируемыми углами и связями, на рисунке Зб и в представлена зависимость изменения длин связей и углов от времени деформирования. Основными связями, характеризующими фазу САЗ являются a_1 , a_2 и a_3 . Как видно по графику основной вклад в деформирование вносит связь a_1 , которая изменяется во всем процессе деформирования, в то время как a_2 и a_3 имеют малое изменение. Углы между связями практически не изменяются до времени 12 пс, когда происходит смена механизма деформации. Все четыре угла постепенно возвращаются к своим начальным значениям, что неизбежно приводит к переходу в нестабильное состояние и разрушению структуры.

Поведение других устойчивых УАФ при гидростатическом растяжении или сжатии происходит аналогичным образом и будет зависеть от морфологических особенностей каждой фазы. Механизмы растяжения в основном отличаются сменой ключевой растягивающейся связи или включением дополнительных связей и валентных углов. При сжатии обнаружено, что не все структуры переходят в аморфное состояние даже при больших деформациях, однако в основном аморфизация – это типичное явление.



Рис. 3. (a) Обозначение анализируемых связей и углов на структурном элементе САЗ при гидростатическом растяжении. (б) длины межатомных связей и (в) значения углов как функция времени.

Выводы

Методом молекулярно-динамического моделирования было изучено деформационное поведение углеродных алмазоподобных фаз на основе фуллереноподобных молекул, нанотрубок и листов графена. Численный эксперимент показал, что некоторые устойчивые фазы УАФ могут быть гидростатически сжаты до плотностей близких к плотности алмаза. Было выявлено, что фазы деформируются аналогичным образом за счет изменения длин связей и углов в зависимости от морфологических особенностей той или иной фазы. Получены новые закономерности деформирования и выявлены основные структурные механизмы деформации, найдены критические напряжения и показано влияние температуры на деформирование фаз.

- 1. M. Esser, A.A. Esser, D.M. Proserpio, R. Dronskowski // Carbon.2017. V. 121. P. 154–162.
- 2. K.A. Krylova, Yu.A. Baimova, S.V. Dmitriev, R.R. Mulyukov // Phys.Solid State. 2016.V. 58. P. 394–401.
- 3. K. Bewilogua, D. Hofmann // Surf. Coat. Technol. 2014. V. 242. P. 214–225.
- В.А. Грешняков, Е.А. Беленков, В.М. Березин Кристаллическая структура и свойства углеродных алмазоподобных фаз Челябинск: ЮУрГУ, 2012 150с.
- 5. D.S. Lisovenko, Yu.A. Baimova, L.Kh. Rysaeva, V.A. Gorodtsov, S.V. Dmitriev // Phys. Solid State. 2017.V. 59. P. 820–828.
- 6. J. A. Baimova, L. Kh. Rysaeva, A.I. Rudskoy. // Diamond and Related Materials. 2018. V.81. P. 154-160

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА АМГ6 ПРИ УДАРНО-ВОЛНОВОМ НАГРУЖЕНИИ

<u>Н.В. Савельева</u>

¹Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь saveleva@icmm.ru

Аннотация. Работа посвящена изучению поведения алюминиевого сплава АМг6 при ударно-волновом нагружении применительно к эффектам, определяющим механизмы формирования упругопластического фронта, а также особенностям откольного разрушения сплава при различных скоростях деформирования. Проведена серия численных расчетов, которая позволила оценить затухание упругого предвестника и изменение откольной прочности при росте скорости деформации.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 17-01-00867.

Введение

В настоящее время процессы, протекающие при ударно-волновых воздействиях, являются объектом интенсивного изучения. Исследование высокоскоростного деформирования и откольного разрушения является задачей, решение которой позволит установить связи механизмов структурной релаксации, обусловленных многомасштабной кинетикой развития дефектов, с особенностями упругопластических переходов, включая выделение и релаксацию упругого предвестника, формирование пластических фронтов и стадийность развития разрушения, определенные взаимодействием волн сжатия и разрежения.

Целью данной работы является математическое моделирование поведения алюминиевого сплава AlMg6 в условиях высоких скоростей воздействия, построение профилей скорости свободной поверхности, определение амплитуды упругого предвестника и откольной прочности материалов в условиях ударноволнового нагружения.

Результаты математического моделирования

В данной работе математическое моделирование проводилось на основе статистикотермодинамического подхода [1], который описывает эволюцию среды с дефектами. В рамках данного подхода были сформулированы уравнения связи релаксационных свойств и накопления поврежденности материала в ходе деформирования [2]. В работе численно решается задача высокоскоростного соударения плоских образцов, исследуется процесс релаксации упругого предвестника, изменение величины откольной прочности. Идентификация параметров модели проведена по результатам испытаний в широком интервале скоростей деформации [2]. Для верификации модели численные расчеты сравниваются с экспериментальными данными ударно-волнового нагружения.

На рисунке 1 показано сравнение результатов математического моделирования и данных экспериментов [3]. Профили демонстрируют расщепление ударной волны на упругий предвестник и пластический фронт. В волне разгрузки происходит разрушение, которое сопровождается откольным импульсом и реверберацией волн в откольной пластине. На рисунке 2 показана зависимость динамического предела упругости от толщины образца, которая позволяет оценить релаксацию упругого предвестника.



Рис. 1. Скорость свободной поверхности образца АМг6 толщиной 5 мм. Синяя линия – эксперимент [3], красная линия – численный расчет



Рис. 2. Зависимость динамического предела упругости от толщины образца. 1 – АМг6М [4]; 2 – нагружение алюминиевым ударником со скоростью 660 ± 60 m/s (эксперимент); 3 – нагружение медным ударником со скоростью 350±5 m/s (эксперимент) [3]; сплошная линия – аппроксимационная кривая σ_{HEL}=0.23546exp(-h/3.05235)+0.34961; 4 – численный расчет АМг6

Измерения прочностных характеристик данного сплава, выполненные в работе, основаны на анализе эволюции ударной волны при ее распространении по образцу. Профили скорости свободной поверхности [3] позволяют оценить величину динамической прочности материалов, соответствующей условиям зарождения откольной трещины в зоне локализации поврежденности при взаимодействии волн разрежения. На рисунке 3 показана зависимость откольной прочности от скорости деформации.



Рис. 3. Зависимость откольной прочности сплавов алюминий-магний от скорости деформации, 1 – эксперимент АМг6 (сплошная) [3], 2 – эксперимент АМг6М (штриховая) [4,5], 3 – численный расчет АМг6

Заключение

В работе проведено теоретическое исследование упругопластических свойств и откольной прочности алюминиевого сплава АМгб. С использованием экспериментальных данных [3], верифицирована модель поведения материала при высокоскоростном нагружении и показано удовлетворительное соответствие численного расчета и эксперимента. Проведено моделирование релаксации упругого предвестника, подтверждено предположение об экспоненциальной природе релаксационных процессов в металлических материалах. Проведенные исследования показали, что алюминиевый сплав АМгб демонстрирует нетипичное для металлов поведение при разрушении, откольная прочность слабо зависит от скорости деформирования, показан ее слабый рост, что соответствует результатам эксперимента.

- 1. О.Б. Наймарк // Физ. мезомех. 2003. Т. 6, № 4. С.45-72.
- 2. N. Saveleva, Yu. Bayandin, O. Naimark // AIP Conference Proceedings. 2016. V.1785. P.040058.
- Н.В. Савельева, Ю.В. Баяндин, А.С. Савиных, Г.В. Гаркушин, С.В. Разоренов, О.Б. Наймарк // Письма в ЖТФ. 2018. Т.44, Вып. 18. С. 39-46.
- 4. С.В. Разоренов, Г.И. Канель, В.Е. Фортов // Физика металлов и металловедение. 2003. Т. 95, №. 6. С. 91-96.
- 5. Г.И. Канель, С.В. Разоренов, В.Е. Фортов // Прикладная механика и техническая физика. 1984. №5. С. 60-64.

О ВЛИЯНИИ УПРОЧНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ НА КОЭФФИЦИЕНТ ИНТЕНСИВНОСТИ НАПРЯЖЕНИЙ

В.П. Сазанов, В.А. Кирпичёв, О.Ю. Семёнова, Н.А. Сургутанов

Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королёва (Самарский университет), Самара sazanov.vp@ssau.ru

Аннотация. Для оценки влияния различных методов поверхностного упрочнения на сопротивление усталости деталей необходимо знать не только величину сжимающих остаточных напряжений на поверхности, но и распределение этих напряжений по толщине упрочнённого поверхностного слоя. Используя конечно-элементное моделирование, проведены расчёты для различных вариантов распределения первоначальных деформаций, заданных в виде алгебраических функций. В исследовании были определены закономерности изменения коэффициента интенсивности напряжений с увеличением глубины усталостной трещины в упрочнённых деталях при различных вариантах распределения первоначальных деформаций.

Ключевые слова: коэффициент интенсивности напряжений, поверхностное упрочнение, детали с концентраторами напряжений.

В работе [1] рассматривается пример использования математического моделирования первоначальных деформаций в образах-свидетелях в виде алгебраических функций, соответствующих различным режимам упрочнения. Применение такого моделирования обеспечивает практически все возможные случаи характера изменения остаточных напряжений в упрочнённом поверхностном слое деталей. Алгебраические выражения различных вариантов распределения первоначальных деформаций $f(\zeta)$ приведены в таблице 1, а их графики – на рисунке 1.

Таблица 1. Варианты распределения первоначальных деформаций по

толщине

упрочнённого поверхностного слоя деталей

Вариант	1	2	3	4	5	6	7	8	9
$f(\xi)$	$1 - \sqrt{1 - \xi^2}$	ξ^2	μÇ	$1 - (1 - \xi)^2$	$2\xi\sqrt{1-\xi^2}$	$(1-\xi)^2$	$1 - \xi^2$	$1-\xi$	$\sqrt{1-\xi^2}$

Выражение для первоначальных деформаций записывается в виде

$$\varepsilon(\xi) = \varepsilon_0 f(\xi)$$
,

(1)

где ε_0 – постоянная величина деформации; $f(\xi)$ – алгебраическая функция; $\xi = y/a$ – расстояние от поверхности детали до текущего слоя, выраженное в долях от толщины а Величина ξ упрочнённого слоя.

изменяется в пределах



от 0 до 1.

Рисунок 1 – Графики функции $f(\zeta)$: номера кривых соответствуют вариантам таблицы 1

Функции 1–5 распределения первоначальных деформаций (рисунок 1 и таблица 1) соответствуют обработке деталей поверхностным пластическим деформированием с интенсивными режимами упрочнения и обработке деталей из материалов с низкой температуропроводностью, когда наблюдается спад сжимающих остаточных напряжений к поверхности, то есть имеет место случай подповерхностного максимума напряжений. Такие эпюры остаточных напряжений реализуются, например, при обкатке роликом с большими усилиями накатывания [2].

Упрочнение деталей на более «мягких» режимах, а также упрочнение деталей из материалов с высокой температуропроводностью приводит к распределению остаточных напряжений, соответствующих функциям 6-9, когда максимум напряжений находится на поверхности детали.

В данном исследовании, в соответствии со способом расчёта, описанном в работе [3], при помощи МКЭ-пакета ANSYS для сплошной цилинридческой детали диаметром D = 10 мм с надрезом R = 0,5 мм с полем остаточных напряжений были определены закономерности изменения коэффициента интенсивности напряжений K_i (индекс I обозначает тип разрушения - отрыв) при увеличении глубины усталостной трещины *t* (рисунок 2). Остаточные напряжений в конечно-элементную модель были введены при



помощи метода термоупругости [3]. Рассматривались первые 4 функции (таблица 1) распределения первоначальных деформаций по толщине упрочнённого поверхностного слоя деталей.

Рисунок 2 – Изменение к, при увеличении глубины трещины усталости в детали диаметром *D* = 10 мм с надрезом *R* = 0,5 мм для различных режимов упрочнения, соответствующих функциям 1 – 4 таблицы 1

Как видно из рисунка 2, закономерность изменения K_i при увеличении глубины трещины *t* не зависит от вида распределения первоначальных деформаций по толщине упрочнённого слоя, изменяется лишь уровень коэффициента интенсивности напряжений. Чем ниже уровень коэффициента интенсивности напряжений, тем значительнее сжимающие остаточные напряжения влияют на остановку развития усталостной трещины, а, следовательно, и на сопротивление усталости деталей машин с концентраторами напряжений.

- Сазанов, В.П. Математическое моделирование первоначальных деформаций в поверхностно упрочнённых деталях при выборе образца-свидетеля [Текст] / В.П. Сазанов, О.Ю. Семёнова, В.А. Кирпичёв, В.С. Вакулюк. – Весник УГАТУ. 2014 Т.18.№ 3(63).С. 1 – 7.
- 2. Сазанов В. П., Моделирование перераспределения остаточных напряжений в упрочнённых цилиндрических образцах при опережающем поверхностном пластическом деформировании [Текст] / В.П. Сазанов, А.В. Чирков, В.А. Самойлов, Ю.С. Ларионова. – Вестник СГАУ. 2011 № 3(27). Ч. 3 С. 171–174.
- Сургутанов, Н.А. Исследование влияния глубины трещины на коэффициент интенсивности напряжений в надрезанных и гладких пластинах [Текст] / Н.А. Сургутанов // Вестник Самарского Университета. – Т. 16. – №1. – Самара. 2017. – С. 176-185.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 С УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ И БИМОДАЛЬНОЙ СТРУКТУРАМИ ПРИ СТАТИЧЕСКОМ, ДИНАМИЧЕСКОМ И ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИЯХ

Э.В. Сафин¹, С.П. Малышева², Р.М. Галеев², А.Н. Ермоленко¹

¹Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа ²Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа edsafin@ufamail.ru

Аннотация. В работе исследовались механические свойства титанового сплава BT6 со стандартной равноосной микрокристаллической структурой (МК), однородной субмикрокристаллической структурой (СМК) и бимодальной субмикро-микрозеренной структурой при статическом, динамическом и циклическом нагружениях. Показано, что сплав с однородной СМК структурой обладает по сравнению с МК сплавом повышенной твердостью, прочностью и сопротивлением усталости, однако, ударная вязкость в сплаве с СМК структурой существенно ниже. Сплав с бимодальной структурой, который при сопоставимых с СМК состоянием характеристиках твердости, прочности и сопротивления усталости обладает заметно большей пластичностью и ударной вязкостью.

Введение

Формирование ультрамелкозернистых структур в полуфабрикатах из обычных конструкционных сталей и сплавов позволяет значительно повысить их прочность, сопротивление усталости, износостойкость. Однако практическое применение материалов со сверхмелким зерном сдерживает ряд недостатков, к которым следует отнести пониженную пластичность, термостабильность, ударную вязкость, циклическую трещиностойкость, повышенную чувствительность к концентраторам напряжений, а также порообразование при циклических нагрузках в зоне наибольших напряжений (приповерхностной зоне). В этой связи при выборе материала детали следует учитывать разнонаправленное изменение различных характеристик механических свойств при статическом, динамическом и циклическом нагружениях.

Результаты и их обсуждение

В работе исследовали двухфазный титановый сплав ВТ6 Для сравнения были использованы три состояния сплава: 1) субмикрокристаллическое (СМК) со средним размером зерен (фрагментов) 0,5 мкм [1, 2]; 2) бимодальное с субмикро-микрозеренной структурой, состоящей из матрицы со средним размером зерен (или их фрагментов) 0,8-1,5 мкм с включением в нее зерен α-фазы размером порядка 5 мкм; 3) микрокристаллическое (МК) со средним размером зерен α-фазы 5-15 мкм. Образцы с СМК структурой были изготовлены методом всесторонней изотермической ковки с постепенным понижением температуры от этапа к этапу. Образцы с бимодальной структурой были получены всесторонней ковкой при температуре И последующим отжигом. Образцы с МК структурой были получены горячей прокаткой при температуре и последующим рекристаллизационным отжигом. В таблице представлены механические свойства сплава ВТ6 в исследуемых состояниях. У сплава ВТ6 в состоянии 1 по сравнению с состоянием 3 наблюдается заметный рост характеристик прочности и твердости. Прочность сплава в состоянии 1 почти на 250 МПа выше прочности сплава в состоянии 3. Относительное удлинение в состоянии 1 ниже, чем в состоянии 3, но, с другой стороны, относительное сужение материала в состоянии 1 почти в 2 раза больше, чем состоянии 3. Однако ударная вязкость в состоянии 1 существенно ниже, хотя по параметру КСИ она остается в пределах требований технических условий к сплаву ВТ6 (КСU более 0,35). Наведение усталостной трещины (КСТ) снижает величину ударной вязкости во всех состояниях.

Состояние	σ _в , МПа	σ _{0,2} , МПа	δ, %	ψ,%,	Микротвердость по Виккерсу HV	КСU, МДж/м ²	КСТ, МДж/м ²	σ-1, МПа
Состояние 1 – СМК (0,5 мкм)	1302	1178	7,4	60,1	377,0	0,37	0,08	688
Состояние 2 - бимодальное (1,5 и 5 мкм)	1112	1089	19,4	55,3	362,0	0,38	0,15	720
Состояние 3 - МК (5-15 мкм)	1064	950	18,9	42,9	345,3	0,45	0,24	527

Таблица. Механические свойства сплава ВТ6 в исследуемых состояниях

Для решения вопроса повышения характеристик механических свойств сплава BT6 в CMK состоянии при ударном нагружении представляется перспективным применение сплава с бимодальной микроструктурой [3] в котором при повышенных показателях прочности сохраняются приемлемые характеристики пластичности и ударной вязкости [6]. Из таблицы видно, что сплав с бимодальной микроструктурой в состоянии 2 имеет микротвердость по Виккерсу 362 HV, что несколько ниже, чем в состоянии 1, но существенно выше, чем в состоянии 3. Прочность сплава с бимодальной микроструктурой при комнатной температуре выше, чем в МК состоянии 3 без потерь характеристик пластичности.

В бимодальном состоянии 2 микроструктура менее однородна, чем в СМК здесь имеются остатки непроработанных при ковке пластин α-фазы размером порядка 5 мкм и дисперсная смесь α- и β- фаз с размерами частиц фаз менее 1 мкм. Средний размер зерен в этом состоянии 1,5 мкм. С другой стороны в состоянии 2 наблюдаются фрагменты исходной пластинчатой микроструктуры, которые разбились на мелкие частицы преимущественно глобулярной формы, размером 1-2 мкм. Это обуславливает большую по сравнению с состоянием 1 неоднородность зеренно-субзеренной структуры, что может негативно влиять на механические свойства и сверхпластичность сплава [4]. Однако по сравнению с серийно применяемой технологией получаемая микроструктура заготовок для деталей машин будет более однородной, и будет иметь более высокие прочностные свойства.

Значения ударной вязкости сплава с бимодальной микроструктурой, полученные на образцах с Uобразным концентратором (KCU) чуть выше, чем у CMK образцов, а у образцов с наведенной усталостной трещиной (КСТ) значения значительно выше, чем в сплаве с однородной CMK микроструктурой, однако ниже, чем в MK состоянии. Причем разница в значениях ударной вязкости между бимодальным и MK состоянием также увеличивается с повышением остроты надреза. Одной из причин повышенной ударной вязкости является высокая объемная доля границ зерен и ламельный характер микроструктуры, которые являются барьерами для распространения трещин [5]. Наиболее очевидный способ увеличения области пластической деформации в вершине трещины и тем самым повышения работы, затрачиваемой на продвижение трещины, связан с отжигом материала, снимающим внутренние напряжения, но не приводящим к росту зерен.

Значение предела выносливости образцов с МК микроструктурой в состоянии 3 составило σ_{-1} = 527 МПа. Значение предела выносливости образцов с СМК микроструктурой в состоянии 1 – σ_{-1} = 688 МПа. То есть с повышением характеристик прочности отмечается повышение предела выносливости [2]. Расчетное значение предела выносливости для образцов с бимодальной микроструктурой (состояние 2) составило σ_{-1} = 720 МПа, что сопоставимо с СМК состояние 1. Здесь следует учесть, что испытания на усталость в бимодальном состоянии 2 проводились на базе N= 1×10⁷ циклов нагружения, а в состояниях 1 и 3 - на базе N= 2×10⁷ циклов.

Поэтому для изготовления высоконагруженных деталей машин, работающих при невысоких эксплуатационных температурах, рациональным будет применение титанового сплава BT6 в объемно упрочненном бимодальном состоянии с субмикро-микрозеренной микроструктурой.

Заключение

Проведенные многочисленные исследования показывают, что формирование субмикрокристаллической (СМК) микроструктуры со средним размером зерна менее 1 мкм в конструкционных сталях и сплавах позволяет значительно повысить их характеристики прочности и сопротивления усталости. Однако практическое применение таких материалов сдерживает ряд недостатков, к которым в первую очередь следует отнести пониженную термостабильность, ударную вязкость, циклическую трещиностойкость, повышенную чувствительность к концентраторам напряжений. На примере титанового сплава ВТ6 показано, что перспективным является формирование в сплаве бимодальной субмикро-микрозеренной микроструктуры, которая при повышенных показателях прочности и сопротивления усталости обеспечивает приемлемые характеристики пластичности и ударной вязкости. Актуальной является задача определения и обоснованного выбора рационального сочетания способов и режимов объемного и поверхностного упрочения титанового сплава ВТ6 по критериям повышения эксплуатационных свойств высоконагруженных деталей машин.

- 1. Г.А. Салищев, Р.М. Галеев, С.В. Жеребцов, А.М. Смыслов, Э.В. Сафин, М.М. Мышляев // Металлы. 1999. № 6. С. 84-87.
- 2. С.В. Жеребцов, Г.А. Салищев, Р.М. Галеев, А.М. Смыслов, Э.В. Сафин, М.М. Мышляев // Перспективные материалы. 1999. № 6. С. 16-22.
- 3. Г.А. Малыгин // Физика твердого тела. 2007. Т.49. № 6. С. 961-982.
- 4. Ю.Р. Колобов, Е.В. Голосов, И.В. Раточка // Вопросы материаловедения. 2008. № 2(54). С. 43-50.
- 5. В.В. Столяров // Металловедение и термическая обработка металлов. 2007. № 2. С. 13-16.
- 6. Э.В. Сафин, С.П. Малышева, Р.М. Галлеев // Письма о материалах. 2015. Т.5. №1(17). С. 94-96.

К ВОПРОСУ КОРРЕКТНОСТИ ЗАДАЧИ ИДЕНТИФИКАЦИИ ЗАКРЕПЛЕНИЙ ТРУБОПРОВОДА С НЕПРОТЕКАЮЩЕЙ ЖИДКОСТЬЮ

<u>Г.Ф. Сафина</u>¹, А.М. Ахтямов²

¹Нефтекамский филиал Башкирского государственного университета, Нефтекамск ²Башкирский государственный университет, Уфа safinagf@mail.ru

Аннотация. В представленной работе поставлена задача о корректности решения обратной задачи и получения алгоритма решения при известных приближенных значениях частот колебаний участка трубопровода с непротекающей жидкостью. Показана корректность решения обратной задачи по А.Н. Тихонову, для чего построен компакт, удовлетворяющий требуемым условиям корректности. При построении компакта учтены вид частотного уравнения прямой задачи и метод решения обратной задачи. Построен алгоритм решения задачи, основанный на выделении наибольшего по модулю минора матрицы системы из 9-ти уравнений и дальнейшем определении элементов матрицы коэффициентов краевых условий, лежащих в построенном множестве корректности по А.Н. Тихонову.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ и Правительства Республики Башкортостан в рамках научного проекта №17-41-020230-р_а

Введение

Решаемую в работе задачу можно отнести к исследованиям обратных задач спектральной теории дифференциальных операторов, например, [1]-[6]. В некоторых из них краевые условия или коэффициенты самих дифференциальных уравнений идентифицировались по нескольким спектрам частот [1]-[2], в других краевые условия восстанавливались по конечному числу собственных значений одного спектра частот [3]-[6]. Обратная задача отыскания краевых условий спектральной задачи для участка трубопровода при условии непротекания по ней жидкости впервые рассмотрена нами в работе [5]. В данной же работе с учетом практического определения частот колебаний с определенной погрешностью ставится вопрос о корректности решения обратной спектральной задачи. Исследуется и показывается корректность по А.Н. Тихонову с помощью построения соответствующего компакта и применения к решению проблемы соотношений Плюккера. Построено и показано приближенное решение обратной задачи.

Прямая и обратная спектральная задачи

Приведем краткие сведения по решениям прямой и обратной задач поперечных колебаний участка трубопровода с непротекающей жидкостью. Уравнение малых поперечных колебаний трубы с учетом несжимаемости жидкости можно представить в виде [5, 7]:

$$EI\frac{\partial^4 w}{\partial x^4} + (m+\overline{m})\frac{\partial^2 w}{\partial t^2} + 2\overline{m}V_0\frac{\partial^2 w}{\partial x\partial t} + \overline{m}\left(\frac{p_0}{\rho_0} + V_0^2\right)\frac{\partial^2 w}{\partial x^2} = 0,$$
(1)

в котором $I = \frac{\pi}{4}(r^4 - r_1^4)$, $m = \pi(r^2 - r_1^2)\rho$, $\overline{m} = \pi r_1^2 \rho_0$. Причем в (1): I – момент инерции трубчатого сечения,

El – жесткость трубы, p_0 – внутреннее давление, m и \overline{m} – массы трубы и жидкости, приходящиеся на единицу длины l трубы, r и r_1 – радиусы внешнего и внутреннего поперечного сечения, V_0 – скорость движения жидкости, ρ – плотность материала трубы, ρ_0 – плотность жидкости. В работе [7] при шарнирных опорах трубы и $V_0 \neq 0$ решение прямой задачи найдено приближенно по методу Бубнова-Галеркина.

В работе [5] рассмотрен другой подход к решению задачи: с помощью безразмерных переменных $\tilde{x} = x/l$, $\tilde{w} = w/l$, $\tilde{t} = t/\tau$ уравнение (1) сведено к виду

$$X^{(4)} + aX'' + 2bi\omega X' - \omega^2 X = 0,$$
⁽²⁾

коэффициенты которого выражаются через физические параметры трубы и жидкости.

Краевые условия, учитывающие заделку, свободное опирание, свободный конец, плавающую заделку, различные виды упругого закрепления, рассмотрены в виде [4, 5]:

$$U_1(X) = a_1 X(0) + a_4 X'''(0) = 0, \quad U_2(X) = a_2 X'(0) + a_3 X''(0) = 0,$$

$$U_3(X) = b_1 X(l) + b_4 X'''(l) = 0, \quad U_4(X) = b_2 X'(l) + b_3 X''(l) = 0.$$
(3)

В случае непротекания жидкости по трубопроводу в уравнении (2) коэффициент b = 0. Частотное уравнение задачи (2), (3) получено стандартно из условия равенства нулю характеристического определителя [4] $\Delta(\omega) = 0$. Обратная задача – задача восстановления краевых условий поставлена и решена в работе [7].

Введена в рассмотрение матрица

	a_1	0	0	a_4	0	0	0	0
<i>C</i> –	0	a_2	<i>a</i> ₃	0	0	0	0	0
C =	0	0	0	0	b_1	0	0	b_4
	0	0	0	0	0	b_2	b_3	0

состоящая из коэффициентов краевых условий (3), а также миноры этой матрицы M_{ijkl} , образованные из столбцов с номерами i, j, k, l. Тогда обратная задача: известны собственные значения ω_k спектральной задачи (2), (3), ранг матрицы C равен четырем, необходимо восстановить коэффициенты краевых условий (3).

Корректность обратной спектральной задачи

Поставим и исследуем вопрос о корректности обратной задачи. Для этого воспользуемся видом частотного уравнения, полученного при решении обратной задачи [5]:

$$\Delta(\omega_{k}) = x_{1}f_{1257}(\omega_{k}) + x_{2}f_{1268}(\omega_{k}) + x_{3}f_{1368}(\omega_{k}) + x_{4}f_{1278}(\omega_{k}) + x_{5}f_{1378}(\omega_{k}) + x_{6}f_{2478}(\omega_{k}) + (4) + x_{7}f_{1357}(\omega_{k}) + x_{8}f_{2468}(\omega_{k}) + x_{9}f_{1256}(\omega_{k}) + x_{10}f_{3478}(\omega_{k}) = 0,$$

rde $x_{1} = M_{1257} - M_{1356}, \quad x_{2} = M_{1268} - M_{2456}, \quad x_{3} = M_{1368} + M_{2457}, \quad x_{4} = M_{1278} + M_{3456},$
 $x_{5} = M_{1378} - M_{3457}, \quad x_{6} = M_{2478} - M_{3468}, \quad x_{7} = M_{1357}, \quad x_{8} = M_{2468}, \quad x_{9} = M_{1256}, \quad x_{10} = M_{3478}.$
(5)

Если мы знаем точные значения частот ω_k и при этом $rank \| f_{k_1k_2k_3k_4}(\omega_k) \|_{10\times 9} = 9$, то система уравнений (4) имеет единственное с точностью до постоянного множителя решение $x_1, x_2, ..., x_{10}$. По значениям (5) находятся (с точностью до эквивалентных) две матрицы *C*.

Отметим теперь, что на практике чаще всего собственные значения любой спектральной задачи определяются с некоторой погрешностью. Поэтому возникает задача приближенного восстановления краевых условий (3). Пусть собственные частоты ω_k известны лишь приближенно: $\omega_k \approx \mu_k$ (k = 1, 2, ..., 9). Подставив μ_k в (4), получим систему 9 уравнений от 10-и неизвестных x_1 , x_2 , ..., x_{10} , выраженных через миноры матрицы C. Задача решения системы уравнений (4) не будет корректной по Адамару, так как значения M_{ijkl} , найденные по искаженным μ_k , могут не являться минорами одной матрицы. Тогда по найденным приближенным минорам невозможно построить матрицу C и соответствующие краевые условия.

Известно, что числа M_{ijkl} являются минорами некоторой матрицы тогда и только тогда, когда выполняются соотношения Плюккера (квадратичные ρ -соотношения), которые в нашем случае для матрицы C примут вид:

$$\begin{split} M_{1278}M_{1256} &= M_{1257}M_{1268}, \quad M_{3456}M_{1256} &= M_{2456}M_{1356}, \quad M_{1357}M_{1256} &= M_{1356}M_{1257}, \\ M_{2468}M_{1256} &= M_{2456}M_{1268}, \quad M_{2468}M_{1256} &= M_{2456}M_{1257}, \quad M_{1368}M_{1256} &= M_{1356}M_{1257}, \\ M_{2478}M_{1256} &= M_{1278}M_{2456} &= M_{2457}M_{1268}, \quad M_{1378}M_{1256} &= M_{1356}M_{1278} &= M_{1357}M_{1268}, \\ M_{3457}M_{1256} &= M_{1356}M_{2457} &= M_{1357}M_{2456}, \quad M_{3468}M_{1256} &= M_{1356}M_{2468} &= M_{1368}M_{2456}, \\ M_{3478}M_{1256} &= M_{1278}M_{3456} &= M_{24457}M_{1368} &= M_{1357}M_{2468} &= M_{1356}M_{2478} &= \\ &= M_{3456}M_{1378} &= M_{1268}M_{3457} &= M_{1257}M_{3468}. \end{split}$$

Таким образом, в случае непротекания жидкости по трубопроводу можно также скорректировать значения M_{ijkl} , найденные из системы уравнений (4), так, чтобы они являлись минорами матриц. Если числа M_{ijkl} удовлетворяют соотношениям (6), то они являются минорами некоторой матрицы, т.е. по ним можно восстановить краевые условия задачи (2), (3).

Построение множества корректности по А.Н. Тихонову и приближенное решение задачи

В работе показано, что соотношения Плюккера (6) позволяют выделить множество корректности M, на основе которого можно установить корректность обратной задачи по А.Н. Тихонову [8] и построить ее приближенное решение. При подходе А.Н. Тихонова определено множество $M \subset V$, существенно более узкое, чем пространство V. Под оператором R понимается отображение, которое задается системой уравнений (4) и переводит набор 10-ти значений (5) в набор 9-ти значений μ_k (k = 1, 2, ..., 9).

Матрица порядка 9x10 системы уравнений (4) обозначена через F, тогда ее миноры, полученные вычеркиванием столбца с элементами уравнения (4) представляют собой уравнения гиперсплоскостей в 9-мерном пространстве R^9 . Пересечением этих гиперплоскостей (в случае *rank* F = 9) является прямая.

Под V принято пространство R^9 элементов $v = (v_1, v_2, ..., v_9)$ с нормой $||v|| = \max(|v_1|, |v_2|, ..., |v_3|)$, а под Z – пространство элементов $z = (z_1, z_2, ..., z_3)$ с нормой $||z|| = \max(|z_1|, |z_2|, ..., |z_3|)$, при этом показано, что образ множества M при отображении с помощью оператора R есть множество Λ .

Доказано, что задача $R\upsilon = z$ корректна по А.Н. Тихонову: 1) известно, что решение задачи существует и принадлежит некоторому множеству $M \subset V$; 2) решение единственно на множестве M; 3) для любого $\varepsilon > 0$ существует такое $\delta > 0$, что для любых z и \overline{z} из $\Lambda = RM$ и таких, что $||z - \overline{z}||_Z < \delta$ следует, что $||\upsilon - \overline{\upsilon}||_V < \varepsilon$. В указанном множестве корректности обратной задачи построен алгоритм его решения. Показано на примерах решение задачи по искаженным собственным значениям спектральной задачи (приближенное решение).

Заключение

В работе рассмотрен вопрос корректности обратной задачи идентификации условий закрепления концов участка трубопровода с непротекающей жидкостью. Показана корректность поставленной задачи по А.Н. Тихонову, для чего построен компакт, удовлетворяющий условиям корректности. При построении компакта учтен вид частотного уравнения прямой задачи и метод решения обратной задачи. Построен также алгоритм решения задачи при известных 9-ти приближенных собственных значениях спектральной задачи. Полученный алгоритм учитывает набор (5) частотного уравнения, матрицу F, составленную из этих наборов, и миноры самой матрицы. Алгоритм решения основан на выделении наибольшего по модулю минора матрицы F и представления с помощью него матрицы C (двух видов) краевых условий задачи. Так как найденные элементы матрицы C состоят из единиц и чисел, которые по абсолютной величине меньше единицы, то они лежат в построенном в задаче множестве корректности по А.Н. Тихонову.

- 1. Г.М.Л. Гладвелл Обратные задачи теории колебаний. М.-Ижевск: НИЦ «Регулярная и хаотическая динамика», институт компьютерных исследований, 2008. 608 с.
- 2. В.А. Юрко Введение в теорию обратных спектральных задач. М.: Физматлит, 2007. 384 с.
- А.О. Ватульян, О.А. Беляк, Д.Ю. Сухов, О.В. Явруян Обратные и некорректные задачи: учебник. Ростов-на-Дону: Издательство Южного федерального университета, 2011. 232 с.
- 4. А.М. Ахтямов Теория идентификации краевых условий и ее приложения. М.: Физматлит, 2009. 272 с.
- 5. А.М. Ахтямов, Г.Ф. Сафина Определение виброзащитного закрепления трубопровода // Прикладная механика и техническая физика. 2008. Т. 49. №1. С. 139-147.
- 6. А.М. Ахтямов, Г.Ф. Сафина О единственности решения и корректности задачи определения параметров закрепления трубы с протекающей в ней жидкостью // Прикладная механика и техническая физика. 2018. Т. 57. №2(336). С. 32-45.
- 7. М. А. Ильгамов Колебания упругих оболочек, содержащих жидкость и газ. М.: Наука, 1969. 182 с.
- 8. А. Н. Тихонов, А.С. Леонов, А.Г. Ягола Нелинейные некорректные задачи. М.: Наука, 1995. 312 с.
НЕРАЗРУШАЮЩИЙ КОНТРОЛЬ ПОЛЫХ КОНСТРУКЦИЙ МЕТОДОМ ЦИФРОВОЙ ГОЛОГРАФИЧЕСКОЙ ИНТЕРФЕРОМЕТРИИ

А.Р. Сафиуллин, Р.В. Сафиуллин

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа dr_rvs@mail.ru

Аннотация. В работе приведено описание методики и установки для неразрушающего контроля и результаты контроля полых ячеистых конструкций с помощью цифрового голографического интерферометра (ЦГИ). По данному методу с помощью лазерного излучения на цифровую видеокамеру регистрируются два (или более) голографических изображения исследуемого объекта, соответствующих различным фазам процесса деформирования поверхности под действием внешней нагрузки. Путем цифровой обработки поле разности фаз может быть преобразовано в поле перемещений поверхности объекта, которые произошли в промежутке между первой и второй экспозициями. Основными преимуществами метода является бесконтактность, высокая чувствительность к перемещениям (доли микрона), возможность проведения измерений одновременно по всей поверхности изделия, возможность проведения измерений независимо от формы и материала изделия.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИПСМ РАН: АААА-А17-117041310221-5.

Введение

Одним из наиболее эффективных технологических процессов обработки листовых материалов, реализующих преимущества сверхпластичности (СП), является сверхпластическая формовка (СПФ) в сочетании с диффузионной сваркой (ДС) [1-3]. Методом СПФ/СД могут быть получены самые разнообразные полые конструкции, узлы и детали. Большинство ведущих мировых компаний, производящих авиакосмическую технику, успешно применяют и развивают данную технологию для получения ответственных конструкций летательных аппаратов. Разработка надежной промышленной технологии СПФ/ДС, позволяющей получать качественные узлы и детали современных летательных аппаратов (ЛА) невозможна без использования современных методов неразрушающего контроля. Целью работы является разработка методики и установки для неразрушающего контроля полых ячеистых конструкций с помощью цифрового голографического интерферометра (ЦГИ).

Методика и результаты неразрушающего контроля

В процессе работы проводили исследования плоских образцов полых лопаток (рис.1) и лопатокимитаторов (рис.2), изготовленных методом диффузионной сварки и сверхпластической формовки из титанового сплавов ВТ6 методом цифровой голографической интерферометрии (ЦГИ). Исследованиям подвергались плоские образцы полых лопаток двух типов: а) с четырьмя ребрами жесткости и б) с восьмью ребрами жесткости



Рис. 1. Плоские образцы полых лопаток: а) с 4-мя ребрами жесткости; б) с 8-мью ребрами жесткости.

Лопатки имитаторы были значительно больше по размерам плоских образцов и имели небольшую закрутку и изготавливались также с четырьмя и восьмью ребрами жесткости. На рис. 2 приведены лопатки имитаторы.





б

Рис. 2. Лопатки имитаторы: а) с 4-мя ребрами жесткости; б) с 8-мью ребрами жесткости Основной задачей неразрушающего контроля с использованием метода ЦГИ является поиск скрытых дефектов, которые могут быть связаны с изменением сплошности материала или геометрии поверхности. На

рис. 3 приведен общий вид экспериментальной установки для неразрушающего контроля. Работа ЦГИ основана на использовании метода двух-экспозиционной голографической интерферометрии, согласно которому с помощью лазерного излучения на цифровую видеокамеру регистрируются два или более голографических изображения исследуемого объекта, соответствующие различным фазам процесса деформирования поверхности. Последующее компьютерное вычитание фазовых распределений, полученных из двух цифровых голограмм, приводит к появлению картины интерференционных полос, связывающих точки изображения с одинаковой разностью оптических фаз. Путем цифровой обработки поле разности фаз преобразовывается в поле перемещений поверхности объекта, которые произошли в промежутке между первой и второй экспозициями.



Рис. 3. Общий вид экспериментальной установки для неразрушающего контроля (1 – ЦГИ-2М; 2 – силовая рама; 3 – исследуемый объект, 4 – компьютер, 5 - установка для регулировки подаваемого в исследуемые образцы давления).

Основными преимуществами метода является бесконтактность, высокая чувствительность к перемещениям (доли микрона), возможность проведения измерений одновременно по всей поверхности изделия, возможность проведения измерений независимо от формы и материала изделия [4]. Методом конечных элементов рассчитаны поля перемещений поверхности конструкций при различных способах закрепления и нагружения в упругой области. Показано, что нагружение закрепленной по контуру конструкции внутренним давлением позволяет выявлять ряд типичных дефектов, таких как непровар или разрыв ребра жесткости [5]. Отработка методики неразрушающего контроля проводилась на плоских образцах полой лопатки и лопатках имитаторах, полученных по технологии СПФ/ДС. Контроль полых образцов осуществляется за счет съемки поверхности для двух состояний исследуемого образца полой конструкции. Разница в состояниях заключается в съемке с разным внутренним давлением в исследуемом образце. Давление подбирается для каждого типа образцов индивидуально. Полученные голограммы для двух состояний загружаются в программу на компьютере и по ним строится интерферограмма. Далее она фильтруется, обрезается, и производится расчет количественных параметров полей перемещений. Для наибольшей информативности и повышения объективности контроля полые конструкции контролируются с двух сторон, на примере лопаток: со стороны спинки и со стороны корыта. На рис. 4 приведена схема построения интерферограммы.



Рис. 4. Схема построения интерферограммы.

Результаты контроля плоского образца полой лопатки № 44 приведены на рис. 5.



Рис. 5. Результаты контроля плоского образца полой лопатки № 44.

На рис. 5. (образец № 44) представлены: 1. отфильтрованная интерферограмма, 2. топограмма поля перемещений (линии равных перемещений), 3. 3-х мерное изображение поля перемещений. Видно, что в зоне близкой к штуцеру наблюдается нарушение геометрии, что подтверждается при разрезке конструкции. На рис. 6. Приведены результаты контроля лопатки имитатора № 3.



Рис. 6. Трехмерное изображение полей перемещений лопатки имитатора № 3.

По результатам проведенных исследований получен патент на «Установку для голографического контроля» [6].

Заключение

1. Разработана установка и методика неразрушающего контроля полых конструкций, основанная на использовании метода цифровой голографической интерферометрии.

2. Установлено, что данный метод позволяет определять наличие, место расположение внутренних дефектов и характеризовать внутреннюю геометрию исследуемых образцов.

3. Проведен неразрушающий контроль плоских образцов полых лопаток и лопаток имитаторов методом ЦГИ. Установлено, что полученные результаты свидетельствуют о хорошем качестве изготовления лопаток имитаторов, т.к. дефектов типа непровар, в рассмотренных лопатках имитаторах не обнаружено. Трехмерные поля перемещений лопаток имитаторов качественно повторяют друг друга.

4. По результатам проведенных исследований метод ЦГИ может быть успешно использован для неразрушающего контроля полых конструкций полученных методом СПФ ДС.

Литература

1. Петров Е.Н., Родионов В.В., Кузьмин Э.Н., Лутфуллин Р.Я., Сафиуллин Р.В. Ячеистые конструкции (ISBN 978-5-902278-26-9). Снежинск: Издательство РФЯЦ-ВНИИТФ, 2008. — 176 с.

2. Сафиуллин Р.В. Сверхпластическая формовка и сварка давлением многослойных полых конструкций. Часть 1. Международный опыт // Письма о материалах. Т.2(1). 2012. С. 32-35.

3. Сафиуллин Р.В. Сверхпластическая формовка и сварка давлением многослойных полых конструкций. Часть 2. Опыт ИМПС РАН // Письма о материалах. Т.2(1). 2012. С. 36-39.

4. Гуревич В.С., Исаев А.М., Гусев М.Е., Алексеенко И.В. Материалы конференции «Голография: фундаментальные исследования, инновационные проекты и нанотехнологии», Россия, Иркутск. 2008. с.136–147].

5. Ахунова А.Х., Дмитриев С.В., Сафиуллин Р.В., Сафиуллин А.Р., Сафин Ф.Ф. Расчет полей перемещений трехслойных полых конструкций для неразрушающего контроля качества методом цифровой голографической интерферометрии // Письма о материалах. 2012. Т. 2. № 2. С. 90-94.

6. Патент № 108596 МПК G 01В 9/00 Опуб. 20.09.2011, Бюл. 26. Установка для голографического контроля.

МЕТОДИКИ И УСТАНОВКИ ДЛЯ СТАТИЧЕСКИХ И ДИНАМИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ МНОГОСЛОЙНЫХ ТОНКОЛИСТОВЫХ ЯЧЕИСТЫХ КОНСТРУКЦИЙ

Р.В. Сафиуллин

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа dr_rvs@mail.ru

Аннотация. Работа выполнена в сотрудничестве с РФЯЦ ВНИИТФ, ПАО «ОДК-Авиадвигатель», ПАО «ОДК-УМПО», ПАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА». Для оценки качества изготовления полых конструкций, их несущей способности, механических, усталостных и технологических свойств разработана целая серия разнообразных методик. В работе подробно описаны методики: 1. исследования технологических свойств материалов (свариваемость в твердом состоянии и формуемость в условиях сверхпластичности); 2. исследования качества изготовления полых конструкций; 3. методики оценки несущей способности полых конструкций; 4. методики испытаний на сжатие, кручение и баллистический удар компонентов полых лопаток; 5. методики усталостных испытаний плоских образцов и компонентов полых лопаток. Приведены результаты исследований и испытаний, полученные с помощью разработанных методик.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИПСМ РАН: АААА-А17-117041310221-5.

Введение

Успех создания перспективной авиакосмической техники во многом определяется тем, насколько эффективно и всесторонне будут реализованы самые передовые научные достижения, прогрессивные конструкторские и производственные решения [1]. Конструкции в виде тонкостенных панелей и оболочек широко используются в летательных аппаратах, кораблестроении и ряде инженерных сооружений. Прочность и устойчивость таких конструкций традиционно обеспечивается либо набором продольных и поперечных подкрепляющих ребер, либо выполнением конструкций многослойными, состоящими из внешних (несущих) слоев, связанных слоем наполнителя. Связь несущих слоев с наполнителем обеспечивается с помощью паяных, сварных, клеевых и других соединений. Многослойные конструкции обладают меньшим весом, чем эквивалентные по жесткости гладкие оболочки и оболочки с подкрепляющими ребрами. Общим недостатком рассмотренных выше конструкций является пониженная технологичность.

Проведенные в последние десятилетия в России и за рубежом исследования показывают, что высокую эффективность при изготовлении многослойных конструкций обеспечивает технологический процесс, основанный на сочетании сверхпластической формовки со сваркой давлением (СПФ/СД). Многослойные конструкции, изготовленные методом СПФ/СД, получили название ячеистых, так как они представляют собой тонкостенные оболочки, поделенные изготовления заодно с ними перегородками на множество полых ячеек. Метод СПФ/СД в настоящее время рассматривается как один из наиболее перспективных, поскольку он обеспечивает гибкость проектирования и изготовления сложных конструкций с экономией по массе до 30% при снижении стоимости изготовления приблизительно на 50% [2]. В настоящее время большинство ведущих зарубежных авиастроительных и автомобильных компаний развивают и используют данную технологию в серийном производстве корпусных деталей самолетов, вертолетов и машин. Разработке новых технологических процессов использующих преимущества сверхпластической деформации в ИПСМ РАН уделяется значительное внимание. В ИПСМ РАН в течение многих лет проводятся систематические исследования сверхпластических свойств различных металлических материалов. Разработаны научные основы технологии СПФ/СД. На рис. 1 приведены примеры конструкций, получаемых по технологии СПФ/ДС в ИПСМ РАН.



Рис.1. Примеры конструкций, получаемых по технологии СПФ/ДС в ИПСМ РАН.

Создание современной технологии получения надежных равнопрочных ячеистых конструкций невозможно без всестороннего изучения механических и эксплуатационных свойств, как самих конструкций,

так и материалов, используемых для их изготовления. Исследование характеристик конструкционной прочности тонкостенных полых ячеистых изделий является важным этапом разработки надежной технологии СПФ/ДС. Наличие данных о конструкционной прочности дает ключ конструкторам к проектированию рациональных конструкций с точки зрения веса и прочности. В данной работе подробно описаны разработанные методики и установки для статических и динамических испытаний многослойных тонколистовых конструкций.

Методики и установки для испытаний многослойных конструкций

Для оценки технологических свойств материалов (листовых титановых сплавов), из которых предполагается изготавливать полые ячеистые конструкции, разработаны методики исследования свариваемости в твердом состоянии и формуемости в условиях сверхпластичности. Первоначально исследуются механические свойства листовых материалов в широком диапазоне температур и скоростей деформации, и определяется оптимальный интервал сверхпластичности для исследуемого сплава. Далее в оптимальных условиях сверхпластичности с помощью специальной оснастки исследуется свариваемость и формуемость данного сплава в прямоугольную, цилиндрическую, коническую и клиновую матрицы. После анализа полученных результатов делается заключение о целесообразности использование исследуемого сплава в технологии СПФ/ДС для получения полых конструкций. На рис. 2. приведены схема СПФ в цилиндрическую матрицу, оснастки для формовки в различные по форме матрицы и отформованные в них образцы.



Рис. 2. а – схема СПФ в цилиндрическую оснастку; б – образцы после СПФ в цилиндрическую оснастку; в – оснастка для формовки в коническую матрицу; г – образцы после формовки в конусную матрицу; д – оснастка для формовки в клиновую матрицу; е – образцы после формовки в клиновую матрицу.

Для оценки качества изготовления полых ячеистых конструкций была разработана методика исследования микроструктуры и механических свойств. Разработка такой методики может стать важным элементом технологии изготовления полых конструкций наряду с уже существующими методами контроля. Предлагается из партии готовых конструкций выбирать одно изделие для проведения исследований микроструктуры и механических свойств. В методике предполагается проведение следующих этапов работ:

1. Разрезка исследуемого изделия согласно схеме разрезки.

- 2. Изготовление образцов для проведения исследований микроструктуры и механических испытаний.
- 3. Исследование микроструктуры и качества твердофазных соединений.
- 4. Исследование механических свойств твердофазных соединений на растяжение, на срез и на удар.
- 5. Исследование усталостных свойств твердофазных соединений.

Для оценки несущей способности ячеистых конструкций разработаны методики испытаний на гидростатическое сжатие и испытание герметичных конструкций на разрыв внутренним давлением. Схема испытаний на гидростатическое давление представлена на рис. 3. Исследуемый герметичный образец - 1 помещается в толстостенный резервуар – 2 и устанавливается в держатель – 4, который герметично закрывается крышкой – 3. Через систему трубопроводов и кран - 5 в резервуар подается вода под давлением, величину которого определяют по манометру – 6. Уровень давления постепенно повышается, доводя образец до разрушения. Далее давление в резервуаре снимали и извлекали испытанный образец. Момент разрушения фиксировали по падению давления и характерному звуку. С использованием данной методики были проведены испытания партии многослойных ячеистых панелей из листового титанового сплава ВТ6С толщиной 0,6 мм м соотношением высоты к ширине ячейки H/B=0,25. Испытания образцов панелей выявили характерные зоны разрушения. Давление разрушения составило 2,5 МПа.



Рис. 3. Схема испытаний многослойных ячеистых конструкций на гидростатическое сжатие.

Испытаниям на разрыв внутренним давлением подвергали плоские образцы полых лопаток трехслойной гофровой конструкции. Толщина наружных листов составляла 1,5 мм, внутренний лист, образующий наполнитель – 1 мм. Максимальное разрушающее давление составило 14,5 – 14,9 МПа. На рис. 4. представлен плоский образец полой лопатки после испытаний.





Рисунок 4. Лопатка №28 после разрушения (а – плоская сторона, б – выпуклая)

Во всех случаях испытаний для ячеистых панелей и для гофровых образцов разрушение произошло по вязкому типу, о чем свидетельствуют длинные продольные трещины вдоль ребер жесткости (концентраторов напряжений). В случае хрупкого характера разрушение обычно происходит в локальной области и с образованием осколков. На основании проведенных испытаний можно утверждать, что обе испытанные лопатки показали высокую и практически предельно возможную несущую способность. При этом качество выполнения всех сварных соединений в лопатках также является достаточно высоким и по своей прочности превышает уровень прочности по материалу (BT6) в конструктивных местах концентрации напряжений.

В работе также приведены полученные результаты исследований и описания методик испытания на сжатие, кручение, баллистический удар и на усталость.

Заключение

Проведенные многолетние исследования процесса СПФ/ДС в ИПСМ РАН, позволили разработать целую серию методик для оценки качества изготовления полых конструкций, их несущей способности, механических, усталостных и технологических свойств, которые успешно опробованы и описаны в данной работе.

Литература

1. Иноземцев А.А. О программе создания авиационных газотурбинных двигателей пятого поколения семейства самолетов MC-21. Вестник Пермского Научного Центра, № 4, 2010, с.28-46.

2. Е.Н. Петров, В.В. Родионов, Э.Н. Кузьмин, Р.Я. Лутфуллин, Р.В. Сафиуллин // Ячеистые конструкции. Снежинск: РФЯЦ-ВНИИТФ, 2008, 176 с.

ДЕФОРМИРОВАНИЕ И РАЗРУШЕНИЕ ОДНОНАПРАВЛЕННЫХ СЛОИСТЫХ УГЛЕПЛАСТИКОВ ПО ДАННЫМ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

П.Б. Северов

Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, г. Москва alpinprom@yandex.ru

Аннотация. Исследованы процессы накопления повреждений при квазистатическом и повторно статическом растяжении однонаправленных слоистых углепластиков методом акустической эмиссии. Показана возможность оценки степени повреждения материала при неупругом деформировании и разрушении.

В докладе с позиций методологии неупругого деформирования и разрушения твердых тел и сред в процессе их эволюции [1] рассматриваются вопросы накопления повреждений при нагружении до разрушения двух образцов, вырезанных из однонаправленного слоистого углепластика под углом 0[°] к направлению укладки волокон. Рабочая зона образцов (длиной ≈ 40 мм) формировалась корсетной с целью локализации в ней деформационной активности и процессов разрушения. Квазистатическое растяжение образца №1 проводилось с постоянной скоростью перемещения активного захвата ds/dt = 10 мкм/сек. Повторные квазистатические растяжения образца №2 - со скоростью ds/dt = 5 мкм/сек. От цикла к циклу максимальные перемещения s_{max} увеличивались на 100 мкм. Продолжительность выдержек в циклах при значениях перемещения s_{max} и s_{min}, а также время уменьшения перемещения от s_{max} до s_{min} составляли по 20 сек. В корсетной части образцов устанавливался экстензометр с базой 20 мм. Измерения перемещения активного захвата, усилия на образцо, относительного смещения ножек экстензометра проводились синхронно. Два последних параметра пересчитывались в номинальное напряжение σ_x и деформацию ε_x в зоне экстензометра.

Механическое повреждение нагружаемого композиционного материала обнаруживается посредством акустико-эмиссионного (АЭ) события, которое генерируется при скачкообразном относительном перемещении контактирующих между собой частиц материала в результате невозвратной деформации и/или разрушения. АЭ измерения синхронизированы с измерениями механических величин. Накопление механических повреждений материала в виде рассеяния механической энергии коррелирует с накоплением энергии АЭ импульсов (рис.1) [2, 3]. Поэтому обработка АЭ измерений позволяет визуализировать процессы накопления механических повреждений повреждений при нагружении однонаправленных слоистых углепластиков. На рис.2 представлена диаграмма



Рис. 1. Рассеяние механической энергии (1) и накопление энергии ($E \le 10^{-17.5}$ Дж) АЭ импульсов (2)

Рис. 2. Диаграмма квазистатического нагружения образца №1





Рис. 3. Развитие процесса разрушения образца №1 по его длине во времени



Рис. 4. Степень целостности образца №1 при напряжении $\sigma_x=300\ M\Pi a$

каждый момент времени нагружения образца его состояние изменяется вследствие накопленных повреждений. Изменяющееся состояние (степень целостности) образца от начала нагружения до момента разрушения можно оценить численно [4]. Например, степень целостности образца №1 при напряжении $\sigma_x = 300$ МПа в процессе квазистатического растяжения (точка A на рис.2) составляет 0,88, если принять за единицу его степень целостности в исходном состоянии (рис.4). Очевидно, степень целостности равна нулю при разрушении. Кривая степени целостности на рис.4 строится для образца №1 по кривой накопления энергии АЭ импульсов (2) на рис.1.

Диаграммы повторных квазистатических нагружений образца №2 (циклы A - I) в координатах σ_x , t приведены на рис.5. Точки изменения траектории нагружения пронумерованы от 0 (начало нагружения в цикле A) до 33 (разрушение в цикле I). Диаграммы деформирования образца №2 (все циклы A – I) в координатах σ_x , ε_x представлены на рис.6. Ошибочно утверждение о постоянной линейной зависимости между σ_x и ε_x с коэффици-



Рис. 5. Диаграммы повторно статических нагружений образца №2 (циклы А - I)

Рис. 6. Диаграммы деформирования образца №2 в циклах A – I

ентом пропорциональности $E_{xcp} = 86,72$ ГПа на всех участках траектории нагружения. На каждом из 33 участков траектории нагружения, например, 4-5, 5-6, 6-7 и 7-8 в цикле В, зависимость между σ_x и ε_x индивидуальная и не линейная. Более детальный анализ показывает, что в каждом цикле нагружения (s↑, s_{max} =const, s↓, s_{min} =const) на координатной плоскости σ_x , ε_x образуется петля гистерезиса, размеры которой, а также координаты верхней (σ_{xmax} , ε_{xmax}) и нижней (σ_{xmin} , ε_{xmin}) вершин изменяются от цикла к циклу. При этом за время выдержек $\Delta t = 20$ секунд вершины петель перемещаются по отношению к их положению в начале выдержек: при s_{max} =const в III квадрант (σ_{xmax} , ε_{xmax}), при s_{min} =const в I квадрант (σ_{xmin} , ε_{xmin}). Особенно отчетливо наличие петель гистерезиса проявляется при смене направления движения активного захвата (s↑, s_{max} =const, s↓) и (s↓, s_{min} =const, s↑) в сравнении наклонов лучей, исходящих из верхней (рис.7) и нижней (рис.8)



Рис. 7. Модули лучей диаграммы деформирования, исходящих из верхней вершины петли гистерезиса при переходе от s \uparrow к s \downarrow в циклах нагружения A - I

Рис. 8. Модули лучей диаграммы деформирования, исходящих из нижней вершины петли гистерезиса при переходе от $s \downarrow \kappa s \uparrow в$ циклах нагружения A - I

вершин петель гистерезиса. В верхней вершине петли наклон диаграммы деформирования меньше при s↑, больше при s↓. В нижней вершине петли наклон диаграммы деформирования больше при s↑, меньше при s↓. Петли гистерезиса образуются во всех циклах нагружения, кроме первых двух - А и В, в которых нелинейность, предположительно, маскируется незначительностью диапазонов изменения механических величин. По площади петли гистерезиса можно определить рассеянную механическую энергию за цикл нагружения. Поцикловое суммирование позволяет определить, соответственно, рассеянную механическую энергию за время от начала нагружения до момента разрушения образца.

Обработка АЭ измерений позволяет увидеть развитие процесса накопления механических повреждений образца №2 по его длине во времени от первого цикла нагружения до последнего (рис.9). Отчетливо проявляются все девять циклов нагружения от А до I по максимальной концентрации точек АЭ событий. Важно отметить то, что разрушение материала при повторно статических нагружениях происходит не только на участках s↑ (σ_x ↑) траектории нагружения, но и на участках s_{max}=const ($\sigma_{xmax}\downarrow \approx const$), s_↓($\sigma_x\downarrow$), s_{min}=const ($\sigma_{xmin}\uparrow\approx$

const). В поле приложенных усилий разрушение происходит на любом из участков траектории нагружения, но с разной интенсивностью. Ниже по тексту рассматриваются только те АЭ события, которые были зарегистрированы на участках s↑ (σ_x ↑) траектории нагружения. Таких участков 9 – по числу циклов нагружения. Аналогично описанному выше (образец №1) по кривым накопления энергии АЭ импульсов на участках s↑ (σ_x ↑) циклов нагружения А - I строится соответствующее количество кривых степени целостности образца №2 в зависимости от уровня напряжения (рис.10). Полученные кривые позволяют определить степени целостности образца, например, при напряжении $\sigma_x = 276$ МПа на участках s↑ (σ_x ↑) в циклах нагружения от Е до I, как это продемонстрировано на рис.5 и рис.10.



Рис. 9. Развитие процесса разрушения образца №2 по его длине во времени от цикла А к циклу І



Рис. 10. Степени целостности образца №2 при напряжении 276 МПа в циклах нагружения Е – I

В заключение хотелось бы отметить следующее. Первое. Эффект Кайзера, в понимании продолжения разрушения материала строго с ранее достигнутого уровня напряжения, для однонаправленных углепластиков не выполняется. Скорее всего, не выполняется он и для других укладок и даже других материалов. Это утверждение подтверждается тремя кривыми накопления энергии АЭ импульсов на участках s (σ_x^{\uparrow}) циклов нагружения Е – G в зависимости от уровня напряжения (рис.11). При напряжении в текущем цикле нагружения, равном максимальному уровню напряжения, достигнутом в предыдущем цикле, количество накопленных в текущем цикле механических повреждений значимо большое. При напряжении, превышающем максимальное напряжение в предыдущем цикле, интенсивность механических повреждений (наклон кривой накопления энергии АЭ импульсов) увеличивается. Второе. На рис.12 представлены кривые степени целостности образцов №1 и №2, доведенных до разрушения. Уровень «катастрофичности» разрушения определяется количеством механической энергии, сохраненной образцами до момента прекращения их существования как единого целого. Количество сохраненной механической энергии зависит, в том числе, от возможности ее рассеяния в процессе нагружения. Для образца №1 возможность рассеяния механической энергии ниже - уровень «катастрофичности» разрушения выше. Для образца №2 – наоборот: возможность рассеяния механической энергии выше - уровень «катастрофичности» разрушения ниже. Можно подобрать такие режимы нагружения, для которых понятие «катастрофического разрушения» потеряет смысл. Уровень «катастрофичности» разрушения коррелирует с углом, под которым кривая степени целостности соприкасается с осью абсцисс на рис.12.





Рис. 11. Накопление энергии АЭ импульсов в циклах нагружения Е, F и G образца №2 в зависимости от напряжения

Рис. 12. Степень целостности образцов №1 и №2 в зависимости от напряжения

Литература

- 1. Макаров П.В., Еремин М.О. // Физическая мезомеханика. 2013. Т. 16 (1). С. 5-26.
- 2. Северов П.Б. // Проблемы машиностроения и автоматизации. 2016. № 4. С. 85-92.

3. Северов П.Б. // Труды конференции «Живучесть и конструкционное материаловедение». Москва. ИМАШ РАН. 2018. С. 249-252.

4. Работнов Ю.Н. Механика деформируемого твердого тела. М.: Наука, 1979. 744 с.

ВЛИЯНИЕ УМЗ СТРУКТУРЫ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ НА СОПРОТИВЛЕНИЕ РАЗРУШЕНИЮ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

<u>С.Н. Сергеев</u>¹, Г.Ф. Корзникова¹, И.М. Сафаров¹, Р.М. Галеев¹, С.В. Гладковский², Д.А. Двойников²

¹Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа ²Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург nikocem17@gmail.com

Аннотация. Методом теплой прокатки и всесторонней изотермической ковки получена ультрамелкозернистая структура равноосного и волокнистого типа в низкоуглеродистой стали 05Г2МФБТ. Показано, что ультрамелкозернистая (УЗМ) низкоуглеродистая сталь имеет более высокий уровень сопротивления разрушению при ударном изгибе относительно исходной мелкозернистой стали. Установлено, что ударная вязкость низкоуглеродистой стали после теплой прокатки и всесторонней изотермической ковки возрастает по сравнению с состоянием после контролируемой прокатки с ускоренным охлаждением. Показано, что наличие в стали волокнистой УМЗ структуры является эффективным барьером для зарождения и распространения трещины вплоть до температуры минус 100 °С.

Введение

Одна из ключевых задач современного машиностроения заключается в повышении надежности изделий и элементов конструкций, эксплуатируемых в условиях действия динамических нагрузок за счет увеличения характеристик сопротивления хрупкому разрушению металлических материалов при комнатной и пониженных климатических температурах. Решение данной проблемы возможно путем формирования в металлах и сплавах, в том числе и в широко используемых в промышленности низкоуглеродистых сталях, УМЗ структуры [1-3]. В связи с этим, целью работы являлось исследование влияния УМЗ структуры на сопротивление разрушению низкоуглеродистой стали класса прочности К65 05Г2МФБТ при динамических испытаниях на ударный изгиб.

Эксперимент и результаты исследования

Заготовки стали 05Г2МФБТ (Fe-1,61%Mn-0,26%Si-0,054%C-0,025%V-0,059%Nb-0,009%P-0,0012%S-0,192%Mo) деформировали методами теплой прокатки при температуре 550 □С и всесторонней изотермической ковки (ВИК) при температуре 550 □С. Суммарная накопленная степень деформации после прокатки составила е = 2.7, а после ВИК е = 10.5.

Структура стали в исходном мелкозернистом (МЗ) состоянии состояла из относительно равноосных зерен феррита со средним размером 2,6±0,4 мкм и частиц цементита размером 1-5 мкм. После теплой прокатки сформировалась структура волокнистого типа, образованная вытянутыми вдоль оси прокатки зернами длиной 10-20 мкм со средним диаметром в поперечном сечении 300 нм (Рис.1). Размер карбидов не превышал 100 нм. После всесторонней изотермической ковки структура в стали измельчилась и состояла из равноосных зерен феррита около 300-400 нм, при этом размер карбидов составлял 50-100 нм.



Рис.1. Микроструктура стали 05Г2МФБТ: а) после теплой прокатки в поперечном сечении, б) после теплой прокатки в продольном сечении, в) после всесторонней изотермической ковки.

Испытания низкоуглеродистых сталей на ударный изгиб проводили в интервале температур от 20°С до - 196°С на стандартных образцах размером 10 х 10 х 55 мм с V-образным надрезом (тип 11) согласно рекомендациям ГОСТ 9454-78 и ГОСТ 22848-77 с использованием входящего в состав ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН инструментированного маятникового копра «Tinius Olsen IT542М», обеспечивающего запись

диаграммы ударного нагружения в координатах «нагрузка-перемещение». Для оценки сопротивления хрупкому разрушению в условиях динамического нагружения по методике, описанной в работе [4], рассчитывались значения показателя динамической трещиностойкости (J_{id}).

$J_{id} = 2 A_3 / B$ (W-a),

где A₃ – работа зарождения трещины; В – ширина образца; W – высота образца;

а – длина концентратора напряжений (надреза).

При этом выделение величины работы A_3 из общей работы ударного нагружения А проводилось программными средствами инструментированного копра. Проведенная серия испытаний на ударный изгиб и их последующая обработка показали, что оцениваемое по величине J_{id} сопротивление разрушению при динамическом нагружении образцов стали с волокнистой УМЗ структурой во всем изученном температурном диапазоне существенно выше по сравнению со сталью с равноосной УМЗ и с исходной МЗ структурой. При этом сталь с волокнистой УЗМ характеризуется наиболее низким порогом хладноломкости (минус 100 °C), а изготовленные из нее образцы при ударных испытаниях полностью не разрушаются из-за торможения трещины в условиях проявления эффекта «вязкости расслоения» («delamination toughening» [5].



Рис. 2. Температурная зависимость динамической трещиностойкости стали 05Г2МФБТ: 1- с M3 структурой, 2 – с волокнистой УМЗ структурой, 3 – с равноосной УМЗ структурой.

После всесторонней изотермической ковки величина динамической трещиностойкости стали при комнатной температуре, несколько снижается по сравнению с МЗ структурой. На температурной зависимости значений J_{id} стали 05Г2МФБТ в полученных УМЗ состояниях в отличие от стали с исходной МЗ структурой было обнаружено аномальное повышение сопротивления разрушению с понижением температуры вплоть до достижения температуры порога хладноломкости.

Таким образом, проведенные испытания позволили установить, что динамическую трещиностойкость конструкционных материалов и, в частности, низкоуглеродистых сталей, можно существенно увеличить за счет формирования особого типа УМЗ структуры, которая характеризуется повышенным сопротивлением зарождению и распространению трещин.

Заключение

1. Деформационно-термическая обработка методами теплой прокатки и всесторонней изотермической ковки позволила получить волокнистую УМЗ структуру со средним поперечным размером зерен 0,3 мкм и длиной волокон 20-30 мкм и равноосную УМЗ структуру со средним размером зерен 0,3 мкм соответственно.

2. В стали 05Г2МФБТ с равноосной и с волокнистой УМЗ структурой по сравнению с МЗ состоянием наблюдается аномальное повышение динамической трещиностойкости с понижением температуры до уровня минус 60 и минус 100 °С соответственно.

3. Наиболее высоким сопротивление хрупкому разрушению и пониженным порогом хладноломкости (минус 100 °C) обладает сталь 05Г2МФБТ с волокнистой УМЗ структурой, обеспечивающей полное торможении росту трещины при ударных испытаниях.

- 1. И.М. Сафаров, А.В. Корзников, Р.М. Галеев, С.Н. Сергеев, С.В. Гладковский, И.Ю. Пышминцев // Доклады Академии Наук. 2017. Т. 466. №3. С. 289-292.
- E.G. Astafurova, G.G. Maier, V.S. Koshovkina, E.V. Melnikov, E.V. Naydenkin, A.I Smirnov, V.A. Bataev, P.D. Odessky, S.V. Dobatkin // Letters on Materials. 2015. V. 5. №4. pp. 432-436.
- И.М. Сафаров, А.В. Корзников, Р.М. Галеев, С.Н. Сергеев, С.В. Гладковский, Е.М. Бородин, И.Ю. Пышминцев // Физика металлов и металловедение. 2014, Том 115, №3, с. 315-323.

- 4.
- Л.Р. Ботвина. Разрушение: Кинетика, механизмы, общие закономерности. М: Наука, 2008. 334 с. K. Babinsky, S. Primig, W. Knabl, A. Lorich, R. Stickler, H. Clemens. Fracture Behavior and Delamination Toughening of Molybdenum in Charpy Impact Tests, JOM, 2016, 2854-2863, DOI: 10.1007/s11837-016-2075-y 5.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И ДЕФЕКТОВ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ МЕТАЛЛА, МОДИФИЦИРОВАННОГО УЛЬТРАДИСПЕРСНЫМИ ЧАСТИЦАМИ МИНЕРАЛОВ

<u>А.В. Сказочкин</u>¹, С.В. Кислов²

¹Калужский филиал Российской академии народного хозяйства и государственной службы при Президенте РФ, Калуга, Россия ²ООО «Научно-производственный центр «Технологии минеральных покрытий», Калуга, Россия

avskaz@rambler.ru

Аннотация. Представлены некоторые результаты исследования строения, микроструктуры и дефектов поверхностного слоя металла (сталь 20Х13), модифицированного по технологии минеральных покрытий на поперечном шлифе с использованием металлографического микроскопа NIKON MA200. Установлено, что образец имеет три слоя, отличающихся разной степенью травимости. Верхний слой не содержит дефектов, промежуточный слой предположительно отличается повышенной хрупкостью, третий слой, примыкающий к основному металлу, прослеживается не всегда. Зона перехода к основному металлу четкая, особых признаков по отношению к основному металлу образца не имеет.

Введение

Одним из видов развивающихся в настоящее время технологий поверхностного упрочнения металлической поверхности является так называемая технология минеральных покрытий [1]. Суть технологии заключается в создании модифицированного поверхностного слоя толщиной 5-30 мкм путем его пластического деформирования с помощью ультразвукового и механического воздействий, активирующих вхождение ультрадисперсных частиц минералов в объем металла [2]. Модификация поверхности металлической детали осуществляется при комнатной температуре, локально, без использования вакуумируемого пространства, ванн, печей, что придает технологии дополнительные маркетинговые преимущества [3-4].

Комплексное воздействие на поверхность, осуществляемое технологией минеральных покрытий, в совокупности уменьшает недостатки отдельных процессных шагов при последовательном проведении технологических операций. В частности, напрессовка приводит к увеличению плотности дефектов в поверхностных слоях, создаются сжимающие напряжения, тормозящие развитие поверхностных трещин [4-5]. Затем образующиеся и имеющиеся поверхностные дефекты заполняются частицами минералов. В результате, такая «холодная» обработка создает тонкий слой, содержащий минеральные частицы, концентрирующиеся в имеющихся и/или предварительно созданных микрополостях. В итоге, в поверхностном слое образца из стали или титанового сплава образуется модифицированный слой, обладающий высокой твердостью и износостойкостью [1-5].

Необходимо отметить значительную роль микротрещин, образующихся в поверхностном слое в процессах разрушения материала при изнашивании, деформации и проведении некоторых технологических операций [6]. Металлографические исследования показывают, что на упрочненных пластическим деформированием поверхностях образуются системы микротрещин, которые преобразуются в макротрещины при нагружении поверхностно упрочненных материалов [6]. Внедрение в поверхностный слой ультрадисперсных частиц минералов и заполнение ими дефектов поверхности, возможно, блокирует процессы развития дислокаций в макротрещины и определяет процесс поверхностного изнашивания. Это предположение требует исследования дефектов в поверхностном слое, упрочненном по технологии минеральных покрытий.

В настоящей работе представлены некоторые результаты исследования строения, микроструктуры и дефектов поверхностного слоя металла, модифицированного по технологии минеральных покрытий.

Материалы и методы

Строение поверхностного слоя образца было исследовано на поперечном шлифе с использованием металлографического микроскопа NIKON MA200. Исследования проводили на цилиндрических металлических образцах, изготовленных в виде колец токарной обработкой прутков из стали 20X13 (ГОСТ 8560-78) диаметром 35 мм и шириной 12 мм, на наружной поверхности которых были созданы минеральные покрытия нескольких видов.

Строение поверхностного слоя, характеризуется выраженной слоистостью. Можно выделить три слоя, отличающихся разной степенью травимости. Верхний приповерхностный слой толщиной от 5 мкм до 7 мкм характеризуется более темным оттенком и практически не содержит дефектов и повреждений. Граница этого слоя четко прослеживается по всей плоскости шлифа. Промежуточный светло окрашенный слой имеет толщину около 10 мкм и, возможно, отличается повышенной хрупкостью. Он содержит поперечно направленные трещины и дефекты, расположенные преимущественно в нижней его части. Переход от второго к третьему слою, примыкающему к основному металлу, характеризуется сильно изогнутой границей. На

нескольких участках шлифа этот слой практически не прослеживается. Его максимальная толщина составляет 3-5 мкм. Основная часть дефектов поверхностного слоя сосредоточена во втором слое или возникла из-за растрескивания в этой зоне. Можно выделить появление продольных и поперечных трещин, расположенных в центральной части слоя, рисунок 1 а).



Рисунок 1. Характерные дефекты поверхностного слоя (х500)

При выходе на поверхность эти трещины приводят к отделению кристаллических частиц поверхности или к фрагментации металла промежуточной части второго слоя, как это хорошо видно на фотографии рисунка 1 б). На некоторых участках поверхности можно увидеть формирование сквозных проникающих трещин, доходящих до основного металла, рисунок 1 в). Структурно-фазовый состав поверхностного слоя при травлении в 4% растворе HNO₃ не идентифицируется. Зона перехода к основному металлу четкая, особых отличительных признаков по отношению к основному металлу образца не имеет. Границы зерен также не протравливаются и становятся видимы только при развитии разрушения, рисунок 2.



Рисунок 2. Структурно-фазовое строение поверхностного слоя (х1000)

Заключение

В работе представлены некоторые результаты исследования строения, микроструктуры и дефектов поверхностного слоя металла, модифицированного по технологии минеральных покрытий на поперечном шлифе с использованием металлографического микроскопа NIKON MA200.

По результатам исследования установлено, что образец имеет три слоя, отличающихся разной степенью травимости. Верхний приповерхностный слой практически не содержит дефектов и повреждений, второй промежуточный слой предположительно отличается повышенной хрупкостью, третий слой, примыкающий к основному металлу, прослеживается не всегда. Структурно-фазовый состав поверхностного слоя при травлении в 4% растворе HNO₃ не идентифицируется. Зона перехода к основному металлу четкая, особых отличительных признаков по отношению к основному металлу образца не имеет.

Необходимы исследования развития дефектов в условиях различной нагрузки и различных технологических условий формирования модифицированного слоя.

- 1. S.V. Kislov, V.G. Kislov., A.V. Skazochkin, G.G. Bondarenko, A.N. Tikhonov // Russian Metallurgy (Metally). 2015. №7. C. 558-564. DOI: 10.1134/S0036029515070095.
- А.В. Сказочкин, А.С. Усеинов, С.В. Кислов // Письма о материалах. 2018. Т.8. №1 (29). С. 81-87. DOI: 10.22226/2410-3535-2018-1-81-87.
- A.V. Skazochkin, G.G. Bondarenko, S.V. Kislov // Journal of Engineering Science and Technology Review. 2018. 11 (6). pp.138-143. DOI:10.25103/jestr.116.17
- А.В. Сказочкин, Г.Г. Бондаренко, С.В. Кислов // В сборнике: Трибология машиностроению. Труды XII Международной научно-технической конференции, посвященной 80-летию ИМАШ РАН – М.-Ижевск: Институт компьютерных исследований». 2018. С.471-474.
- S.V. Kislov, V.G. Kislov, P.V. Balasch, A.V. Skazochkin, G.G. Bondarenko and A.N. Tikhonov // Materials Science and Engineering // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. 110 (2016). DOI: 10.1088/1757-899X/110/1/012048.
- Б.С. Зенин Современные технологии поверхностного упрочнения и нанесения покрытий: учебное пособие // Б.С.Зенин, А.И. Слосман; Томский политехнический университет.-2-е изд. Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2012. 120 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРЕДЕЛЬНОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ МЕТАЛЛА НА ОБРАЗЦАХ ТИПА «КОЛОКОЛЬЧИК» В УСЛОВИЯХ ПЛОСКОГО НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ

С.В. Смирнов¹, Д.И. Вичужанин¹, <u>А.В. Копеина¹</u>

¹ Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург alexandra.kopeina@yandex.ru

Аннотация. Большое значение имеет исследование пластичности материала в различных условиях напряженного состояния. В условиях чистого сдвига основным видом испытаний пластичности является кручение цилиндрических образцов. Ранее предложен образец типа «колокольчик», позволяющий проводить исследования в условиях растягивающих и сжимающих напряжений, когда коэффициент напряженного состояния равен k = 1,2 и k

=-1. Однако данные образцы не позволяют проводить исследования в условиях промежуточных значений k. В данной работе выполнена модернизация формы и размеров предложенного образца, для того, чтобы иметь возможность исследовать деформационную способность материалов в условиях промежуточных значений коэффициента напряженного состояния.

Работа выполнена в рамках темы государственного задания ИМАШ УрО РАН.

Введение

Исследование деформационной способности материалов является важной задачей, необходимой для оценки возможности изготовления изделий методами пластической деформации. Большое количество исследователей оценивают стандартные механические свойства материалов, относительное удлинение, относительное сужение, полученные по результатам испытаний на растяжение. Однако по уровню стандартных механических свойств нельзя однозначно судить о деформируемости металла в конкретных процессах обработки давлением, так как исследования стандартных механических свойств проводятся в достаточно узком диапазоне изменения параметров напряженно – деформированного состояния. Эти свойства могут существенно отличаться в условиях обработки давлением. В связи с этим, большое значение имеет оценка деформационной способности (степени деформации до разрушения) материалов в широком диапазоне изменения параметров напряженно – деформированного состояния. В качестве критерия, позволяющего оценить деформационную способность материалов, может быть использована величина поврежденности. В настоящий момент существует большое количество моделей накопления поврежденности, в данной работе величина поврежденности рассматривается в соответствии с моделью В.Л. Колмогорова [1], в которой под поврежденностью понимается безразмерный скалярный параметр ... В рассматриваемой модели в начальный момент деформации $\omega = 0$, далее в процессе деформации происходит накопление поврежденности и в момент разрушения $\omega = 1$. Величина поврежденности прямо пропорциональна накопленной степени деформации сдвига и обратно пропорциональна предельной пластичности материала:

$$\omega = \int_{0}^{\Lambda} \frac{\partial \Lambda}{\Lambda_{P}}, \qquad (1)$$

где $\Lambda = \sqrt{2/3} \cdot \sqrt{(\varepsilon_{11} - \varepsilon_{22})^2 + (\varepsilon_{22} - \varepsilon_{33})^2 + (\varepsilon_{33} - \varepsilon_{11})^2}$ – степень деформации сдвига; ε_{11} , ε_{22} , ε_{33} - главные деформации; $\Lambda_P(k, \mu_{\sigma})$ – степень деформации сдвига, накопленная к моменту разрушения (характеристика предельной пластичности материала) в условиях монотонного деформирования при постоянных на всем процессе деформирования величинах k коэффициента напряженного состояния и коэффициента Лоде-Надаи μ_{σ} . Геометрическую интерпретацию зависимости $\Lambda_P(k, \mu_{\sigma})$ называют диаграммой предельной пластичности.

Совокупность параметров k и μ_{σ} однозначно характеризует напряженное состояние при пластической деформации. Кроме того, являясь безразмерными, они позволяют сопоставлять напряженное состояние материалов с различным уровнем прочностных свойств. Показатель k характеризует относительный уровень нормальных напряжений: при k > 0 преобладают нормальные растягивающие напряжения, при k < 0 преобладают нормальные сжимающие напряжения. Показатель Лоде-Надаи μ_{σ} характеризует вид напряженного состояния. Значение $\mu_{\sigma} =+1/-1$ соответствует напряженному состоянию осесимметричного сжатия/растяжения, при $\mu_{\sigma} = 0$ реализуется схема чистого сдвига.

Для исследования предельной пластичности при различных значениях показателя μ_{σ} проводят различные виды механических испытаний, например, предложенные в [2]. В условиях $\mu_{\sigma} = 0$ проводят испытания на растяжение и сжатие образцов типа «колокольчик». Однако данные образцы позволяют

проводить исследования предельной пластичности материалов только в условиях, когда коэффициент напряженного состояния равен k = 1,2 и k = -1 и не позволяют проводить исследования в условиях промежуточных значений k.

Целью работы является совершенствование формы и размеров предложенного образца, для того, чтобы расширить область исследований деформационной способности материалов.

Методы исследования

Для усовершенствования формы и размеров предложенного образца «колокольчик» выполнено моделирование механических испытаний образцов методом конечных элементов. Для материала деформируемых образцов принималась изотропная упруго-пластическая модель. Материал деформирующего инструмента рассматривался как жесткое тело. Так как расчеты выполнены в предположении осесимметричного деформированного состояния в очаге деформации, то моделировалась только половина сечения образца. Величину трения между деформирующим инструментом и деформируемым материалом рассчитывали с использованием закона трения по Зибелю. Изменение условий испытаний проводили путем варьирования следующих геометрических размеров исследуемого образца: R1, R2 и S (рис. 1), в пределах: $1 \ge S \le 3, 0.5 \ge R1 \le 7.25, 0.5 \ge R2 \le 5.25$.



Рис. 1. Продольное сечение в исходном состоянии образца типа «колокольчик»

Выводы

Для расширения возможностей исследования деформационной способности материалов с помощью образцов типа «колокольчик» выполнено моделирование исследуемых образцов с различными геометрическими размерами. В результате были отобраны образцы, использование которых позволяет исследовать деформационную способность материалов в интервале значений показателя напряженного состояния *k* (-1...1,2). Таким образом, усовершенствованные образцы «колокольчик» позволяют в условиях чистого сдвига исследовать предельную пластичность материала в широком диапазоне изменения значений коэффициента напряженного состояния.

Литература

1. Колмогоров В. Л. Механика обработки металлов давлением. – М.: Металлургия, 1986. 684 с. 2. Smirnov S.V., Vichuzhanin D.I., Nesterenko A.V. A set of tests for studying the effect of the stress state on ultimate metal plasticity at high temperature. PNRPU Mechanics Bulletin. 2015 No. 3 P. 146-164. DOI: 10.15593/perm.mech/2015.3.11.

ВЫЧИСЛИТЕЛЬНАЯ МОДЕЛЬ ПРОЦЕССА РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛОМАТРИЧНОГО КОМПОЗИТА AI/SiC НА МАКРО- И МИКРОМАСШТАБНЫХ УРОВНЯХ В УСЛОВИЯХ ПЛОСКОДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ

С.В. Смирнов, А.В. Коновалов, М.В. Мясникова, Ю.В. Халевицкий, А.С. Партин

Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбуг marina@imach.uran.ru

Аннотация. Разработана вычислительная модель, связывающая процесс разрушения при пластической деформации представительного микрообъема металломатричного композита Al/SiC с накоплением поврежденности, возникновением и развитием макротрещины. Численная реализация модели выполнена для плоскодеформированного состояния однородного растяжения и сжатия. С применением феноменологической модели механики поврежденности В.Л. Колмогорова сформированы расчетные траектории развития микротрещин в матрице композита. Результаты моделирования позволили связать степень микроразрушения композита, оцениваемую по суммарной расчетной длине микротрещин, со степенью рассеянного разрушения на макроуровне.

Возможность решения связных задач пластической деформации и разрушения композиционных материалов на разных масштабных уровнях обеспечивается в рамках идеологии иерархического моделирования на основе двухуровневого структурно-феноменологического подхода. Суть подхода заключается в том, что на верхнем (макромасштабном) уровне для композита решается краевая задача механики сплошных сред как для однородного, изотропного, изотропно упрочняющегося материала с усредненными свойствами, определяемыми в ходе стандартных механических испытаний. На нижнем (микромасштабном) уровне рассматривается деформация представительного микрообъема материала, состоящего из связных областей, моделирующих его структурные составляющие. Преимущество такого подхода по сравнению с классическим, принятым в механике, заключается в том, что уже на начальных стадиях деформирования удается выявить феномен концентрации растягивающих напряжений и локальной пластической деформации, вызывающей образование внутренних микродефектов в материале. В результате появляется возможность детально исследовать и описывать закономерности разрушения композиционных материалов на разных масштабных уровнях, а также на этапе проектирования производить предварительную оценку их предельных возможностей при том или ином виде нагружения. С учетом вышеизложенного в настоящей работе предпринята попытка разработать вычислительную модель композиционного материала, позволяющую связать процесс разрушения при пластической деформации внутри представительного микрообъема материала с накоплением поврежденности, возникновением и развитием макротрещины.

В качестве модельного материала использовали металломатричный композит (MMK) Al/50%SiC. Матрицей исследуемого композита является алюминиевый сплав A8 (99,8% Al), а наполнителем – частицы карбида кремния SiC размером 15-20 мкм, имеющие преимущественно форму неправильных призм. Содержание SiC в композите составляет 50 об. %. Микроструктура данного композита и связанные с ней закономерности развития процессов пластической деформации и микроразрушения были подробно изложены в работе [1]. Экспериментально обнаружено прочное адгезионное взаимодействие между матрицей композита и частицами карбида кремния. При этом процесс разрушения ММК инициируется и в дальнейшем определяется появлением и развитием трещин в алюминиевой матрице, в то время как наполнитель SiC демонстрирует высокую прочность, практически не деформируясь. Эти особенности механического поведения композита при нагружении определили постановку вычислительной задачи, заключающуюся в связном двухуровневом моделировании на макро- и микроуровнях процесса накопления поврежденности, образования и развития микротрещин непосредственно в матрице MMK по механизму когезионного разрушения в отсутствие образования расслоений между матрицей и частицами карбида кремния по механизму адгезионного разрушения.

Геометрическая модель ММК представляет собой 2D композицию из представительного микрообъема ММК в окружении буферного слоя с усредненными свойствами композита. Представительный микрообъем спроектирован как структурно-неоднородная микроячейка, состоящая из связных, однородных, плотно соединенных между собой областей, имитирующих матрицу, в которой располагаются частицы SiC. При этом структура микрообъема сформирована случайным образом с учетом результатов количественного анализа участков микроструктуры ММК, выбранных при помощи статистического метода Монте-Карло. Размер представительного микрообъема ММК определен с использованием авторской методики на основе экспериментального метода инструментального индентирования с непрерывной записью диаграмм вдавливания, представляющих собой зависимость силы вдавливания от глубины внедрения индентора Берковича [2]. Реализация геометрической модели микрообъема и его конечно-элементная дискретизация выполнены с использованием разработанного программного комплекса для моделирования геометрии представительных объемов композитов со случайным распределением частиц упрочнителей в формате, совместимом с конечно-элементным комплексом ANSYS. Толщина буферного слоя принята равной линейному размеру микрообъема. Идея использования буферного слоя связана с заданием граничных условий, которые вытекают из решения задачи оценки напряженно-деформированного состояния на макроуровне, т.е. в материальной точке (макрообъеме), соответствующей пространственному расположению микрообъема внутри деформируемой среды, и задаются микрообъему через выполняющие роль буфера слои материала. Именно этот факт позволяет не только передать условия нагружения для рассматриваемой микрочастицы ММК адекватно реальным, но и обеспечивает связность и корректность решения задач на макро-и микромасштабных уровнях при рассмотрении больших пластических деформаций, поскольку в данном случае устраняется проблема нетипичного поведения структурных компонент вблизи свободных граней микрообъема ММК.

Численная реализация вычислительной модели выполнена на примере расчетов механического поведения ММК для двух случаев плоского деформированного состояния - однородного растяжения и однородного сжатия со скоростью 1 1/с при температуре 300 °C. Температурно-скоростное влияние на реологию сплава А8 и материала ММК учитывали посредством задания соответствующих кривых деформационного упрочнения, полученных экспериментально при испытаниях на осадку цилиндрических образцов на макроуровне со скоростью деформации 1 1/с при температуре 300 °C. Материал матрицы задавали как изотропную упругопластическую и пластически несжимаемую среду. Свойства буферного слоя соответствовали изотропной упруго-вязко-пластической среде. Материал частиц SiC полагали изотропным и линейно-упругим. Граничные условия, передающие вычислительной модели ММК плоское деформированное состояние однородного растяжения и сжатия, задавали в перемещениях по соответствующим граням буферного слоя. Моделирование напряжённо-деформированного состояния (НДС) композита при горячей деформации. выполнили с помощью разработанной конечно-элементной программы [3].

Расчет поврежденности и ее накопления на макро- и микромасштабных уровнях осуществляли с применением феноменологической модели В.Л. Колмогорова механики поврежденности в рамках справедливости принципа скейлинга поврежденности. Согласно модели В.Л. Колмогорова величина приращения поврежденности пропорциональна отношению приращения пластической деформации к величине предельной накопленной деформации до возникновения разрушающей трещины, а накопление поврежденности производится в соответствии с линейным законом. Предельная накопленная деформация зависит от безразмерных параметров локального напряженного состояния – коэффициента жесткости напряженного состояния, равного отношению среднего нормального (гидростатического) напряжения к интенсивности касательных напряжений, а также от показателя вида напряженного состояния Лоде-Надаи. Она определяется путем проведения испытаний, обеспечивающих максимально широкий диапазон изменения указанных параметров.

Считается, что до деформации поврежденность материала равна 0, а в момент возникновения макроскопической трещины равна 1. Расчет микроповрежденности внутри представительного микрообъема производили с использованием данных об эволюции характеристик напряженно-деформированного состояния НДС, получаемых из решения связной задачи моделирования нагружения ММК на макро- и микроуровнях. Выполнение условия разрушения (расчетное значения микроповрежденности больше или равно 1) в отдельных точках микрообъема не означает его разрушения, так как условие макроразрушения (расчетное значения макроповрежденности больше или равно 1) в общем случае не выполняется для материальной точки, соответствующей данному микрообъему. Поэтому в микрообъеме решали задачи последовательного возникновения и развития внутренних объемов, ассоциированных с возникновением и развитием дефектов сплошности в виде пор и трещин. Элемент считали разрушенным, если расчетная величина микроповрежденности в нем становилась равной или больше 1. Выполнение данного критерия микроразрушения в отдельно взятом элементе означало инициирование микротрещины в данной точке микрообъема, а условием локального перемещения ее внутренней границы являлось выполнение критерия микроразрушения уже в соседнем элементе. Все конечные элементы матрицы ММК, удовлетворяющие критерию микроразрушения, деактивировались, т.е. их жесткость численно становилась близкой к нулю. Имеющий место при этом факт перераспределения напряжений в соседних с деактивированным конечных элементах автоматически учитывался на последующем расчетном шаге. Таким образом, были сформированы расчетные траектории развития микротрещин в матрице ММК, определяемые структурными особенностями ММК и локальными характеристиками НДС на каждом шаге деформации в рассмотренных видах нагружения. Суммарная длина микротрещин внутри представительного микрообъема может характеризовать степень его микроразрушения в зависимости от величины эквивалентной макродеформации. Моделирование накопления макроповрежденности ММК выполнили с использованием допущения о невлиянии процессов микроразрушения на НДС тела на макроуровне. Достижение расчетной величиной рассеянной макроповрежденности значения 1 и больше означает появление разрушающей макротрещины. Соответствующая этому моменту величина эквивалентной макродеформации является предельной величиной, при которой происходит разрушение представительного микрообъема независимо от суммарной длины микротрещин. Полученные результаты позволяют связать степень микроразрушения ММК, оцениваемую по суммарной длине расчетных микротрещин, со значением макроповрежденности макрообъема ММК.

- N.B. Pugacheva, N.S. Michurov, T.M. Bykova // The Physics of Metals and Metallography. 2016. V. 117(6). P. 654–660. D.A. Konovalov, E.O. Smirnova, A.S. Smirnov // AIP Conference Proceedings. 2018. V. 2053. P. 040045. Yu.V. Khalevitsky, A.V. Konovalov // Engineering with Computers. 2018. https://doi.org/10.1007/s00366-018-0649-8. 1. 2. 3.

ПОВРЕЖДЕННОСТЬ И РАЗРУШЕНИЕ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОМ ФОРМОИЗМЕНЕНИИ: ТЕОРИЯ И ПРАКТИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ.

<u>С.В. Смирнов</u>¹

¹Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург svs@imach.uran.ru

Аннотация. Представлены результаты исследований в области механики поврежденности материалов при пластическом формоизменении, полученные в рамках Уральской научной школы деформируемости за последние годы. Описаны модели, позволяющие прогнозировать накопление деформационной поврежденности в условиях сложного напряженного состояния, немонотонного нагружения, учитывающие возможность залечивания поврежденности при температурном воздействии. Приведены примеры использования моделей для решения практических инженерных задач.

При проектировании технологий получения методами пластического формоизменения заготовок изделий ответственного назначения из металлических сплавов, которые предназначены для работы в экстремальных условиях высоких механических, температурных нагрузок и действия агрессивной среды, требуется гарантировать, наряду с получением заданной геометрической формы, отсутствие локального разрушения (иногда и микроразрушения). Причиной разрушения металла при деформировании может быть сочетание недостаточного уровня пластических свойства, неблагоприятного напряженно-деформированного состояния и температурно-скоростных условий. Микротрещины и микропоры деформационного происхождения могут являться опасными концентраторами напряжений, на которых будут возникать и развиваться разрушающие трещины при эксплуатационных нагрузках. Процесс деформационного разрушения на его скрытой стадии до формирования макротрещины описывается и прогнозируется в рамках феноменологических моделей механики поврежденности. Приоритет в разработке таких моделей для анализа процессов обработки металлов давлением принадлежит чл.- корр. РАН В.Л. Колмогорову, который предложил линейную модель исчерпания ресурса пластичности [1]. В дальнейшем сформировалась оригинальная Уральская научная школа деформируемости при обработке металлов давлением, были обоснованы более сложные модели поврежденности [2-4], которые нашли практическое применение при разработке сотен новых и оптимизации существующих технологических процессов прокатки, волочения, штамповки и др. процессов в металлургии и машиностроении. В представленном докладе обсуждаются новые результаты исследований, полученные представителями уральской научной школы деформируемости за последние годы и опыт их использования для решения практических задач.

В соответствии с последними представлениями, основанными на анализе результатов прецизионного измерения изменения плотности металлических материалов при пластической деформации в условиях различного напряженного состояния [4,5], приращение поврежденности Δω_i на i-м этапе деформирования в условиях простого нагружения и непрерывного изменения показателей напряженного состояния может быть определена по формуле (1), при ступенчатом изменении показателей напряженного состояния - по формуле (2), при изменении траектории деформации в пространстве Ильюшина – по формуле (3):

$$\Delta \omega_{i} = \frac{\Delta \Lambda_{i}}{\Lambda_{\text{pi}}},\tag{1}$$

$$\Delta \omega_{i} = \frac{\Delta \Lambda_{i}}{\Lambda_{pi}} + m_{1} \Delta k_{i} (1 - \omega_{i})^{m_{2}}, \qquad (2)$$

$$\Delta \omega_{i} = \frac{\Delta \Lambda_{i}}{\Lambda_{pi}} + m_{3} \Delta \Omega_{i} (1 - \omega_{i})^{m_{4}}, \qquad (3)$$

где $\Lambda_p(\mathbf{k},\mu_\sigma)$ - предельная пластичность, определяемой как степень деформации сдвига, накопленная образцом к моменту разрушения при механических испытаниях в условиях простого нагружения при постоянных температуре Θ и интенсивности скорости деформации сдвига $\mathbf{H} = \sqrt{2\eta_{ij}}\eta_{ij}$; η_{ij} – компоненты девиатора скорости деформации); $\mathbf{k} = \sigma\sqrt{3}/\sigma_s$ – показатель жесткости напряженного состояния, $\mu_{\sigma} = (2\sigma_{22} - \sigma_{11} - \sigma_{33})/(\sigma_{11} - \sigma_{33})$ – показатель вида напряженного состояния Лоде-Надаи; $\sigma = \frac{1}{3}(\sigma_{11} + \sigma_{22} + \sigma_{33})$ – гидростатическое напряжение; $\sigma_s = \sqrt{\frac{3}{2}}\mathbf{S}_{ij}\mathbf{S}_{ij}$ – интенсивность напряжений; S_{ij} – компоненты девиатора напряжений; $\sigma_{11}, \sigma_{22}, \sigma_{33}$ – главные напряжения; $m_1 \dots m_4$. эмпирические коэффициенты; Ω – угол изменения траектории в пространстве деформаций Ильюшина.

Для идентификации диаграмм предельной пластичности $\Lambda_p(k,\mu_{\sigma})$ и определения эмпирических коэффициентов $m_1 \dots m_4$ проводится комплекс оригинальных механических испытаний, включающий испытания образцов различной формы, а также испытания со ступенчатым изменением напряженного состояния и направления деформирования [2,6].

Для расчета накопления деформационной поврежденности в технологическом процессе пластического формоизменения осуществляется следующая последовательность операций: 1) по результатам экспериментальных исследований образцов, изготовленных из исследуемого металла определяются зависимости $\sigma_{s}(\Lambda)$ и $\Lambda_{p}(k,\mu_{\sigma})$; 2) осуществляется математическое моделирование процесса деформирования и определяются траектории перемещения материальных частиц, а вдоль них изменение степени деформации сдвига Λ , показателей k, μ_{σ} и угла Ω ; 3) осуществляется расчет накопления поврежденности, используя формулы (1) – (3); 4) полученные значения деформационной поврежденности ω сравниваются с предельно допустимыми значениями из условий требований к качеству металла в готовом изделии по наличию деформационных микродефектов в соответствии с ограничениями приведенными в таблице.

Оценка деформационных микродефектов по расчетному уровню поврежденности

		Габлица
Достигнутый		
уровень	Тип дефектов	
поврежденности		
$0 < \omega \le \omega *$	Субмикродефекты, находящиеся в состоянии упругого равновесия с металлической матрицей: субмикротрещины и субмикропоры размером менее 0,10,5 мкм; упругое	
	отслоение матрицы от включений	_
$\omega*<\omega\leq\omega**$	Микропоры и микротрещины в пределах размеров элементов структуры металла (зерно, фазовая составляющая, включение)	
$\omega * * < \omega < 1$	Разрывы в виде пор, мелких трещин, полостей на включениях	
$\omega = 1$	Трещины, разрывы, разрушающая трещина	

Примечание: для большинства металлических материалов $\omega^* = 0, 2 - 0, 3$ и $\omega^{**} = 0, 8$ [3,4].

ſ

При отжиге залечивание деформационной поврежденности $\Delta \omega$ может быть рассчитано [4] в зависимости от величины поврежденности ω_0 , накопленной перед отжигом, с помощью кусочно-линейных функций, содержащих критериальные значения ω^* и ω^{**} и эмпирический коэффициент с₀:

$$\Delta \omega = \begin{cases} \omega_0 \cdot \Pi p \mathbf{u} \cdot \omega_0 \le \omega^*; \\ \omega^* + \frac{c_0 - \omega^*}{\omega^* * - \omega^*} (\omega_0 - \omega^*) \cdot \Pi p \mathbf{u} \cdot 0 < \omega_0 \le \omega^* *; \\ c_0 \frac{1 - \omega_0}{1 - \omega^* *} \cdot \Pi p \mathbf{u} \cdot \omega^* * < \omega_0 \le 1. \end{cases}$$

$$\tag{4}$$

Продемонстрируем возможность прогнозирования деформационной поврежденности на примере анализа технологии холодной объемной штамповки детали типа «колпачок». Материал – низкоуглеродистая сталь. Штамповка осуществляется за три перехода без промежуточных отжигов. При штамповке в третьем переходе на внутренней поверхности детали часто возникают трещины и разрывы (рис.1,а). На рис. 1,6 представлены результаты расчетов накопления поврежденности для участка на внутренней поверхности детали, где наблюдается возникновение разрывов. Этот момент соответствует 1200-му шагу расчета, при котором при моделировании расчетное значение поврежденности $\omega=1$. Из рис.1,6 видно, что значительное исчерпание ресурса пластичности имеет место уже на первом переходе штамповки ($\omega = 0,65$). Снижение вероятности разрушения детали может быть достигнуто путем введения промежуточного отжига после первого перехода. Расчеты показывают, что при этом происходит лишь частичное залечивание поврежденности, т.к. ее уровень перед отжигом превышает значение $\omega^* = 0,27$, когда еще возможно полное залечивание возникших деформационных микродефектов для данной стали [4]. Однако остаточный после отжига уровень поврежденности ($\omega = 0,45$) позволяет с меньшим риском осуществлять деформацию в третьем переходе так, что расчетное значение накопленной поврежденности будет меньше 1 и составит $\omega = 0,85$.

Помимо анализа и оптимизации существующих технологических процессов пластической деформации традиционных металлических материалов использование моделей механики поврежденности может являться весьма эффективным при разработке и конструировании новых функциональных материалов. Например, в ИМАШ УрО РАН были выполнены исследования по изучению поведения материала матрицы металломатричных композитов из разных сплавов и с разным содержанием армирующих частиц карбида кремния с целью получения композитов с требуемым уровнем пластических и прочностных свойств и удовлетворительной деформируемостью. На рис. 2 представлены результаты моделирования микроповрежденности металломатричного композита системы Al/SiC при разных схемах деформирования.



Рис. 1. Изображение отштампованной детали «колпачок» (а) с трещиной (показано стрелкой) и результаты расчета поврежденности по переходам штамповки (б) без промежуточных отжигов (линия 1) и с отжигом после 1-го перехода штамповки (линия 2). I, II, III – переходы штамповки.



Рис. 2. Поврежденность матрицы металломатричного композита системы Al/SiC при деформации на 15% по схемам сжатия (а), сдвига (б) и растяжения (в). Красным цветом обозначены области разрушения.

Заключение

В рамках Уральской научной школы деформируемости разработаны модели механики поврежденности, позволяющие учитывать влияние на деформационную поврежденность напряженного состояния, степени немонотонности нагружения и возможности ее залечивания при температурном воздействии. Разработаны методы идентификации моделей по результатам проводимых экспериментов. Модели эффективно используются для анализа и оптимизации существующих технологических процессов пластической деформации как традиционных металлических материалов, так и при разработке и конструировании новых функциональных материалов, в том числе композиционных.

- 1. В.Л. Колмогоров. Напряжения, деформации, разрушение. М.: Металлургия, 1970. 232 с.
- 2. А.А. Богатов, О.И. Мижирицкий, С.В. Смирнов. Ресурс пластичности при обработке металлов давлением. М.: Металлургия, 1984. 144 с.
- 3. А.А. Богатов. Механические свойства и модели разрушения металлов. Екатеринбург: ГОУ ВПО УГТУ-УПИ, 2002. 329 с.
- 4. С.В. Смирнов, В.П. Швейкин. Пластичность и деформируемость углеродистых сталей при обработке давлением. Екатеринбург. УрО РАН, 2009. 255 с.
- 5. S. Smirnov, T. Domilovskaya // Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures. 2003. v. 26, P. 373-379.
- 6. С.В. Смирнов, Д.И. Вичужанин, А.В. Нестеренко // Вестник ПНИПУ. Механика. 2015. № 3. С. 146–164.

АТОМИСТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СМЕШАННОГО НАГРУЖЕНИЯ ОБРАЗЦОВ С ТРЕЩИНАМИ: ОЦЕНКА НАПРАВЛЕНИЯ РОСТА ТРЕЩИНЫ (ОБОБЩЕННЫЕ КРИТЕРИИ РОСТА ТРЕЩИНЫ И МЕТОД МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ)

<u>Л.В. Степанова</u>¹, С.А. Бронников¹

¹Самарский национальный исследовательский университет имени акад. С.П. Королева, Самара stepanovalv@samsu.ru

Аннотация. Дана оценка направления роста трещины в условиях смешанного нагружения в изотропном линейно упругом материале посредством двух подходов: с помощью обобщенных критериев классической континуальной линейной механики разрушения (ЛМР) и атомистического моделирования, выполненного методом молекулярной динамики в пакете LAMMPS (Large-scale Molecular Massively Parallel Simulator). В рамках классической ЛМР использовались критерии: максимального тангенциального напряжения; минимума плотности упругой энергии деформации; максимальной окружной деформации. С помощью двух подходов получены углы направления роста трещины для различных значений параметра смешанности нагружения, задающего вид нагружения.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 16-08-00571.

Введение

$$rac{\partial \sigma_{_{ heta heta }}}{\partial heta }=0, \quad rac{\partial ^2 \sigma_{_{ heta heta }}}{\partial heta ^2}<0.$$

При использовании критерия, как правило, в выражение (1) подставляют асимптотическое решение поле напряжений у вершины трещины, базирующееся на асимптотическом решении М. Уильямса, в котором удерживают лишь первое слагаемое - главный член асимптотического разложения [1]. Поэтому критерий в такой формулировке не отражает зависимость вычисленного угла от расстояния от кончика трещины, тогда как критическое расстояние от кончика макротрещины является фундаментальным понятием механики разрушения, и важным представляется расстояние, на котором вычисляется максимальное тангенциальное напряжение. Из формулировки критерия разрушения, основанного на максимальном значении тангенциального напряжения, также следует, что данный критерий не зависит от того, какое напряженное состояния реализуется – плоское напряженное или плоское деформированное. В силу указанных причин многие исследователи обращаются к критерию минимума плотности энергии упругой деформации [1-3], математическая формулировка которого имеет вид:

$$\frac{\partial S}{\partial \theta} = 0, \quad \frac{\partial^2 S}{\partial \theta^2} > 0, \quad S = \frac{1}{2\mu} \left[\frac{\kappa + 1}{8} (\sigma_{rr} + \sigma_{\theta\theta})^2 - \sigma_{rr} \sigma_{\theta\theta} + \sigma_{r\theta}^2 \right],$$

где S – плотность энергии упругой деформации, μ – модуль сдвига, κ – постоянная плоской задачи теории упругости: $\kappa = 3 - 4\nu$ для плоского деформированного состояния, $\kappa = (3 - \nu)/(1 + \nu)$ для плоского напряженного состояния. Согласно критерию максимальной окружной деформации трещина растет в направлении максимальной окружной деформации. Деформационный критерий разрушения имеет вид

$$\frac{\partial \varepsilon_{\theta\theta}}{\partial \theta} = 0, \quad \frac{\partial^2 \varepsilon_{\theta\theta}}{\partial \theta^2} < 0.$$

Обобщенные классические критерии механики разрушения

Многопараметрическое асимптотическое представление поля напряжения у вершины трещины – асимптотическое разложение М. Уильямса – имеет вид

$$\sigma_{ij}(r,\theta) = \sum_{m=1}^{2} \sum_{k=1}^{\infty} a_k^m r^{k/2-1} f_{m,ij}^{(k)}(\theta),$$

где $\sigma_{ij}(r,\theta)$ – компоненты тензора напряжений в полярной системе координат r,θ с полюсом в вершине трещины, m отвечает виду нагружения и принимает значения 1 и 2 для нормального отрыва и поперечного сдвига соответственно, a_k^m – амплитудные, масштабные множители, зависящие от геометрии образца с дефектом от природы и величины нагрузки, $f_{m,ij}^{(k)}(\theta)$ – угловые распределения компонент тензора напряжений, определяемые из решения краевых задач о нормальном отрыве и поперечном сдвиге. В большинстве случаев при определении направления роста трещины в асимптотическом разложении М. Уильямса удерживают лишь одно слагаемое. Однако, многими авторами показана необходимость удержания высших приближений как для оценки геометрии области пластического течения в окрестности вершины трещины в упругопластических материалах, так и для оценки угла направления роста трещины. Поэтому в настоящей работе определены углы направления роста трещины для различных значений параметра смешанности нагружения

$$M^{e} = \frac{2}{\pi} \operatorname{arctg} \left| \lim_{r \to 0} \frac{\sigma_{22}(r, \theta = 0)}{\sigma_{12}(r, \theta = 0)} \right|$$

задающего вид нагружения и изменяющегося от единицы, что соответствует нормальному отрыву, до нуля, что отвечает поперечному сдвигу, для всех промежуточных видов нагружения $0 < M^e < 1$. Для определения угла направления роста трещины в асимптотическом решении М. Уильямса (5) удерживалось 100 слагаемых, для чего в программе компьютерной алгебры Waterloo Maple был написан код, позволяющий вычислить угол направления роста трещины с помощью: 1) критерия максимального тангенциального напряжения; 2) критерия минимума энергии упругой деформации. Проведенный вычислительный эксперимент показал, что число удерживаемых слагаемых в асимптотическом разложении влияет на значение угла: чем больше расстояние от кончика трещины, тем больше слагаемых следует удерживать в решении.

Атомистическое моделирование роста трещины в условиях смешанного нагружения

Дж. Си ввел концепцию ядра – области, окружающей вершину трещины. Главная идея концепции состоит в том, что механика сплошных сред перестает работать на некотором расстоянии от кончика трещины. Внутри ядра представления континуальной механики не применимы. В связи с этим замечанием естественным является переход от континуальной теории к атомистическому моделированию роста трещины на данных расстояниях. Следует отметить, что метод молекулярной динамики в настоящее время широко используется для вычисления параметров механики разрушения. Поэтому целью работы является атомистическое моделирование процесса распространения трещины с помощью метода молекулярной динамики в программном комплексе LAMMPS. В качестве объекта моделирования нами была выбрана пластинка монокристаллической FCC-меди с заранее созданной центральной трещиной. Периодические граничные условия были использованы в двух направлениях в случае плоского напряжённого состояния, и в трёх — в случае плоского деформированного состояния. Ячейка моделирования содержала порядка 400 тысяч атомов в основной серии численных экспериментов и до 800 тысяч в отдельных случаях. Для поддержания температурного режима использовался термостат Нойза-Гувера в каноническом (NVT) ансамбле. Процесс квазистатического распространения центральной трещины в медной пластине в условиях смешанного нагружения моделировался в программе LAMMPS. Результаты вычислений анализировались с помощью программы OVITO, а также с использованием авторских программ обработки результатов вычислений.

Результаты расчетов показаны на рис. 1,2. Рисунки показывают процесс деформирования пластины и распространения трещины для значения параметра смешанности нагружения $M^e = 0.3$ На рисунках показано распределение нормальной компоненты тензора напряжения σ_{11} .



Рис. 1. Медная пластина с центральной трещиной после процесса минимизации энергии и после 25 пс: распределение компоненты тензора σ₁₁ (смешанное нагружение для параметра смешанности нагружения $M^e = 0.3$)



Рис. 2. Медная пластина с растущей трещиной после 35 пс и 45 пс: распределение компоненты тензора σ_{11} (смешанное нагружение для параметра смешанности нагружения $M^e = 0.3$)

Выводы

В работе определены углы распространения центральной трещины в пластине, находящейся в условиях смешанного нагружения в полном диапазоне смешанных форм нагружения, изменяющихся от нормального отрыва до поперечного сдвига. Углы распространения трещины найдены 1) с помощью обобщенных критериев разрушения континуальной механики: обобщенного критерия максимального тангенциального напряжения и обобщенного критерия минимума плотности энергии упругой деформации; 2) с помощью атомистического моделирования методом молекулярной динамики в программном комплексе LAMMPS. Для вычисления углов направления распространения трещины использовалось многопараметрическое асимптотическое разложение поля напряжения у вершины трещины, в котором удерживались высшие приближения. Показано, что удержание высших приближений существенно влияет на значение угла распространения роста трещины. На основе атомистического моделирования на примере кристалла меди определены углы направления роста трещины. Проведено сравнение углов, полученных с помощью двух различных подходов: континуального и дискретного. Показано, что углы, определенные с помощью двух различных подходов, близки друг к другу, особенно в тех случаях, когда учитываются высшие приближения в полном асимптотическом разложении М. Уильямса.

На основании проведенного анализа смешанного нагружения пластины с центральной трещиной можно заключить, что моделирование роста трещины с помощью метода молекулярной динамики является мощным и действенным средством понимания процессов разрушения и деформирования твердых тел с дефектами. Возможным и перспективным направлением дальнейших исследований является создание многоскейлинговых моделей разрушения на различных масштабных уровнях, что даст возможность более глубокого понимания механизмов разрушения и реалистичного описания роста трещины при сложных условиях нагружения.

- 1. Л.В. Степанова, С.А. Бронников, О.Н. Белова// Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. 2017. № 4. С. 189-213.
- 2. L.V.Stepanova, S.A. Bronnikov S.A. // Journal of Physics: Conference Series. 2018. V. 973(1). 012050.
- 3. O.N. Belova, L.V. Stepanova // Journal of Physics: Conference Series. 2018. V. 1096. P. 012060.

ЦИФРОВАЯ ОБРАБОТКА РЕЗУЛЬТАТОВ ОПТОЭЛЕКТРОННЫХ ИЗМЕРЕНИЙ: МЕТОД ФОТОУПРУГОСТИ И ЕГО ПРИМЕНЕНИЕ ДЛЯ ОПРЕДЕЛЕНИЯ КОЭФФИЦИЕНТОВ МНОГОПАРАМЕТРИЧЕСКОГО АСИМПТОТИЧЕСКОГО РАЗЛОЖЕНИЯ М. УИЛЬЯМСА ПОЛЯ НАПРЯЖЕНИЙ

Л.В. Степанова¹, В.С. Долгих¹, Ю.Н. Бахарева¹

¹Самарский национальный исследовательский университет имени акад. С.П. Королева, Самара

stepanovalv@samsu.ru

Аннотация. Приведены результаты числовой обработки результатов оптоэлектронных измерений, проведенных с помощью метода цифровой фотоупругости. Целью экспериментов является исследование смешанного деформирования пластин с двумя горизонтальными и наклонными трещинами, с двумя горизонтальными и наклонными боковыми надрезами и построение многопараметрических асимптотических разложений М. Уильямса поля напряжений в окрестности вершин трещин. Предложен эффективный алгоритм вычисления коэффициентов высших приближений в асимптотических разложениях компонент тензора напряжений. В работе приводятся вычисленные значения коэффициентов высших приближений полей напряжений для пластин с двумя трещинами и надрезами.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 19-01-00631.

Введение

В современной фундаментальной механике деформируемого твердого тела и, в механике разрушения в частности, и ее промышленных приложениях первоочередной задачей, возникающей в теоретическом анализе, при расчете и конструировании инженерных сооружений, является необходимость учета нелинейностей различного вида и сингулярных особенностей, вызванных частичным разрушением у концентраторов напряжений в виде трещин, острых углов, вырезов и включений. Эти задачи не решаются инженерными методами с помощью обычных нормативных методик и требуют разработки более сложных подходов к их решению с использованием математического аппарата механики разрушения, сложных программных комплексов. Высокоточные экспериментальные методики часто оказываются единственным средством верификации различных теорий механики деформируемого твердого тела и механики разрушения, как одной из ее составных частей. Весьма эффективным следует признать экспериментальные поляризационно-оптические методы определения напряжений. Поэтому поляризационно-оптические методы исследования полей напряжений и перемещений в механике деформируемого твердого тела используются как в нашей, так и за рубежом [1-4]. Экспериментальной оценке полей напряжений вблизи острых вырезов и трещин в нашей стране и за рубежом посвящается значительное количество публикаций, среди которых можно отметить исследования [1-4]. В целом, можно выделить три основных направления развития интерференционно-оптических методов в современной механики деформируемого твердого тела: 1) автоматизация обработки данных фотоупругих измерений и компьютерные программы и коды, автоматизирующие получение и обработку экспериментальной информации, полученной с помощью интерференционно-оптических методов (метода фотоупругих измерений); 2) развитие методов обработки цифровых изображений, получаемых из интерференционнооптических методов (метода фотоупругости); 3) приложения метода фотоупругости к механике разрушения и многопараметрическому описанию полей у вершины трещины; решению контактных задач, приложениям фотоупругости в смежных областях (задачи механики разрушения в биомеханике, медицине).

В настоящей работе метод цифровой фотоупругости используется для вычисления коэффициентов многопараметрического асимптотического поля напряжений у вершины трещины. В последние годы в механике хрупкого разрушения сложилось четкое и ясное понимание необходимости удержания высших приближений в полном асимптотическом разложении поля напряжений М. Уильямса у вершины трещины [1-4]. В этих работах показано, что чем больше расстояние от кончика трещины, тем больше слагаемых необходимо удерживать в асимптотическом представлении М. Уильямса поля напряжений. Особенно важное значение высших приближений в полном асимптотическом разложении М. Уильямса приобретает при обработке экспериментальной информации вне зависимости от метода исследования полей у вершины трещины. Это остается справедливым как для классического метода фотоупругости, так и для новой техники, вошедшей в употребление - метода корреляции цифровых изображений.

Поэтому в настоящей работе с помощью метода цифровой фотоупругости определены наряду с коэффициентами интенсивности напряжений и Т-напряжениями коэффициенты высших приближений асимптотических разложений поля напряжений у вершин трещин в пластинах с двумя горизонтальными и наклонными коллинеарными трещинами одинаковой и различной длины, с двумя горизонтальными и наклонными боковыми надрезами.

Экспериментальное исследование поля напряжений в окрестности вершины трещины: метод цифровой фотоупругости

Для проведения эксперимента были изготовлены образцы с разрезами из эпоксидной смолы ЭД-20, эпоксидного клея ЭДП и двухкомпонентной прозрачной эпоксидной смолы Арт-Эко. Картины изохроматических полос для различных типов образцов с трещинами и надрезами при действии различных нагрузок показаны на рис. 1,2.



Рис. 1. Картины изохроматических полос в растягиваемой пластине с двумя трещинами одинаковой длины (слева и в центре) и различной длины (справа)



Рис. 2. Картины изохроматических полос в растягиваемой пластине с двумя наклонными трещинами различной длины (слева), с двумя боковыми горизонтальными надрезами (в центре) и двумя наклонными надрезами (справа)

Экспериментальные данные (порядок изохроматических полос, координаты точек, принадлежащих изохроматическим полосам) являются исходной информацией для алгоритма, разработанного в системе компьютерной алгебры Waterloo Maple Release 17. Программный код позволяет выбрать любое наперед заданное число имеющихся экспериментальных точек и вычислить коэффициенты асимптотического разложения М. Уильямса a_k^m многопараметрического асимптотического представления поля напряжения у вершины трещины:

$$\sigma_{ij}(r,\theta) = \sum_{m=1}^{2} \sum_{k=1}^{\infty} a_k^m r^{k/2-1} f_{m,ij}^{(k)}(\theta),$$

где $\sigma_{ij}(r,\theta)$ – компоненты тензора напряжений в полярной системе координат r,θ с полюсом в вершине трещины, m отвечает виду нагружения и принимает значения 1 и 2 для нормального отрыва и поперечного сдвига соответственно, a_k^m – амплитудные, масштабные множители, зависящие от геометрии образца с дефектом от природы и величины нагрузки, $f_{m,ij}^{(k)}(\theta)$ – угловые распределения компонент тензора напряжений, определяемые из решения краевых задач о нормальном отрыве и поперечном сдвиге.

В работе создан и отлажен комплекс программ для анализа и численной обработки всей совокупности экспериментальной информации. В первой программе данные фотоупругих измерений собраны для выбранного количества точек в исследуемом образце. Алгоритм программы базируется на том факте, что каждый пиксель фотографии имеет значение интенсивности в диапазоне от 0 до 255; поэтому, пиксель, соответствующий значению 0.0, на фотографии изображается черным цветом, а пиксель со значением 255 изображается белым цветом. Следовательно, пиксели с более низкими значениями интенсивности отвечают более темному цвету. Созданная программа используется для определения значений интенсивности точек, лежащих внутри изохроматических полос. Эта процедура выполняется несколько раз для различных линий в радиальных направлениях. В результате определяются наиболее темная точка каждой изохромы. Вычисленные координаты этих наиболее темных точек используются как входные данные для работы второй программы, написанной на основе метода наименьших квадратов и процедуры метода Ньютона-Рафсона. Программы объединены в единый комплекс, позволяющий определить поля напряжений в исследуемом образце. В алгоритме реализована возможность учета высших членов в асимптотическом решении задачи (в полном решении М. Уильямса) и использования высших приближений в оптико-механическом законе. Теоретически восстановленные картины изохроматических полос, полученные с помощью вычисленных коэффициентов асимптотического разложения М. Уильямса, содержащего высшие приближения, показаны на рис. 3.



Рис. 3. Картины теоретически восстановленных изохроматических полос в окрестности вершины трещины с различным числом удерживаемых слагаемых: два слагаемых удерживалось на рисунке слева; пять слагаемых в центре и девять на рисунке справа, где показана большая окрестность вершины трещины.

Выводы

В работе выполнена большая серия экспериментов на смешанное нагружения оптически чувствительных образцов с трещинами, надрезами и угловыми вырезами с помощью интерференционнооптического метода механики деформируемого твердого тела – метода цифровой фотоупругости. В результате проведенных экспериментов были получены картины интерференционных полос: изохром и изоклин для образцов с двумя горизонтальными и наклонными коллинеарными трещинами одинаковой и различных длин. Выбранные типы образцов на смешанное нагружение позволяют эффективно исследовать смешанное деформирование образцов и моделировать смешанное нагружение образца с трещиной или угловым вырезом для всего диапазона значений параметра смешанности нагружения, характеризующего вид нагружения: параметр смешанности нагружения изменяется от 0 (что отвечает поперечному сдвигу) до 1 (что соответствует трещине нормального отрыва). Была дана интерпретация изохроматических полос для каждого типа образца.

- 1. J. C.Briñez, A.R.Martinez, J.W.Branch // Optik International Journal for Light and Electron Optics. 2018. V. 157. P. 287–297.
- 2. P.Patil, C.P.Vyasarayani, M.Ramji // Optics and Lasers in Engineering. 2017. V. 93. P. 182–194.
- 3. J.Yang., R.Zhangyu, W.Li, M.Lingtao, F.-P. Chiang // Optic and Lasers in Engineering. 2018. V. 100. P. 248–258.
- 4. Л.В. Степанова, В.С.Долгих // Вестник Самарского технического университета. Серия: Физикоматематическая. 2017. № 21(4). С. 717-735.

НЕУПРУГОЕ ДЕФОРМИРОВАНИЕ И РАЗРУШЕНИЕ СЛОИСТО-ВОЛОКНИСТЫХ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ В ЗОНАХ КОНЦЕНТРАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ

Е.М. Струнгарь, Т.В. Третьякова, Д.С. Лобанов, В.Э. Вильдеман

Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Центр экспериментальной механики, Пермь cem.spaskova@mail.ru

Аннотация. Работа посвящена экспериментальному исследованию полей деформаций в телах с концентраторами с использованием бесконтактной оптической видеосистемы Vic-3D. Рассмотрены методические особенности использования данного метода при изучении композиционных материалов. Проведены экспериментальные исследования механического поведения композитов с учетом структурных и размерных параметров в зонах концентраторов. Получены результаты оценки влияния размера концентратора напряжений относительно параметров структуры слоисто-волокнистого композиционного материала при изучении процессов неупругого деформирования и разрушения.

Работа выполнена при поддержке гранта РФИИ № 18-01-00763.

Введение

Слоистые полимерные композиты широко используются во всех областях аэрокосмической, автомобильной, электронной энергетики и машиностроения. В области механики деформируемого твердого тела одной из актуальных задач является исследование влияния различных типов концентраторов напряжений на поведение элементов конструкций. При изготовлении отверстия в слоистой полимерной конструкции целостность и непрерывность волокна и матрицы в композите нарушаются, это приводит к концентрации напряжений в области отверстия. Как следствие, снижаются структурные возможности, могут возникать непредвиденные реакции на внешние нагрузки, что может привести к поломкам при эксплуатации или к полному разрушению конструкции. Чтобы избежать потенциальной угрозы, необходимо анализировать развитие структурных повреждений композитов с концентраторами [1,2]. В настоящее время для оценки напряженно-деформированного состояния композитов всё большее внимание привлекают к себе специальные методы контроля, которые позволяют получить дополнительную информацию о материале в процессе проведения механических испытаний [3-7].

Целью работы является экспериментальное изучение закономерностей неупругого деформирования, процессов накопления повреждений и разрушения конструкционных полимерных композиционных материалов, обладающих существенной структурной неоднородностью, в условиях значительных градиентов деформаций.

Материал и методы исследования

В данной работе представлены экспериментальные исследования на одноосное растяжение образцов с отверстием, расположенным в центре пластины, диаметр отверстий варьируется от 2 до 12 мм. В качестве материала исследования выбран стеклотекстолит СТЭФ. Стеклотекстолит применяется в системах изоляции крупных механизмов и машин, гидро- и турбогенераторов, изготовления деталей электротехнического назначения. Работа выполнена в Пермском национальном исследовательском политехническом университете с использованием оборудования ЦКП Центра экспериментальной механики Пермского национального исследовательского политехнического университета на универсальной электромеханической системе Instron 5989 (600кH) с использованием цифровой оптической видеосистемы Vic-3D. Данная система предназначена для анализа полей перемещений и деформаций по всей поверхности материала в процессе испытания образцов. Математический аппарат системы основан на методе корреляции цифровых изображений (КЦИ). Съемка реализована комплектом цифровых черно-белых камер высокого разрешения (Prosilica, 16 Mп) с частотой записи 3.5 Гц. В программном обеспечении видеосистемы Vic-3D предусмотрено использование разных корреляционных критериев математической оценки соответствия цифровых изображений. В работе используется критерий нормированной суммы квадратов разностей (NSSD — normalized sum of squared difference).

Результаты испытаний

С целью подбора оптимальных параметров корреляционной обработки применительно к композиционным материалам, отличающихся значительными градиентами полей деформаций и неоднородностью структуры на поверхности, проведена серия вычислений полей перемещений и деформаций для одного кадра при различных значениях подобласти и при фиксированном значении шага. Чем меньше значение шага, тем более детализированное получается поле перемещений и деформаций за счёт увеличения количества расчётных точек. По мере увеличения шага происходит сглаживание неоднородностей,

наблюдается осреднение максимальных и минимальных величин, регистрируемых на поверхности образца, размытие структурных особенностей композиционного материала и увеличение краевой области.

В результате выполненных экспериментальных исследований по оценке влияния размера концентратора напряжений относительно параметров структуры слоисто-волокнистого композиционного материала была получена совокупность значений компонент тензора деформаций, соответствующих напряженно-деформированному состоянию в точке максимальной концентрации деформаций для пластин с круглым отверстием разного диаметра. В качестве примера, на рис. 1 (а) приведена фотография, иллюстрирующая взаимное расположение испытательного и регистрирующего оборудования. На рисунке 2 (б) приведены характерные поля деформаций для образца с круглым концентратором. Построены диаграммы нагружений, поля поперечных, продольных и сдвиговых деформаций, эпюры распределения продольных деформаций по ширине испытываемого образца. Полученные результаты отражают влияние размера концентратора напряжений относительно параметров структуры слоисто-волокнистого композиционного материала.



Рис. 1. Проведение испытаний на растяжение совместно с регистрацией полей деформаций: испытательная система Instron 5989 (1) и видеосистема Vic-3D (2) (а), неоднородные поля деформаций (б)

Заключение

В работе проведен анализ закономерностей неупругого деформирования композитных образцов в зонах концентрации. Рассмотрены диаграммы деформирования, картины полей продольных, поперечных и сдвиговых деформаций, а также локальных скоростей деформирования и их зависимостей от времени. Получены результаты верификации оптимальных параметров расчета методом КЦИ. Также выявлено, что при работе с видеосистемой правильный подбор параметров постобработки существенно влияет на точность полученных экспериментальных данных. Получены результаты оценки влияния размера концентратора напряжений относительно параметров структуры слоисто-волокнистого композиционного материала при изучении процессов неупругого деформирования и разрушения. Получены опытные данные о влиянии масштабного эффекта на процессы инициирования и развития дефектов в области концентраторов напряжений в структурнонеоднородном материале при квазистатическом нагружении.

- 1. Москвичев В.В. Основы конструкционной прочности технических систем и инженерных сооружений Монография в 3 ч. Часть 1: Постановка задач и анализ предельных состояний. Новосибирск: Наука, 2002. 106 с.
- 2. Б.Е.Победря Механика композиционных материалов М.: Изд-во Московского университета, 1984. 336 с.
- Лобанов Д.С., Вильдеман В.Э., Спаскова Е.М., Чихачев А.И. Экспериментальное исследование влияния дефектов на прочность композитных панелей методами корреляции цифровых изображений и инфракрасной термографии // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. – 2015. – № 4. – С. 159–170.
- 4. Струнгарь Е.М., Феклистова Е.В., Бабушкин А.В., Лыкова А.В. Экспериментальные исследования влияния типов переплетения 3D-тканых композитов на механические свойства полимерного композиционного материала // В сборнике: Полимерные композиционные материалы и производственные технологии нового поколения Материалы III Всероссийской научно-технической конференции. Москва, 2018. С. 325-337.
- Spaskova E. M., Wildemann V. E. Analysis of possible registration of inhomogeneous deformation fields in composite plates with technological defects // International Digital Imaging Correlation Society [Electronic resource] – 2017 -pp. 133-136.
- Anoshkin A.N., Vildeman V.E., Lobanov D.S., Chikhachev A.I. Evaluation of repair efficiency in structures made of fibrous polymer composite materials // Mechanics of Composite Materials — 2014 — Vol. 50 — No. 3 — pp. 311-316.

7. Вильдеман В.Э., Струнгарь Е.М., Лобанов Д.С., Воронков А.А. Оценка работоспособности внедренных в композитный материал волоконно-оптических датчиков с использованием данных цифровой оптической видеосистемы анализа деформаций // Дефектоскопия. – №1. – 2018. – с. 65-71.

НЕЛОКАЛЬНЫЕ КРИТЕРИИ РАЗРУШЕНИЯ КВАЗИХРУПКИХ МАТЕРИАЛОВ

С.В. Сукнев

Институт горного дела Севера им. Н.В. Черского СО РАН, Якутск suknyov@igds.ysn.ru

Аннотация. Для расширения области применения нелокальных критериев разрушения на квазихрупкие материалы предложены модифицированные критерии, содержащие комплексный параметр, характеризующий размер зоны предразрушения и учитывающий не только структуру материала, но также пластические свойства материала, геометрию образца и условия его нагружения. В соответствии с модифицированными критериями получены выражения для разрушающего напряжения в задачах об одноосном растяжении, одноосном сжатии и совместном растяжении со сжатием плоских образцов с круговым отверстием. Результаты расчётов хорошо согласуются с экспериментальными данными.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 18-05-00323.

Введение

Нелокальные критерии разрушения основаны на представлении о формировании в материале зоны предразрушения, в которой происходит локальное перераспределение напряжений, в то время как основной материал деформируется упруго вплоть до разрушения. Общим свойством этих критериев является введение новой константы – внутреннего размера материала d_0 , характеризующего его структуру, что позволяет описать масштабный эффект в условиях концентрации напряжений и тем самым расширить область применения по сравнению с традиционными критериями. Вместе с тем, как показано в работе [1], перераспределение напряжений в пределах размера d_0 связано не с пластическими свойствами материала, а с дискретностью его структуры. Поэтому область применения нелокальных критериев – это, по преимуществу, хрупкое разрушения, сопровождающегося образованием зоны маломасштабной текучести (зоны предразрушения) d, если её размер не сильно отличается от d_0 , т.е. при выполнении условия $d \approx d_0 = \text{const.}$ В работе разрушения с развитой возможность расширения области применения критериев на случаи квазихрупкого разрушения с развитой зоной предразрушения.

Размер зоны предразрушения

Ранее [2, 3] предпринимались попытки модернизировать нелокальные критерии за счёт корректировки параметра d_0 . Такая модернизация носила сугубо феноменологический характер с целью более точного описания результатов конкретного эксперимента. Другой подход предложен в работе [1] на основе анализа диаграмм хрупкого, квазихрупкого и вязкого разрушения. В эксперименте как хрупкое, так и квазихрупкое разрушение характеризуется, как правило, внезапным образованием и быстрым ростом трещины (при соблюдении необходимых условий для распространения неустойчивой трещины). Поэтому на практике определить степень «хрупкости» или «квазихрупкости» разрушения образованием и бывает очень сложно. В дальнейшем под квазихрупким разрушением будем понимать внезапное распространение неустойчивой трещины, сопровождающееся образованием значительной зоны предразрушения. При этом размер зоны предразрушения d будем соотносить не с размером трещины, как это принято в механике трещин, а с характерным размером структуры материала d_0 . Если $d = d_0$ будем говорить о хрупком разрушении, если $d > d_0$ — о квазихрупком разрушении, которое в пределе $d >> d_0$ переходит в вязкое разрушение. Перераспределение напряжений в пределах d_0 не связано с пластической (в макроскопическом смысле) деформацией материала. Пластические свойства материала начинают проявляться при $d > d_0$ и проявляются тем сильнее, чем больше d по отношению к d_0 . С учётом этого представим d в следующем виде:

$$d = d_0 + \beta L_e, \tag{1}$$

где L_e – размер зоны концентрации напряжений, \Box – безразмерный параметр, характеризующий пластичность материала. Для хрупких материалов $\beta = 0$, для пластичных материалов $\beta >> 1$. При $\Box \sim 1$ материал характеризуется умеренными пластическими свойствами. Первое слагаемое в выражении (1) характеризует собственно структуру материала, а второе отражает вклад неупругих деформаций.

При вязком разрушении критическое напряжение не зависит от размера концентратора напряжений, поэтому размер зоны предразрушения пропорционален размеру концентратора и, соответственно, размеру L_e (при неизменных граничных условиях). При хрупком разрушении, напротив, размер зоны предразрушения не зависит от размера концентратора напряжений и определяется структурой материала.

В соответствии с современными представлениями о реальном твёрдом теле, обладающем изначальной, присущей ему дефектностью малые искусственные дефекты, размеры которых сопоставимы с размерами структурных составляющих материала, не оказывают влияния на его прочность до тех пор, пока их размеры не достигнут определённого (критического) значения. Поэтому при малых значениях Le материал не чувствует присутствия концентратора напряжений и при сжатии разрушается как гладкий образец по достижении критическим давлением предела прочности C₀. После достижения критического размера концентратора разрушающее давление p_c уменьшается, асимптотически приближаясь к напряжению T_0 в случае хрупкого разрушения и к напряжению T_s ($C_0 > T_s > T_0$) в случае вязкого разрушения. Отношение напряжений T_s и T_0 связано с величиной параметра пластичности 🗌 в выражении (1).

На основе предложенного подхода разработан ряд новых (модифицированных) нелокальных критериев разрушения. Проведена верификация разработанных критериев на образцах хрупких и квазихрупких материалов, подверженных различным способам нагружения. В качестве примера рассмотрим применение модифицированного критерия средних напряжений в задаче об образовании трещин отрыва при совместном растяжении со сжатием плоских образцов с круговым отверстием.

Критическое напряжение

Рассматривается изотропная однородная линейно-упругая пластина, к которой приложено равномерно распределенное на бесконечности сжимающее напряжение \Box и растягивающее напряжение $\Box \Box$, $0 \le \alpha \le 1$. В центре пластины находится малое круговое отверстие радиуса а. Критическое напряжение, при котором в пластине будет достигнуто предельное состояние (образование трещин отрыва на контуре отверстия) [4]:

$$\sigma_{c} = 2\sigma_{0} \left[(1+\gamma)\gamma^{-3} + \alpha \left(1+\gamma^{-1} \right) (2+\gamma^{-2}) \right]^{-1},$$
(2)

где σ_0 – предел прочности материала при растяжении; $\gamma = 1 + d/a$. При значении параметра $\gamma = 1$ формула (2) даёт расчёт критического напряжения согласно традиционному критерию разрушения.

Для описания квазихрупкого разрушения размер усреднения будем определять по формуле (1), в которой размер зоны концентрации напряжений $L_e = \frac{\sigma_e}{|\text{grad } \sigma_e|}$. Воспользовавшись известным решением задачи

Кирша, получим следующую оценку: $L_e = a \frac{1+3\alpha}{5+7\alpha}$. Соответственно, выражение для параметра \Box в формуле (2) примет вид:

$$\gamma = 1 + \frac{d_0}{a} + \beta \frac{1 + 3\alpha}{5 + 7\alpha} \,. \tag{3}$$

Экспериментальная проверка

Программа экспериментальных исследований включала проведение двух серий испытаний гипсовых образцов с круговым отверстием под действием неравномерно распределённого сжатия. Использовали дигидрат сульфата кальция (двухводный гипс), приготовленный для первой серии экспериментов (гипс 1) из водного раствора высокопрочного гипса марки ГВВС-16, содержащего П-полугидрат сульфата кальция, и для второй серии экспериментов (гипс 2) – из водного раствора строительного гипса марки Г-5, содержащего □-полугидрат сульфата кальция. После изготовления образцы высушивали на воздухе в течение 30-40 суток. Перед испытанием в центре образцов высверливали круговые отверстия различного диаметра от 1 мм до 20 мм. Нагрузка р прикладывалась к образцу через жёсткие вставки, помещённые между образцом и нагружающими плитами. Методика проведения эксперимента описана в работе [4].

Значения 🗌 и 🗌 рассчитывали методом конечных элементов в центре образцов, нагруженных через вставки заданного размера и не содержащих отверстия. Нагрузку, приложенную к образцу, моделировали перемещением абсолютно жёсткой вставки. В области контакта образца со вставкой накладывали условие непроскальзывания. Для использованных в экспериментах вставок значение □ составило 0,764 *p*, □ = 0,187.

В соответствии с формулой (2) и с учётом сделанных оценок для 🗆 и 🗆 запишем выражение для критического давления в образце с круговым отверстием:

$$p_{c} = 2\chi C_{0} \Big[0,764 (1+\gamma) \gamma^{-3} + 0,143 (1+\gamma^{-1}) (2+\gamma^{-2}) \Big]^{-1},$$
(4)

где $\chi = \sigma_0 / C_0$. Параметр \Box определяется формулой (3), в которой $\Box = 0,187$.

На рис. 1, а представлены экспериментальные данные (точки) о величине нагрузки в момент образования трещин отрыва на контуре отверстия в зависимости от его диаметра l, полученные на образцах из гипса 1, и результаты расчёта критического давления (кривая) по формуле (4) при $\beta = 0$. На рис. 1, δ приведены

экспериментальные данные (точки) и результаты расчёта критического давления для гипса 2 при значениях $\beta = 0$ (кривая 1) и $\beta = 0,6$ (кривая 2). Разрушение образцов из гипса 1 хорошо описывается обычным критерием средних напряжений. Экспериментальные данные подтверждают предсказываемое нелокальным критерием асимптотическое стремление критического давления к значению, рассчитанному в соответствии с традиционным подходом для упругого тела. Это позволяет охарактеризовать разрушение данного материала как хрупкое. В то же время, применение обычного критерия для описания экспериментальных данных, полученных на образцах из гипса 2, позволяет получить удовлетворительные оценки величины критического давления только при малых (1–2 мм) диаметрах отверстия. Результаты расчётов, выполненных для больших диаметров отверстия, дают заниженные значения критического давления. Полученные экспериментальные данные свидетельствуют о том, что при увеличении диаметра отверстия критическое давление асимптотически стремится к значению, превышающему на 30 % значение, рассчитанное для упругого тела. При этом, как и в первом случае, разрушение образцов из гипса 2 характеризуется внезапным образованием на контуре отверстия и быстрым распространением вдоль оси сжатия трещин отрыва. Всё это позволяет охарактеризовать разрушение данного материала в исследованном диапазоне диаметров отверстия как квазихрупкое. Такое поведение критического давления хорошо описывается модифицированным критерием средних напряжений.



Рис. 1. Зависимость критического давления от диаметра отверстия для гипса 1 (а) и гипса 2 (б).

Заключение

Отличительной особенностью известных нелокальных критериев разрушения является введение дополнительной константы материала размерности длины (внутренний размер материала), характеризующей его структуру, при этом область применения критериев ограничена случаями хрупкого, либо квазихрупкого разрушения с малой зоной предразрушения. Для расширения области применения на случаи квазихрупкого разрушения с развитой зоной предразрушения предложено отказаться от гипотезы о размере зоны предразрушения, как о константе материала, связанной только с его структурой. В модифицированных нелокальных критериях «структурный» параметр представляется в виде суммы двух слагаемых. Первое их них характеризует собственно структуру материала и является константой, а второе отражает формирование зоны неупругих деформаций, или зоны повреждённости, и зависит от пластических свойств материала, геометрии образца и условий его нагружения (краевых условий). Проведена проверка применимости известных и модифицированных нелокальных критериев разрушения, являющихся развитием критериев средних напряжений, напряжений в точке и фиктивной трещины, на примере задачи об образовании трещин отрыва при одноосном растяжении, одноосном сжатии и совместном действии сжимающих и растягивающих напряжений в плоских образцах с круговым отверстием. На основе проведенных экспериментальных и теоретических исследований установлены закономерности разрушения хрупких и квазихрупких геоматериалов, содержащих концентраторы напряжений в виде кругового отверстия, и показано хорошее соответствие результатов расчётов по модифицированным критериям и полученных экспериментальных данных.

- 1. С.В. Сукнев // Физическая мезомеханика. 2018. Т. 21. № 4. С. 22-32.
- 2. R.B. Pipes, R.C. Wetherhold, J.W. Gillespie (Jr.) // J. Compos. Mater. 1979. V. 13. P. 148-160.
- 3. S.C. Tan // J. Compos. Mater. 1987. V. 21. P. 949-968.
- 4. С.В. Сукнев // ПМТФ. 2015. Т. 56. № 6. С. 166-172.

РАЗРУШЕНИЯ ПОДЗЕМНЫХ ПРОТЯЖЕННЫХ КОНСТРУКЦИЙ ПРИ ИХ КОНТАКТНОМ ВЗАИМОДЕЙСТВИИ С ГРУНТОМ

К.С. Султанов¹, П.В. Логинов¹, Б.Б. Рихсиева¹, Ж.Х. Кумаков²

¹Институт механики и сейсмостойкости сооружений АН РУз ²Ташкентский архитектурно-строительный институт sultanov.karim@mail.ru

Аннотация. Приводится численное решение связанных одномерных волновых задач о распространении продольных волн в грунтовом полупространстве и подземном трубопроводе. Определены продольные напряжения в трубопроводе на различных его сечениях от начального сечения, которые совпадают с начальным сечением грунтового полупространства. Показано многократное увеличение продольного напряжения в трубопроводе по сравнению с амплитудой волны в грунтовой среде. На основе анализа результатов расчетов, выявлены механизмы образования продольных напряжений в трубопроводе и причины их многократного увеличения.

Ключевые слова: грунтовая среда, волна, подземный трубопровод, взаимодействия, продольное напряжение, разрушение.

Интенсивное строительство и эксплуатация подземных газопроводов, нефтепроводов и водоводов, особенно в сейсмоопасных регионах требует обеспечения их прочности при сейсмических и других динамических нагрузках. В [1] приведен метод расчета подземных магистральных трубопроводов на продольные сейсмические нагрузки, основанный на гипотезе о равенстве продольных деформаций трубопровода и грунта. В [2-4] предложен метод расчета подземных трубопроводов на сейсмические нагрузки, основанный на сдвиге подземного трубопровода относительно грунта. Развивая идеи [1-4], в [5] разработаны и проанализированы различные законы продольного взаимодействия подземных трубопроводов с грунтом, учитывающие все основные свойства изменения силы взаимодействия подземного сооружения с грунтом.

Механизмы образования и разрушения контактного слоя на поверхности соприкосновения твердого тела с грунтом рассмотрены в [6]. Взаимодействия непрерывной волны сжатия в грунте с подземным трубопроводом проанализированы в [7].

Результаты, полученные в [1-7], показывают, что напряженные состояния в подземных трубопроводах непосредственно связаны с напряженным состоянием грунта вокруг трубопровода и его относительного сдвига.

Целью настоящей работы является определение механизма возникновения больших напряжений в подземных трубопроводах, возможные их разрушения под действием сейсмических нагрузок.

Основной проблемой здесь является определение в каждом сечении подземного трубопровода напряжения в зависимости от напряженного состояния грунта и смещения грунта относительно трубы на этом же сечении. Экспериментальное решение этой проблемы отсутствует. Остается эту проблему решить теоретически. Для этого рассмотрим простейший случай, одномерные волновые задачи о распространении плоской волны в грунте и в трубопроводе.

Распространение сейсмической волны в системе «грунтовая среда – подземный трубопровод» рассматривается на двух связанных задачах. Рассматриваются две одномерные задачи. Распространение плоской сейсмической волны в грунтовом полупространстве и подземном трубопроводе описываются уравнениями

$$\rho_{0i}\frac{\partial v_{i}}{\partial t} - \frac{\partial \sigma_{i}}{\partial x} + \chi_{i}\sigma_{\tau} = 0, \quad \frac{\partial v_{i}}{\partial t} - \frac{\partial \varepsilon_{i}}{\partial x} = 0, \quad \chi = sign(v)$$

$$\frac{\partial \varepsilon_{i}}{\partial t} + \mu_{i}\varepsilon_{i} = \frac{\partial \sigma_{i}}{E_{Di}\partial t} + \mu_{i}\frac{\sigma_{i}}{E_{Si}}, \quad \mu_{i} = \frac{E_{Di}E_{i}}{(E_{Di} - E_{Si})\eta_{i}}$$
(1)

где i = 1, 2; при i = 1 все параметры относятся к трубопроводу, а при i = 2 - к грунту, σ_i – продольное по оси x напряжение, ε_i – продольная деформация, v_i – продольная скорость частиц, E_{Di} – модуль динамического сжатия, E_{Si} – модуль статического сжатия, μ_i – параметр вязкости, η_i – коэффициент вязкости, χ – знак скорости, v – относительная скорость ($v = v_2 - v_1$), σ_τ – приведенная сила взаимодействия трубы с грунтом.

Согласно уравнениям (1) грунтовая среда и материал трубопровода считается линейным вязкоупругим телом. В частном случае, когда $E_D \to E_S$, модель среды переходит в модель упругого тела.

Волна создается в начальном сечении x=0 нагрузкой, изменяющейся по закону

$$\sigma_{i} = \sigma_{\max} \sin(\pi t/T) \text{ при } 0 \le t \le \theta$$

$$\sigma_{i} = \text{ при } t > 0$$
(2)

где σ_{max} – амплитуда, θ – время действия, T – полупериод нагрузки.

На фронте волны выполняется условие

$$\sigma_{i} = -c_{0i}\rho_{0i}v_{i}, \ v_{i} = c_{0i}\varepsilon_{i}, \ c_{0} = \left(E_{Di} / \rho_{0i}\right)^{1/2}$$
(3)
где c_{0i} – скорость распространения продольной волны в трубопроводе (i = 1) и грунте (i = 2).

Постановка задачи соответствует случаю, когда протяженный трубопровод находится в полупространстве. Ось х трубопровода и полупространство совпадают. На поверхности контакта трубопровода с грунтом образуется сила взаимодействия (трения), которая определяется соотношением

$$\sigma_{\tau} = 4D_H \tau \left(D_H^2 - D_B^2 \right) \tag{4}$$

где D_{H} – наружный диаметр, D_{B} – внутренний диаметр трубопровода, τ – касательное к внешней поверхности напряжение, определяемое из законов взаимодействия, предложенных в [5].

Система уравнений (1) с граничными условиями (2), (3) решается методом характеристик с последующим применением метода конечных разностей.

Для проведения расчетов приняты следующие значения исходных данных для трубопровода и грунта:

 $D_{H} = 0.2$ m; $D_{B} = 0.18$ m; $\rho_{01} = 7800$ kg/m³; $c_{01} = 5000$ m/c; $\mu_{1} = 10^{6}$ c⁻¹; $E_{D1} = E_{S1} = 2 \cdot 10^{5}$ MIIa; $\rho_{02} = 2000$

кг/м³; $c_{02} = 500$ м/с; $\mu_2 = 10^4$ с⁻¹; $E_{D2} = E_{S2} = 2 \cdot 10^3$ МПа;

коэффициент бокового давления грунта $K_{\sigma} = 0.3$.

Значения параметров модели взаимодействия [5]: $C_s = 100 \text{ м/c}$; $K_N = 100 \text{ м}^{-1}$; $f_N = 0.425$; $\gamma_N = 1.5$; $\gamma_*^m = 4$; $\beta_u = 2.5$; $\varphi = 0$; $\varkappa = 0.1$. Рассматривается полубесконечный трубопровод (L = 10000 м).

Параметры нагрузки $\sigma_{\text{max}} = 0.5 \,\text{Mna}; T = 0.01 \,\text{c},$ что соответствует высокоточной сейсмической нагрузке ($\omega = 50 \text{ c}^{-1}$) с амплитудой 0.5 МПа.

Вертикальное к оси трубопровода напряжение определяется по формуле

$$\sigma_N = \sigma_N^S + \sigma_N^D, \ \sigma_N^D = K_\sigma \sigma_2 \tag{5}$$

где σ_{N}^{s} – статическое напряжение, определяемое весом грунта над трубопроводом.

На рис.1 приведено изменение касательного напряжения на поверхности контакта трубопровода с грунтом на сечении x = 7.5 м, согласно закону взаимодействия, основанному на модели стандартно-линейного тела [5]. Касательное напряжение нарастает с увеличением относительного смещения $u = u_2 - u_1$, достигает пикового значения, затем спадает. При u = 0.005 м значение τ стабилизируется и она определяется из закона Кулона [5]. При изменении знака относительной скорости $v = v_2 - v_1$, значение τ уменьшается до нуля и далее начинается новый цикл взаимодействия.

На рис.2 приведены изменения продольных напряжений, относящихся к сечениям трубопровода x = 2.5 м (кривые 1-3); 5 м (кривые 1⁰-3⁰) и 7,5 м (кривые 1^{*}-3^{*}) от начального сечения. Кривые 1 получены при $K_{\sigma} = 0$; для кривых 2 – $K_{\sigma} = 0.3$ и при $\sigma_{\scriptscriptstyle N}^{\scriptscriptstyle D} < 0$, $\sigma_{\scriptscriptstyle N} = \sigma_{\scriptscriptstyle N}^{\scriptscriptstyle S} = const$; для кривых 3 – $K_{\sigma} = 0.3$; при $\sigma_{\scriptscriptstyle N}^{\scriptscriptstyle D} < 0$, $\sigma_{\scriptscriptstyle N} = 0$.

Прежде всего, результаты расчетов на рис.2 показывают существенный рост напряжения, по сравнению с амплитудой волны в грунте ($\sigma_{\text{max}} = 0.5 \,\text{M}\Pi a$). При рассматриваемых исходных данных волна в грунте распространяется без затухания. Влияние σ_{τ} на параметры волн в грунте практически нет.

При частоте продольной волны в грунте $\omega = 50 \, \text{c}^{-1}$, увеличение напряжения в трубопроводе наблюдается в сто раз, т.е. до 50 МПа.





Рис.1. Изменение касательных напряжений в сечениях трубопровода

сечениях трубопровода

Результаты расчетов показывают, что при дальнейшем уменьшении частоты сейсмической волны до $\omega = 5 \text{ c}^{-1}$, максимальное напряжение в трубопроводе увеличивается до 150 МПа, в 300 раз по сравнению с амплитудой сейсмической волны в упругом грунте. Учет в расчетах вязких и пластических свойств грунта приводит к ещё большему увеличению продольного напряжения в грунте на 20-30% по сравнению с упругим случаем. В результате в трубопроводе возникает напряжение $\sigma_1 = 150 - 200$ МПа, что превышает предел допустимых напряжений при эксплуатации стальных трубопроводов. Такие значения напряжений приводят к разрушению подземных магистральных трубопроводов.

Механизм образования продольных напряжений в подземном трубопроводе состоит из трех составляющих. Первая – это относительное смещение (трение), через которое передается огромное усилие (энергия) грунтовой среды на трубопровод. Вторая – это нормальное к внешней поверхности напряжение (давление). Продольное напряжение в трубопроводе, без учета нормального динамического напряжения σ_N^D в

(5), в два раза меньше, чем когда σ_N^D учитывается (кривые 1 и 2, рис.2). Учет отрыва на поверхности контакта трубопровода с грунтом (кривые 3, $\sigma_N^D < 0$, $\sigma_N = 0$) также приводит к увеличению продольного напряжения с удалением от начального сечения трубопровода. Третья – это свойства грунтов. Когда учитываются вязкие и

пластические свойства грунтов, увеличивается смещение грунта, следовательно, значение относительного смещения u. Это приводит к увеличению значения касательного напряжения τ и увеличивается значение продольного напряжения.

На рис.2 кривые 1 соответствуют теории сейсмостойкости [2-4], когда учитывается только относительное смещение на поверхности контакта подземного трубопровода с грунтом. Динамическое нормальное напряжение к внешней поверхности трубопровода σ_N^D не учитывается. Как видно на рис.2, в этом случае значение продольного напряжения в трубопроводе примерно в два раза (на 100%) меньше, чем когда учитывается σ_N^D . Отсюда следует, что метод определения продольного напряжения в трубопроводе, предложенный в [2-4], дает неточные результаты.

Таким образом, учет в расчетах напряженного состояния грунтовой среды, вокруг подземного протяженного трубопровода, приводит к образованию существенно больших напряжений в трубопроводе, при частотах продольных волн меньше 20 с⁻¹.

Установлено, что амплитуда продольных напряжений в трубопроводе зависит от частоты продольных волн, от значения нормального к внешней поверхности динамического напряжения в грунте, от значения смещения грунта относительно трубопровода и от вязких и пластических свойств грунта.

Воздействия нагрузки на начальное сечение трубопровода, на формирование продольного напряжения в трубопроводе практически не влияет. Напряженное состояние трубопровода существенно зависит от механического поведения грунтовой среды вокруг трубопровода и параметров волн в грунтовой среде.

- 1. Ш.Г. Напетваридзе и др. Сейсмостойкость магистральных трубопроводов и специальных сооружений нефтяной и газовой промышленности.М.: Наука, 1980. 172 с.
- 2. А.Б. Айнбиндер А.Б. Расчет магистральных и промысловых трубопроводов на прочность и устойчивость. М.: «Недра», 1992. 288 с.
- А.Б. Айнбиндер, А.Г. Кемерштейн. Расчет магистральных трубопроводов на прочность и устойчивость. М.: «Недра», 1982. 341 с.
- 4. П.П. Бородавкин. Подземные магистральные трубопроводы. М.: «Недра», 1982. 384 с.
- 5. К.С. Султанов, А.А. Баходиров // Основания, фундаменты и механика грунтов. 2016. №2. С. 25-31.
- 6. А.А. Баходиров, С.И. Исмаилова, К.С. Султанов // ПММ. том.79. №6. С. 839-852
- 7. А.А. Баходиров, К.С. Султанов // МТТ. 2014. №3. С. 132-144

АКУСТИЧЕСКАЯ АНИЗОТРОПИЯ МЕТАЛЛОВ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И НАКОПЛЕНИИ ПОВРЕЖДЕННОСТИ

<u>Д.А. Третьяков</u>¹, А.К. Беляев^{1,2}, А.Р. Галяутдинова¹, В.А. Полянский^{1,2}, А.С. Семенов¹

¹Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, г. Санкт-Петербург ²Институт проблем машиноведения РАН, г. Санкт-Петербург dmitry.tretyakov93@yandex.ru

Аннотация. Исследована акустическая анизотропия металлов при пластической деформации и накоплении повреждений. Применен метод угловых диаграмм акустической анизотропии, позволяющий определить ориентацию главных осей механических напряжений при неразрушающем контроле конструкций. Получены соотношения, связывающие главные значения тензора поврежденности с акустической анизотропией и скоростями ультразвуковых волн, для оценки остаточного ресурса до разрушения. Относительное расхождение расчетных и экспериментальных значений акустической анизотропии при использовании явной схемы симметризации тензора эффективных напряжений не превосходит 5%.

Работа выполнена при поддержке гранта РНФ №18-19-00413.

Введение

Измерение относительной разности скоростей распространения поперечных ультразвуковых волн взаимно ортогональной поляризации (акустической анизотропии) является одним из стандартизованных методов неразрушающего контроля деталей машин и элементов конструкций. Для случая чистых упругих деформаций разработаны теория и экспериментальные методики для определения плоского напряженного состояния с помощью объемных волн, распространяющихся по нормали к плоскости действия напряжений, а основанный на ней метод, известный как метод акустоупругости, стандартизирован для измерения внутренних напряжений. Значительный вклад в дело практического применения метода акустоупругости в нашей стране внесла Н.Е. Никитина, обобщившая исследования в области акустоупругого эффекта в монографии [1].

Одной из главных проблем при измерениях акустической анизотропии является то, что к ней приводят не только упругие деформаций, но и исходная анизотропия материала, вызванная текстурированием, и накопленные пластические деформации, которые возникают как в процессе изготовления (прокат, сварка, прессование), так и при эксплуатации конструкций. Причем текстурирование и накопленные пластические деформации, как правило, дают величину акустической анизотропии примерно в десять раз большую, чем внутренние напряжения.

Все три составляющих необходимо разделять при неразрушающем контроле. И если для оценки влияния текстурирования на акустическую анизотропию используются образцы – свидетели, то для разделения вклада упругих и пластических деформаций единого подхода не существует. Основополагающие теоретические работы в данном направлении связаны с именами Y.H. Pao [2] и M.Kobayashi [3], которые предложили метод акустопластичности для исследования напряжений в слабо анизотропных материалах. Ими постулировалась линейная зависимость акустической анизотропии *a* от пластических деформаций:

$$a = a_0 + a_1(\varepsilon_1^P - \varepsilon_2^P) + a_2(\sigma_1 - \sigma_2)$$
(1)

где ε_1^P , ε_2^P - главные пластические деформации, σ_1 и σ_2 – главные напряжения, a_1, a_2 – константы материала, a_0 - начальная акустическая анизотропия, обусловленная влиянием текстуры.

Данная теория была экспериментально и теоретически обоснована в случае малых пластических деформаций образцов из отожжённого чистого алюминия [2], однако она не решила проблемы разделения вклада упругих и пластических деформаций в величину акустической анизотропии.

Экспериментальное исследование влияния пластических деформаций на акустическую анизотропию анизотропных материалов

Использование измерений величины акустической анизотропии для неразрушающего контроля представляет интерес в конструкциях, изготовленных из стандартного промышленного проката, для которых характерна технологически обусловленная анизотропия механических свойств.

Для установления характера зависимости акустической анизотропии от деформаций в широком диапазоне, был проведен цикл ультразвуковых исследований алюминиевых образцов марки АМц, вырезанных поперек направления проката, для которых были предварительно получены данные об их механических характеристиках. Предел текучести образцов составил 85 МПа, предел временного сопротивления – 155 МПа.

Результаты измерений a, проведенных с помощью промышленного анализатора [4], указывают на немонотонный характер зависимости величины a от логарифмической деформации ε (на рис.1) [5-6]. Немонотонные участки кривой приходятся на диапазон деформаций, при которых происходит пластическое течение с образованием одной или нескольких полос Людерса.



Рис. 1. Зависимость акустической анизотропии *a* от логарифмической деформаций *є*



Рис.2. Семейство угловых диаграмм акустической анизотропии, построенное для различных деформаций *є* образцов

Кривая, аналогичная представленной на рис.1, была получена и для образцов, вырезанных вдоль направления проката, с той лишь разницей, что акустическая анизотропия на всех этапах нагружения имела положительную величину. Она вычислялась по результатам измерения относительной разности скоростей v_1 и v_2 поперечных волн, поляризованных вдоль и поперек оси образцов, согласно определению:

$$a = 2(v_1 - v_2)/(v_1 + v_2).$$
⁽²⁾

В формуле (2) скорость v_1 , согласно стандартной методике [7], измеряется вдоль направления максимального главного напряжения. На практике при анализе элементов сложных конструкций ориентация главных осей напряжений зачастую неизвестна. Для ее определения мы использовали метод построения угловых диаграмм акустической анизотропии. Диаграммы строились путем поворота ультразвуковых датчиков, генерирующих две ортогонально поляризованных поперечных волны, относительно оси образцов. Семейство угловых диаграмм акустической анизотропии, полученных экспериментально при жестком ступенчатом нагружении плоских образцов в разрывной машине, представлено на рис.2. Направление главных осей напряжений совпадает с ориентацией осей симметрии диаграмм.

Связь между акустической анизотропией и главными значениями тензора поврежденности второго ранга

Для оценки остаточного ресурса конструкции из проката по результатам измерений скоростей ультразвуковых волн и акустической анизотропии может быть использовано понятие тензора поврежденности **D** второго ранга [8]. С его помощью можно описать ортотропный материал, подверженный действию растягивающих напряжений. В данном случае речь идет о математической мере поврежденности, которая является индикатором близости материала к моменту разрушения, которое может быть вызвано как действием пластических деформаций, так и образованием дефектов структуры металла в случае статического или циклического нагружения.

Связь тензора поврежденности **D** с тензором эффективных напряжений **o** имеет вид:

$$\overline{\boldsymbol{\sigma}} = \boldsymbol{\sigma} \cdot (\mathbf{1} - \mathbf{D})^{-1},$$

где **б** - тензор напряжений Коши, **1** - единичный тензор.

В общем случае тензор $\overline{\sigma}$ оказывается несимметричным. Наиболее известными схемами симметризации тензора $\overline{\sigma}$ являются явная аддитивная (EAS-explicit additive scheme), явная мультипликативная (EMS-explicit multiplicative scheme) и неявная аддитивная (IAS – implicit additive scheme) схемы [9].

В случае распространения акустической волны по толщине материала вдоль третьей главной оси \mathbf{n}_3 тензора поврежденности **D** и совпадения осей анизотропии с двумя другими его главными осями \mathbf{n}_1 и \mathbf{n}_2 , можно получить соотношения, связывающие тензор $\boldsymbol{\sigma}$, тензор $\bar{\boldsymbol{\sigma}}$, тензор **D** и главные значения тензора поврежденности со скоростями ультразвуковых волн, вывод которых подробно описан в работе [9].

Уравнение связи между акустической анизотропией и главными поврежденностями может быть получено путем подстановки этих соотношений в формулу (2). Нелинейное выражение, которое получается в случае подстановки, может быть упрощено для случая малых поврежденностей. В этом случае компоненты тензора $D_1 \ll 1, D_2 \ll 1, D_3 \ll 1$:

$$\Delta a = (D_2 - D_1)/4 \ . \tag{3}$$

В качестве примера, на рис. З представлены зависимости компонент тензора поврежденности D_1 и D_2 от логарифмической деформаций при испытаниях на одноосное растяжение корсетных образцов. Экспериментально полученные по результатам измерения напряжений и деформаций значения поврежденностей позволяют воспользоваться соотношением (3). Результаты расчетов акустической

анизотропии на основе (3), полученные для всех трех схем симметризации [9], показывают хорошее совпадение с акустической анизотропией, полученной по экспериментальным данным (на рис.4). Максимальные отклонения составили: для явной аддитивной схемы – 4.88%, для явной мультипликативной схемы – 6.24%, для неявной аддитивной схемы – 11.97% [10].





Рис.4. Сравнение расчетной акустической анизотропии *a_{theor}* для трех схем симметризации с экспериментальной анизотропией *a_{exp}*

Рис.3. Зависимость D_1 и D_2 от логарифмической деформации ε

Заключение

Проведенные исследования показали, что существует нелинейная зависимость акустической анизотропии от деформаций, которая не может быть описана соотношением Рао-Нігао, полученным в рамках нелинейно-упругой модели Мурнагана. Был предложен метод угловых диаграмм акустической анизотропии для определения осей главных напряжений для использования в стандартной методике. Способ оценки остаточного ресурса, основанный на вычислении главных значений тензора поврежденности по результатам измерения скоростей ультразвуковых волн, показал хорошее соответствие с результатами экспериментов: погрешности теоретической оценки акустической анизотропии от экспериментальных значений для явной схемы симметризации тензора эффективных напряжений не превысили 5%.

Результаты исследования могут быть использованы для неразрушающего контроля пластических деформаций и поврежденности конструкций с помощью акустической анизотропии.

- 1. Н.Е. Никитина. Акустоупругость. Опыт практического применения. Н.Н.: Талам, 2005. 208с.
- 2. M. Hirao, Y.H. Pao. Dependence of acoustoelastic birefringence on plastic strains in a beam //The Journal of the Acoustical society of America. 1985. Vol. 77. No. 5. P. 1659-1664.
- 3. M. Kobayashi. Theoretical study of acoustoelastic effects caused by plastic anisotropy growth //International journal of plasticity. 1987. Vol. 3. No. 1.P. 1-20.
- 4. Прибор для измерения механических напряжений ИН-5101А. Руководство по эксплуатации. ИНКО.468160.008 РЭ.
- 5. A.K. Belyaev et al. Propagation of sound waves in stressed elasto-plastic material //Days on Diffraction (DD). 2016. P. 56-61.
- A.K. Belyaev et al. Estimating the plastic strain with the use of acoustic anisotropy //Mechanics of Solids. 2016. Vol. 51. No. 5. P. 606-611.
- ГОСТ Р. 52330-2005. Контроль неразрушающий //Акустический метод контроля механических напряжений. Общие требования. – 2007.
- A.S. Semenov, V.A. Polyanskiy, L.V. Shtukin, D.A. Tretyakov. Effect of Surface Layer Damage on Acoustic Anisotropy //Journal of Applied Mechanics and Technical Physics. 2018. Vol. 59. No. 6. P. 1136-1144.
- 9. A.S. Semenov. Symmetrization of the effective stress tensor for anisotropic damaged continua //St. Petersburg Polytechnical University Journal: Physics and Mathematics. 2017. Vol. 3. No. 3. P. 271-283.
- 10. A.K. Belyaev, V.A. Polyanskiy, A.S. Semenov, D.A. Tretyakov, Yu.A. Yakovlev. Investigation of the correlation between acoustic anisotropy, damage and measures of the stress-strain state //Procedia Structural Integrity. 2017. Vol. 6. P. 201-207.

КОНЕЧНО-ЭЛЕМЕНТНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЗОНЫ НАКОПЛЕНИЯ ПОВРЕЖДЕНИЙ ВБЛИЗИ ВЕРШИНЫ ТРЕЩИНЫ

В.А. Туркова

Самарский университет, Самара turkovava@samsu.ru

Аннотация. Элементы реальных конструкций испытывают воздействие различных температур и нагрузок, протяженное во времени. Эффективное проектирование сложной структуры (агрегата, элемента конструкции) зависит от развития точных аналитических и числовых моделей. Особенно важным для этого является полное понимание механизмов развития повреждений и их взаимодействий между собой. Необходима возможность сочетания модели материала с законом накопления повреждений. В работе представлена модель поврежденности, основанная на механике повреждения сплошных сред. Модель материала добавляется в расчет в виде пользовательской подпрограммы (UMAT) в коммерческом конечно-элементном пакете Simulia ABAQUS.

Работа выполнена при поддержке гранта РНФ № 19-01-00631.

Введение

Процесс накопления повреждений в твердых телах может быть описан с помощью введения скалярной или тензорной меры поврежденности.

В самом простом варианте, поврежденность можно описать скаляром $1 \ge \psi \ge 0$ [1]. В начальном состоянии при отсутствии поврежденности $\psi = 1$, с течением времени функция ψ убывает. Функцию ψ можно интерпретировать как сплошность.

В 1959 году Ю.Н. Работнов ввел функцию $\omega \ge 0$, равную нулю в начальном состоянии, и единице – в момент разрушения [2]. Данную функцию можно принять за меру охрупчивания. Функцию ω естественно назвать поврежденностью, и считать, что $\psi = 1 - \omega$.

Величина ω может быть интерпретирована, как относительная площадь поперечного сечения, занятая трещинами. Предполагается, что скорость изменения данного параметра $\dot{\omega}$ зависит от напряжения и от ω . Такое предположение позволяет считать ω одним из структурных параметров. Простейшая гипотеза предполагает, что $\dot{\omega}$ есть степенная функция отношения $\sigma/(1-\omega)$. Данное отношение может быть истолковано как среднее напряжение на площади поперечного сечения, свободной от трещин.

Модель материала, основанная на тензоре поврежденности

После работ Л.М. Качанова и Ю.Н. Работнова континуальная механика поврежденности двигалась по пути усложнения эволюционных уравнений, отражения анизотропии, решения краевых задач в связках «упругость-поврежденность», «пластичность-поврежденность». Существующие модели поврежденности для изотропных материалов были обобщены для анизотропных линейно-упругих материалов, таких как бетон, горные породы. Для учета эффектов анизотропии был предложен целый ряд математических моделей, одна их которых – модель для боросиликатного стекла, основанная на введении тензорной меры поврежденности – представляет интерес для нашего исследования, так как данную модель материала можно описать и реализовать в КЭ-пакете Simulia ABAQUS, при помощи процедуры подключения пользовательского материала UMAT (User Material).

Определяющие соотношения материала:

$$\begin{cases} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \sigma_{12} \\ \sigma_{23} \\ \sigma_{31} \end{cases} = \begin{cases} \lambda + 2\mu + 2D_{11}(c_1 + c_2) \\ \lambda + C_1(D_{11} + D_{22}) & \lambda + 2\mu + 2D_{22}(C_1 + C_2) \\ \lambda + C_1(D_{11} + D_{33}) & \lambda + C_1(D_{22} + D_{33}) & \lambda + 2\mu + 2D_{33}(C_1 + C_2) \\ 0 & 0 & 0 & \mu \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \mu \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \mu \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \mu \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \mu \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \mu \\ \\ \sigma_i - \sigma_{ih}(T) \\ \sigma_{ih} < \sigma_i < \sigma_c \\ 1 & \sigma_i \ge \sigma_c \end{cases}$$

где σ_{ii} – компоненты тензора напряжений,

 ε_{kl} — компоненты тензора деформаций,

*D*_{ii} – компоненты тензора поврежденности,

 $K_{ijkl}^{e}(T), K_{ijkl}^{d}(T)$ – компоненты обратного тензора к тензору упругих модулей четвертого ранга,

*є*th – деформации, обусловленные температурными напряжениями [3-6].

Конечно-элементное моделирование и вычисления

Процедура UMAT для материала с поврежденностью была реализована для простой конструкции:



Рис. 1. (а) эквивалентные напряжения в модели без UMAT; (b) компонента напряжений σ_{11} без UMAT; (c) компонента напряжений σ_{22} без UMAT; (d) компонента напряжений σ_{33} без UMAT; (f) эквивалентные напряжения в модели с UMAT; (g) компонента напряжений σ_{11} с UMAT; (h) компонента напряжений σ_{22} с UMAT; (i) компонента напряжений σ_{33} с UMAT.



Рис. 2. (а) компонента деформаций D_{11} в модели; (b) компонента деформаций D_{22} в модели; (c) компонента деформаций D_{33} в модели.

Конечно-элементный анализ стержня показал, что растяжение неповрежденной конструкции (Puc.1 (a) – (d)) и поврежденной конструкции (Puc.1 (f) – (i)) различаются. Распределения компонент тензора поврежденности в стержне также получены и показаны на рисунке 2. Можно сделать вывод, что накопление повреждений влияет на напряженно-деформированное состояние конструкции.

Заключение

Полученные на настоящий момент результаты показывают, что с помощью инкорпорирования параметра поврежденности в определяющие соотношения материала можно уточнить результаты расчетов напряженно-деформированного состояния конструкции.

- 1. Качанов Л.М. О времени разрушения в условиях ползучести. Изв. АН СССР. ОТН., 1958. С. 26-31.
- Работнов Ю.Н. О механизме длительного разрушения// Вопросы прочности материалов и конструкций. М.: Изд-во АН СССР, 1959. С. 5-7.
- 3. Sun X., Khaleel M. Modeling of glass fracture damage using continuum damage mechanics static spherical indentation// Int. J. of Damage Mechanics. 2004., № 13(3). C. 263-285.
- 4. Modeling of thermal shock-induced damage in a borosilicate glass/ Dubé M., Doquet V., Constantinescu A., и др. // Mechanics of Materials. 2010., № 42. С. 863-872.
- 5. Experimental and numerical study of crack healing in a nuclear glass/ Doquet V., Ben Ali N., Chabert E. и др. // Mechanics of Materials. 2015., № 80. С. 145-162.
- 6. Fracture of a borosilicate glass under triaxial tension/ Doquet V., Ben Ali N., Constantinescu A. и др.// Mechanics of Materials. 2013., № 57. С. 15-29.
- Nonlinear solid mechanics: applications to loading of structures in damaged materials// Procedia Structural Integrity. 2018. — Vol. 13. Pages 982-987

МОДЕЛИРОВАНИЕ "ВЯЗКОГО" РАЗРУШЕНИЯ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ОБРАЗЦОВ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

<u>Е.В. Туч</u>¹, М.Н. Кривошеина^{1,2},

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Россия, Томск. ²Томский государственный университет, Россия, Томск. elenatuch@yandex.ru

Аннотация. В работе представлены результаты численных расчетов динамического нагружения преград из анизотропного алюминиевого сплава Д16Т при различной ориентации направления нагружения относительно направления прокатки. В ходе работы были определены динамические пределы упругости и откольной прочности сплава Д16Т в направлениях, параллельном и перпендикулярном направлению прокатки. Показано хорошее согласие полученных результатов расчетов с исследованиями свойств сплава Д16Т в условиях натурных экспериментов при динамическом нагружении.

Ключевые слова: Д16Т, упругопластическое деформирование, динамическое нагружение, разрушение

Введение

Среди многочисленных критериев разрушения критерии, в которых используются значения деформации, занимают небольшую часть, но традиционно применяются для моделирования разрушения материалов, которые имеют небольшую пластическую деформацию во время разрушения. Особенно сложным является выбор критерия разрушения для анизотропных материалов, поскольку даже некоторые поликристаллические материалы имеют анизотропию прочности при растяжении в пределах нескольких процентов и анизотропию предельных деформаций при растяжении до 10 раз. Поэтому изучение применения различных критериев разрушения, содержащих такие виды предельных деформаций, как: накопленная пластическая деформация, предельная упругая или пластическая деформация, а также критическая пористость, по отношению к анизотропным материалам является актуальной задачей. В работе Г.В. Гаркушина, Г.И. Канеля, С.В. Разоренова [1] экспериментальным методом было выявлено, что "направление ударного сжатия образцов из сплава Д16Т влияет на давление упругопластического перехода и значение откольной прочности. Большее значение динамического предела упругости демонстрирует сплав при нагружении в поперечном направлении." В настоящей работе представлено численное моделирование динамического нагружения преграды из трансверсально изотропного алюминиевого сплава Д16Т при различной ориентации направления нагружения относительно направления прокатки. В одном случае направление нагружения совпадало с направлением прокатки, в другом – ориентировано перпендикулярно направлению прокатки. Постановка задачи численного моделирования ударного нагружения преграды из сплава Д16Т совпадает с постановкой задачи в натурном эксперименте с целью исследования его пластических и прочностных свойств [1]. В качестве критерия разрушения применялся критерий разрушения, содержащий предельную пористость.

Математическая модель деформирования анизотропного материала

Деформирование анизотропных материалов описывается с помощью системы уравнений для нестационарного адиабатического движения в сжимаемой анизотропной среде [2] – уравнение неразрывности, уравнение движения сплошной среды, уравнение энергии.

Полагается, что общая деформация представима в виде суммы упругой и пластической деформаций, пластическое течение трансверсально изотропного материала не зависит от гидростатического давления, упругие свойства материала не изменяются в ходе пластической деформации.

Упругая деформация определяется с помощью обобщенного закона Гука:

(1)
$$\frac{d\sigma_{ij}}{dt} = C_{ijkl}e_{kl}$$

 C_{ijkl} – компоненты тензора упругих постоянных, σ_{ij} – компоненты симметричного тензора напряжений, e_{kl} – компоненты симметричного тензора скоростей деформаций.

В области пластических деформаций тензор полных напряжений разлагается на шаровую и девиаторную части

 $\sigma_{ki} = -P\delta_{ki} + S_{ki}$

где P-гидростатическое давление, S_{ki} -компоненты девиатора напряжений и δ_{kl} -символ Кронекера.

В области пластических деформаций анизотропного материала давление *P* в материале рассчитывалось по уравнению Ми-Грюнайзена как функция удельной внутренней энергии *E* и текущей плотности ρ :

$$P = \sum_{n=1}^{3} K_n \left(\frac{V}{V_0} - 1 \right)^n \left[1 - K_0 \left(\frac{V_0}{V} - 1 \right) / 2 \right] + K_0 \rho E,$$
(2)

где *K*₀, *K*₁, *K*₂, *K*₃ - константы материала, *V*, *V*₀ – текущий и начальный объемы.

Компоненты девиатора полных напряжений вычислялись по теории течения. Для вычисления пластической деформации используется ассоциированный закон течения в виде

$$d\varepsilon_{ij}^{p} = d\lambda \frac{\partial F}{\partial \sigma_{ij}},\tag{3}$$

параметр $d\lambda$ при упругой деформации, при пластической всегда положителен, определяется с помощью условия пластичности; ε^{p}_{ij} – компоненты пластической деформации, F – функция пластичности. В качестве функции пластичности применяется условие Мизеса-Хилла 48', введенное для анизотропных металлов [3].

Модель упругопластического деформирования материала дополнена критерием разрушения, содержащего предельную пористость. Откольное разрушение образца рассматривается как процесс слияния микропор в пластически деформированном материале под действием растягивающих напряжений. Проводя усреднение по объему перейдем от объема пористой среды к сплошной с усредненной плотностью и уравнением состояния пористого материала. В предположении, что изменение объема пор зависит от пластических характеристик материала и не зависит от характеристик вязкости, решается уравнение, представляющее собой равенство приращения давления, полученного с помощью уравнения состояния матричного материала и за счет роста сферических пор. В качестве меры разрушения применялся параметр пористости, введенный Херрманом [5]. Параметр пористости Херрмана моделируется как отношение удельного объема ($V=V_m+V_p$) пористой среды к удельному объему сплошного материала (исходный материал) $\alpha = V_{V_m}$. (4)

При моделировании отрывного разрушения использовалось уравнение для определения параметра, полученное из условия равновесия сферической поры под действием приложенного давления в виде

$$\alpha P_e + \alpha_s \ln(\frac{\alpha}{\alpha - 1}) = 0, \, \text{где} \ a_s = \frac{2}{3} \sigma_{sm}.$$
(5)

Уравнение (5) применяется при условии $P_e \leq -\frac{a_s}{\alpha} \ln(\frac{\alpha}{\alpha-1})$, в противном случае изменение пористости во времени не происходит, т.е. da/dt=0. Уравнение (5) описывает эволюцию параметра в диапазоне: $1 < a_{00} \le a \le a_K$.

Моментом завершения локального макроскопического разрушения материала является достижение пористостью критического значения *a_K*.

Упруго-пластическое деформирование ударника моделируется с помощью модели Прандтля-Рейсса.

Напряжения, определенные в элементе, жестко повернутом в пространстве, пересчитываются с помощью производной Яуманна

$$\frac{DS_{ij}}{Dt} = \frac{dS_{ij}}{dt} - S_{ik}\omega_{jk} - S_{jk}\omega_{ik}, \text{ где } \omega_{ij} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial \upsilon_j}{\partial x_i} - \frac{\partial \upsilon_i}{\partial x_j} \right).$$
(6)

Постановка задачи ударного нагружения преграды из сплава Д16Т



Рисунок 1. Начальная конфигурация ударника и преграды

Постановка задачи численного моделирования ударного нагружения преграды из алюминиевого сплава Д16Т совпадает с постановкой задачи в натурных экспериментах с целью исследования его пластических и прочностных свойств [1]. Все расчеты проведены с использованием оригинальных программ [4] в трехмерной постановке. На рисунке 1 представлена начальная конфигурация ударника (расчетная область составляет 25 920 тетраэдров) и преграды (227 430 тетраэдров).

Начальная скорость алюминиевого изотропного ударника v=630м/с, толщина ударника составляет 0.4мм, толщина преграды – 2мм. Материал преграды – трансверсально изотропный алюминиевый сплав Д16Т. Механические характеристики материала преграды вдоль направления ОХ соответствовали характеристикам сплава Д16Т вдоль направления прокатки. В направлении оси ОZ механические характеристики сплава Д16Т соответствуют случаю, когда направление перпендикулярно направлению прокатки [1].

Результаты

На рисунке 2 представлены профили скорости свободной поверхности преграды из алюминиевого сплава Д16Т при нагружении ее изотропным алюминиевым ударником со скоростью 630 м/с. На рисунке 2а представлены результаты экспериментальных данных, а на рисунке 2б результаты численных расчетов, кривая

1 соответствует случаю направления ударного нагружения параллельно направлению прокатки, кривая 2 – перпендикулярно направлению прокатки.



Рисунок 2. Профили скорости свободной поверхности: а) экспериментальные данные, б) численные результаты

	Экспериментальные данные [1]		Результаты численных расчетов	
Направление нагружения	σ _{HEL,} ΓΠα	σ _{sp,} ГПа	$\sigma_{\text{HEL},}\Gamma\Pi a$	σ _{sp,} ΓΠa
Параллельно направлению прокатки	0.7	1.25	0.6	1.5
Перпендикулярно направлению	0.8	1.3	0.73	1.8
прокатки				

Таблица 1. Характеристики алюминиевого сплава Д16Т

Анализируя полученные кривые на рисунке 26, можно увидеть, что разрушение начинается после 250 нс после выхода фронта волны на свободную поверхность, что больше, чем в эксперименте (200 нс). Таким образом, при численном моделировании динамического нагружения преграды из анизотропного сплава Д16Т получено, что откольная прочность сплава Д16Т в направлении, перпендикулярном направлению прокатки выше, чем в параллельном направлении, что хорошо согласуется с экспериментальными данными.

Вывод

Применение критерия разрушения, отражающего уровень достигнутой пористости трансверсально изотропного материала, при численном моделировании ударного нагружения преграды из такого материала позволяет учитывать накопление пористости в материале преграды при его "вязком" разрушении. При численном моделировании также как и в натурных экспериментах показано, что при совпадении направления ударного нагружения с направлением прокатки динамический предел текучести и величина откольной прочности меньше, чем в перпендикулярном направлении.

Работа выполнена по проекту 23.1.2 в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2018-2020 годы и по проекту РФФИ 18-31-00278 мол_а.

ЛИТЕРАТУРА:

- 1. Гаркушин Г.В., Канель Г.И., Разоренов С.В. // Журнал технической физики. 2008. Т.78. № 11. С. 53–59.
- 2. Л.И. Седов Механика сплошных сред. М.: Наука, 1976. Т. 2. 574 с.
- 3. В.В. Косарчук, Б.И. Ковальчук, А.А. Лебедев // Проблемы прочности. 1986. № 4. С. 50–56.
- 4. М.Н. Кривошеина, Е.В. Туч, С.В. Кобенко // Механика композиционных материалов и конструкций. 2010. Т. 16. № 1. С. 43–54.
- 5. В. Херрман // Механика. 1970. №5. С. 96-113.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ГЕОМЕТРИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ДЕФЕКТОВ ТИПА РАССЛОЕНИЯ НА ОСНОВЕ РЕШЕНИЯ ОБРАТНОЙ ЗАДАЧИ МДТТ ПО ПОКАЗАНИЯМ ВОЛОКОННО-ОПТИЧЕСКИХ ДАТЧИКОВ ДЕФОРМАЦИИ

<u>А.С. Урнев</u>^{1,2}, А.С. Чернятин^{1,3}

¹Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва ²АО НИКИЭТ им. Н.А. Доллежаля, Москва ³ООО «Транснефть», Москва

Urnev-AS@yandex.ru

Аннотация. В докладе показаны методический подход и алгоритмы работы программ, направленных на оценку и определение геометрических и локализационных параметров дефектов типа расслоения в слоистых композитных материалах, основанные на решении обратных задач МДТТ с помощью информации, получаемой с помощью волоконно-оптических датчиков деформации. Подход к решению обратных задач основан на минимизации целевой функции, отражающей разность между экспериментальными и расчетными данными. В качестве базового метода решения используется метод деформируемых симплекс-элементов (метод Нелдера-Мида). Подход реализован в виде ряда макросов для ПК ANSYS и программ с графическим интерфейсом для ПК МАТLAB.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 17-08-00886 А.

Определение геометрических параметров дефектов на основе решения обратной задачи МДТТ

Решение задачи по оценке размеров и локализации дефектов типа расслоения в КМ основано на применении разработанной численно-экспериментальной методики [1,2] и вычислительного комплекса, реализующего методику, с проведенными соответствующими выполненными работами по адаптации к рассматриваемой задаче. Предлагаемый методический подход предназначен для вычисления «истинных» величин параметров P_j *, характеризующих принятую геометрию дефекта (границы расслоения, в рассматриваемых задачах - эллипс), а также расположение дефекта в исследуемой области, на основе математической обработки данных эксперимента e_i^* (например, деформационных откликов на поверхности этой области, полученных с помощью сетки ВОД). Решение обратной задачи строится на минимизации целевой функции (рис. 1), комплексно отражающей разность между параметрами e_i^* и $e_i : I = I(e_i, e_i^*)$.



Рис. 1. Алгоритм методики: обратная задача экспериментальной МДТТ как задача минимизации

Предлагаемая методика, основанная на совместном решении задач МДТТ и минимизации, позволяет на каждой итерации решать прямую задачу в постановке, максимально приближенной к реальной задаче и непосредственно получать соответствующие величины откликов. Современные методы математического представления данных позволяют упростить решение прямой задачи, которое может быть получено на основе данных заранее просчитанных вариантов прямой задачи, посредством их интерполяции. При решении упругой задачи, в которой *P_j* являются параметрами простого нагружения, между параметрами *P_j* и *e_i* имеется линейная

зависимость. В этом случае, зависимость величины деформационного отклика *e_i* в *i-ой* точке измерения при произвольных значениях параметров *P_i* можно определить на основе принципа суперпозиции и пропорциональ-

$$e_i = \sum_i \delta_{ij} \cdot P_j$$

ности откликов нагрузкам: j , где δ_{ij} – податливость системы в данной точке.

В свою очередь, податливости системы δ_{ij} – это значения параметров e_i при действии на систему нагрузки с величинами параметров $P_j=1$, $P_{k\neq j}=0$ ($i=1, ..., N_e$; $j,k=1, ..., N_P$, где N_e – общее количество откликов, а N_P – количество параметров НДС или прочих параметров объекта, влияние которых на e учитывается). Они могут быть определены из решения прямой задачи (в среде ANSYS) на основе разработанной конечноэлементной модели [3,4] и описанных выше алгоритмов решения. Совокупность найденных значений податливостей системы δ_{ij} образуют (в среде *MATLAB*) банк откликов с дискретной структурой. Сформировав однажды банка откликов для выбранных точек измерений, в дальнейшем решение прямой задачи (при различных значениях P_j) сводится лишь к обращению к БО и «мгновенному» получению значения интересующего отклика e_i , даже при сложных КЭ-моделях. Применение БО в определённой мере аналогично применению нейронных сетей.

В качестве целевых функций приняты среднеквадратическое и максимальное отклонения \widetilde{e}_i . Для

решения минимизационной задачи предпочтительнее использовать методы «нулевого» порядка. В качестве базового метода для разработанного вычислительного комплекса был выбран метод деформируемых симплексэлементов (метод Нелдера-Мида, или метод деформированного многогранника).

Разработанная экспериментально-расчётная методика определения параметров НДС (и других параметров) элементов натурных конструкций реализована в виде вычислительного комплекса (ВК), состоящего из ряда макросов для ПК ANSYS и программ с графическим интерфейсом для ПК MATLAB, которые в совокупности образуют единый программный продукт. В предложенном варианте взаимодействия между программными комплексами функции распределяются следующим образом: MATLAB является управляющей средой, вырабатывающей команды и данные для ANSYS и принимающей от него данные расчёта для дальнейшей обработки и (или) выработки новых команд и данных. В данном случае ANSYS является сугубо расчётным модулем, в котором реализована основная физическая задача.

- 8. Разумовский И.А., Чернятин А.С. Методология и программа для определения параметров напряжённодеформированного состояния на основе обработки экспериментальных данных. Машиностроение и инженерное образование. 2009. №4. С. 26–32.
- Chernyatin A. S. and Razumovskii I. A. Methodology and Software Package for Assessment of Stress-Strain State Parameters of Full-Scale Structures and Its Application to a Study of Loading Level, Defect Rate, and Residual Stress Level in Elements of NPP Equipment // Strength of Materials. 2013. No. 4. P. 506–511.
- 10. Урнев А.С., Чернятин А.С., Матвиенко Ю.Г., Разумовский И.А. Экспериментально-численное определение размеров дефектов типа расслоения в слоистых композитных материалах // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2018. Т. 84. № 10. С. 59-66.
- 11. Урнев А.С., Чернятин А.С., Матвиенко Ю.Г., Разумовский И.А. Моделирование трещиноподобных дефектов в слоистой композитной конструкции // Машиностроение и инженерное образование. 2017. №3(52). С. 64-72.

ОЦЕНКА ОСТАТОЧНОЙ ПРОЧНОСТИ КОНСТРУКЦИИ ИЗ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ, ПОДВЕРЖЕННОЙ НИЗКОСКОРОСТНОМУ УДАРУ

А.Н. Федоренко¹, Б.Н. Федулов¹, Е.В. Ломакин²

¹Центр Проектирования, производственных технологии и материалов, Сколковский институт науки и технологий, Москва ²Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова, Москва alexey.n.fedorenko@gmail.com

Аннотация. Целью исследования является разработка подхода для консервативной оценки остаточной прочности слоистого композиционного материала, подверженного низкоскоростному удару, избегая прямого моделирования динамического процесса. При ударе часть кинетической энергии ударника тратится на расслоение, растрескивание матрицы и интерфейса, разрушение волокна и другие возможные формы повреждения материала. Исходя из данных о соотношениях в распределении кинетической энергии ударника на различные формы повреждений, на основе алгоритмов топологической оптимизации предложен метод определения наихудшего распределения параметров повреждения.

Введение

Распространенным результатом низкоскоростного удара по достаточно толстому слоистому композиту является слабо заметное повреждение («barely visible impact damage», BVID). В течение жизненного цикла конструкции такой удар может произойти вследствие падения инструментов, града, обломков взлетно-посадочной полосы и т. д. Этот тип повреждения критически важен для анализа прочности конструкции, так как может привести к значительному снижению механических характеристик без каких-либо видимых следов на внешней поверхности. Процедура сертификации авиационных композитных конструкций требует обоснования отсутствия роста для такого рода дефектов при эксплуатационных нагрузках [1]. Это приводит к увеличению коэффициентов безопасности и, как следствие, к существенному снижению весовой эффективности.

Сжатие после удара является распространенным испытанием для оценки устойчивости к повреждениям композитных ламинатов. Практика указывает на то, что расчетные методы дают неудовлетворительные результаты, и натурные испытания для оценки остаточной прочности композита на сегодняшний день существенно преобладают. Чтобы сократить количество дорогостоящих испытаний для проектирования необходим надежный расчетный метод. Существующие аналитические методы, использующие теорию пластин и оболочек, подходят для грубых оценок и служат основой для постановки экспериментов и для интерпретации их результатов. Численное моделирование требует постановки сложных экспериментов, применения моделей разрушения с большим количеством входных параметров и высоких вычислительных мощностей.

Предлагаемый в данной работе подход не требует прямого моделирования удара и заключается в поиске случая распределения повреждения в материале отвечающего минимуму остаточной прочности.

Переходы энергии удара и модель повреждения

Одним из важных вопросов является оценка величины кинетической энергии ударника, которая преобразуется в различные формы повреждения материала. Зависимость деградации упругих характеристик от энергии, переходящей в повреждение, определяется выбранной моделью разрушения. Используя относительно простую модель, описанную в [24], энергия, затрачиваемая на повреждение материала, равна площади внутри замкнутой кривой нагружения (рис. 1).



Рис.1. Соотношение между снижением жесткости и энергией повреждения

Согласно схеме на Рис.1, величина энергии *En*, преобразованная в повреждение, при нагружении в поперечном направлении определяется формулой:

$$En = \frac{(\varepsilon_{22}^1 - \varepsilon_{22}^2)Yt}{2} = \frac{\left(\frac{Yt}{E_2^1} - \frac{Yt}{E_2^2}\right)Yt}{2} = \frac{Yt^2}{2E_2^0} \left(1 - \frac{1}{\psi}\right),\tag{1}$$

где ε_{22}^1 – деформация в точке 1, ε_{22}^2 – деформация в точке 2, *Yt* – разрушающие напряжения в поперечном направлении, E_2^1 – модуль в поперечном направлении в точке 1, E_2^2 – модуль в поперечном направлении в точке 2, E_2^0 – модуль в поперечном направлении неповрежденного материала, ψ – параметр повреждаемости, связанный с уменьшением жесткости ($0 \le \psi \le 1$).

Для упрощения предполагается, что повреждение происходит только вследствие сжатия в поперечном направлении, и в этом случае в (1) используется упругий модуль в поперечном направлении E_2 и разрушающее напряжение сжатия Yc.

Часть энергии переходит в расслоение. Величина энергии расслоения определяется по формуле:

$$Endelam = SG_{I},\tag{2}$$

где S – площадь расслоения

*G*₁ – параметр трещиностойкости для нормального раскрытия

Параметр G_I в (2) выбран консервативно, т.к. на практике выполняется $G_I < G_{II}$ и $G_I < G_{III}$

Постановка задачи

Не проводя прямого моделирования удара, можно рассмотреть варианты с одним, двумя, тремя и более расслоениями внутри ламината с определением распределения повреждения для соответствующей доли энергии, перешедшей от ударника (рис. 2), и найти из них наихудший вариант.





Оценив полную энергию повреждения, далее требуется получить распределение параметров деградации материала внутри поврежденного при ударе объема Ω . Для консервативной оценки требуется найти такое распределение, при котором ламинат имеет наименьшую остаточную прочность при сжатии. С некоторым упрощением можно предположить, что для этого необходимо найти такое распределение параметра повреждаемости, при котором достигается максимум энергии упругих деформаций внутри объема Ω . Задача математически формулируется следующим образом:

$$Max_{\psi(x,y,z)}\left(1/2\int_{\Omega}E_{ijkl}\varepsilon_{ij}\varepsilon_{kl}d\Omega\right),$$

$$E_{ijkl} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_{11}} & -\frac{\psi v_{21}}{E_{22}} & -\frac{\psi v_{31}}{E_{33}} & 0 & 0 & 0\\ -\frac{\psi v_{12}}{E_{11}} & \frac{1}{\psi E_{22}} & -\frac{\psi v_{32}}{E_{33}} & 0 & 0 & 0\\ -\frac{\psi v_{13}}{E_{11}} & -\frac{\psi v_{23}}{E_{22}} & \frac{1}{\psi E_{33}} & 0 & 0 & 0\\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{\psi G_{12}} & 0 & 0\\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{\psi G_{13}} & 0\\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{\psi G_{13}} \end{bmatrix}^{-1}$$

(3)

при условиях

 $0 < \psi \leq 1$,

$$En = \int_{\Omega} e_n d\Omega = \int_{\Omega} \frac{Yc^2}{2E_2^0} (1 - 1/\psi) d\Omega = Const.$$

Представленная формулировка близка задаче топологической оптимизации, но с противоположной целью – найти наиболее деформированное состояние. Для решения задачи требуется вычислить градиент целевой функции для конечного объема Ω_e :

$$\frac{\partial \int_{\Omega} E_{ijkl} \varepsilon_{ij} \varepsilon_{kl} d\Omega}{\partial \psi_e} = \int_{\Omega_e} \frac{\partial E_{ijkl}}{\partial \psi_e} \varepsilon_{ij} \varepsilon_{kl} d\Omega, \tag{4}$$

где ψ_e – повреждаемость материала внутри конечного элемента объема Ω_e (неповрежденный материал соответствует $\psi = 1$). Каждая компонента $\frac{\partial E_{ijkl}}{\partial \psi_e}$ должна быть вычислена с использованием (3).

Алгоритм топологической оптимизации SIMP [4] был реализован в расчетном комплексе Abaqus путем разработки пользовательских подпрограмм. Итерационная процедура для определения параметра повреждаемости конечного элемента ψ_e^K на шаге *K* имеет вид:

$$\psi_{e}^{K+1} = \begin{cases} \max\{(1-\zeta)\psi_{e}^{K},\psi_{\min}\} \text{ если } \psi_{e}^{K}B_{K}^{-\eta} \leq \max\{(1-\zeta)\psi_{e}^{K},\psi_{\min}\} \\ \min\{(1+\zeta)\psi_{e}^{K},1\} \text{ если } \min\{(1+\zeta)\psi_{e}^{K},1\} \leq \psi_{e}^{K}B_{K}^{-\eta} , \\ \psi_{e}^{K}B_{K}^{-\eta} \text{ в остальных случаях,} \end{cases}$$
(5)

где $B_K = \Lambda_K^{-1} \int_{\Omega_e} \frac{\partial E_{ijkl}}{\partial \psi_e} \varepsilon_{ij} \varepsilon_{kl} d\Omega$ и Λ_K – множитель, который обеспечивает ограничение сверху полной энергии и определяется методом бисекции. Параметры η и ζ , отвечают за скорость сходимости и имеют типовые значения 0.5 и 0.2 соответственно.

Результаты вычисления критического распределения повреждаемости в цилиндрическом объеме представлены на Рис.3. Предполагается наличие расслоения между 4-м и 5-м слоем.



Рис.3. Распределение повреждаемости в результате расчета с одним смещенным расслоением

- 1. Composite Materials Handbook 17 CMH-17-3G Volume 3 2012.
- 2. Abrate S. Impact on composite structures. Aeronaut J 1998;108:541-63.
- 3. B. N. Fedulov, A. N. Fedorenko, M. M. Kantor, and E. V. Lomakin. Failure analysis of laminated composites based on degradation parameters. Meccanica, 2017;53:359–372.
- 4. Bendsoe, Martin Philip, and Ole Sigmund. Topology optimization: theory, methods, and applications. Springer Science & Business Media, 2013.

ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ УСЛОВИЙ МАКРОРАЗРУШЕНИЯ НЕОДНОРОДНЫХ ПЛАСТИН ПРИ СЛУЧАЙНОМ РАЗБРОСЕ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ СТРУКТУРНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ

Е.В. Феклистова¹, В.Э. Вильдеман¹

¹Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь cem.feklistova@mail.ru

Аннотация.

В работе рассматриваются условий макроразрушения пластин при случайном разбросе прочностных свойств структурных элементов. Для этого проводится вычислительный эксперимент по нагружению пластин с концентраторами напряжений с использованием двухуровневой структурно-феноменологической модели. Изложенная модель реализуется путём написания алгоритма поэтапного разрушения на языке программирования APDL. В результате расчёта получаем картины зон разрушения и диаграммы деформирования в осях «Сила-перемещение» при варьировании характеристик закона распределения.

Работа выполнена при поддержке гранта РНФ № 16-19-00069.

Одной из особенностей нелинейного поведения материалов при накоплении повреждений является деформационное разупрочнение материала [1]. Изучение основных закономерностей этого явления, его математическое моделирование, позволяют лучше спрогнозировать условия потери устойчивости конструкцией, выявить возможные параметры управления процессами разрушения и более точно спрогнозировать условия потери несущей способности конструкций. На закритической стадии деформирования происходит образование и развитие дефектов причем, этом процесс определяется использованием критериев прочности, которые не связаны явным образом с напряженно-деформированным состоянием в теле. При переходе от равновесного накопления повреждений к динамическому, основную роль выполняет конфигурация образца и нагружающая система [2]. Известно, что закритическая стадия на диаграмме деформирования отсутствует при силовом нагружении, в то время, как жесткая нагружающая система способствует стабилизации процесса накопления повреждений и равновесному росту дефектов. В зависимости же от условий нагружения в каждой точке на ниспадающем участке может произойти потеря несущей способности. Этот момент может рассматриваться как переход от равновесного к лавинообразному процессу накопления повреждений. Таким образом учет стадии закритического деформирования позволяет обнаружить и задействовать значительный деформационный резерв, связанный с равновесным накоплением повреждений и оценить живучесть при частичной потере несущей способности.

Одним из способов получения данных о закономерностях процессов неупругого деформирования и разрушения является численный расчет [3]. Однако при численном моделировании существует ряд особенностей, которые необходимо учитывать при проведении расчётов. При решении задач о моделировании прорастания трещин, некоторыми исследователями отмечалось, что трещина, при подрастании, может откланяться в ту или иную сторону, вне зависимости от своего «истинного» направлении, соответствующего физике процесса разрушения. Другие же исследователи замечали некоторую зависимость решения от генерации конечно-элементной сетки. Для минимизации данной зависимости исследователями формулировались собственные модели, в которых результат не зависит от размера конечного элемента [4]. Наряду с влиянием конечно-элементной сетки также отмечалось, что на протекание процесса разрушения влияет разброс прочностных свойств в элементах структуры [5], критерий разрушения [6] и модель деградации структуры материала [7,8].

В рамках настоящей работы проводится вычислительный эксперимент по нагружению пластин с концентраторами напряжений для решения которой используется двухуровневая структурнофеноменологическая модель [1]. Вычисление полей напряжений $\sigma_{ii}(r)$ и деформаций $\varepsilon_{ii}(r)$ в элементах структуры происходит путем решения замкнутой систему уравнений, в которую входят уравнения равновесия без учета массовых сил, геометрические соотношения Коши и определяющие соотношения для изотропного материала. При этом в определяющих соотношениях для изотропной среды упругие свойства описываются модулями объемного сжатия K(r) и сдвига G(r), мерами тензора поврежденности Ω , которой рассчитывается как $\Omega_{klmn} = \omega_1 \delta_{kl} \delta_{mn} + \omega_2 (\delta_{km} \delta_{ln} + \delta_{kn} \delta_{lm})$, являются независимые материальные функции k и g, которые изменяются от 0 до 1 скачкообразно при выполнении критерия разрушения. Система уравнений дополняется кинематическими граничными условиями на поверхности тела S. Изложенная математическая модель реализуется путём написания алгоритма поэтапного разрушения на языке программирования APDL. Алгоритм описания процесса деформирования и разрушения включает в себя построение конечно-элементной модели исследуемой области, приложение граничных условий в перемещениях и расчет напряженнодеформированного состояния. Происходит проверка критерия прочности среди всех конечных элементов модели. При достижении или превышении элементом предела прочности, его матрица жесткости умножается на величину близкую к нулю, вследствие чего, он исключается из дальнейшего расчета. Алгоритм повторяется до прорастания магистральной трещины. В результате расчёта получаем картины зон разрушения и диаграммы деформирования в осях «Сила-перемещение». На первом этапе для отработки действия алгоритма прочностные свойства задаются одинаковыми для каждого конечного элемента.

На втором этапе исследования в тело алгоритма внедряется дополнительная часть по генерации набора случайных прочностных характеристик по нормальному закону распределения и аналогично предыдущему этапу происходит проверка выполнения условия прочности и удаление наиболее нагруженного элемента. В результате исследования получаем поля распределения напряжений и деформаций при варьировании характеристик закона распределения.

Литература

1. В.Э. Вильдеман, Ю.В. Соколкин, А.А. Ташкинов. Механика неупругого деформирования и разрушения композиционных материалов. М.: Наука, 1998. - 288 с.

2. В.Э. Вильдеман, М.П. Третьяковю Анализ влияния жесткости нагружающей системы на стадию закритического деформирования материалов// Проблемы машиностроения и надежности машин. – 2013. - № 3. – С. 49-57

3. А.В. Новоселов, В.Э. Вильдеман. Исследование характера процесса разрушения ортотропных пластин с концентраторами напряжений на базе вычислительного эксперимента// Вестник ПНИПУ. Механика. -2012.-№4-С. 33-78

4. Z.P. Bazant, G.D. Lusio. Nonlocal microplane model with strain-softening yield limits// International Journal of Solids and Structures. - 2004.- V.41.-P.7209-7240

5. А.В. Ильиных, В.Э. Вильдеман. Моделирование структуры и процессов разрушения зернистых композитов // Вычисл. мех. сплош. сред. – 2012. – Т. 5, № 4. – С. 443-451

6. Z. Guo, H. Zhu, Y. Li, X. Han, Z. Wang. Simulating initial and progressive failure of open-hole composite laminates under tension// Compos. Mater. – 2016. – V. 23. – 1209¬1218

7. М.В. Цепенников, А.А. Стром, И.А. Повышев, О.Ю. Сметанников. Экспериментально-теоретическое исследование механического поведения 3d-композитов при квазистационарном разрушении// Вестник ПНИПУ. Механика. — 2016. — №2. — С.143–158

8. М.В. Цепенников, О.Ю. Сметанников, И.А. Повышев. Идентификация параметров численной методики расчета разрушения конструкций из композиционных материалов// Фундаментальные и прикладные проблемы техники и технологии. Орловский государственный университет им. И.С. Тургенева. ¬ 2015. ¬ №2. ¬ 46-53.

ВЛИЯНИЕ КРАТКОВРЕМЕННОЙ ВЫДЕРЖКИ ПРИ ТЕМПЕРАТУРЕ -10 ℃ НА ПРОЧНОСТЬ СОЕДИНЕНИЯ ТИТАНОВОГО СПЛАВА С НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛЬЮ ЧЕРЕЗ ПРОСЛОЙКУ ИЗ НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА

<u>Р.Г. Хазгалиев</u>¹, М.Ф. Имаев ^{1,2}, Р.Р. Мулюков^{1,2}

¹Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа ²Башкирский государственный университет, Уфа sloth-usatu@mail.ru

Аннотация. Исследовали влияние времени и давления сварки, а так же последующей кратковременной выдержки при температуре -10 °C, на прочность при комнатной температуре диффузионного соединения титанового сплава и нержавеющей стали через прослойку из никелевого сплава X2H98. Наибольшая прочность соединения в 490 МПа достигалась после сварки под давлением 12 МПа при 700 °C в течение 20 мин. Кратковременное охлаждение до -10 °C привело к уменьшению прочности до 300 МПа. Механические свойства соединения обсуждаются с учетом влияния легирующего элемента хрома прослойки на температурный интервал аустенитно - мартенситного превращения в образующемся слое интерметаллида TiNi.

Работа выполнена в рамках государственных заданий ИПСМ РАН № АААА-А17-117041310221-5 и АААА-А19-119021390106-1.

Введение

Перспективным методом получения качественного неразъемного соединения титановых сплавов и сталей является диффузионная сварка. Низкая прочность диффузионных соединений сплавов титана и сталей связана с образованием хрупких интерметаллидных фаз системы Fe-Ti в зоне соединения. Для предотвращения образования интерметаллидов Fe-Ti используют различные прослойки. Хорошо изучен способ соединения через прослойку из никеля. При его использовании на границе титановый сплав – никель в зоне соединения образуются слои интерметаллидов Ti₂Ni, TiNi и TiNi₃ [1-3]. Известно, что в интерметаллиде TiNi при охлаждении в районе чуть выше комнатной температуры из-за аустенитно-мартенситного превращения (AMII) происходит аномально сильное изменение коэффициента термического расширения [4]. По-видимому, напряжения от АМП являются причиной образования трещин в слоях смежных со слоем TiNi [3]. Известно, что легирование интерметаллида TiNi хромом в количестве ~1 ат.% снижает температуру начала AMII в TiNi почти на 150 °C [5]. В этой связи представляется привлекательным снизить температуру AMII в слое TiNi за счет использования никелевой прослойки, легированной хромом и тем самым увеличить прочность при комнатной температуре соединения соединения титановый сплав-нержавеющая сталь.

Цель работы: сваркой давлением получить соединение титанового сплава с нержавеющей сталью через прослойку из сплава X2H98, определить режим сварки для получения максимальной прочности соединения, и изучить влияние кратковременного охлаждения до -10 °C на прочность соединения.

Методика эксперимента

Материалами для сварки служили титановый сплав ПТ-3В и нержавеющая сталь 12Х18Н10Т, а в качестве прослойки использовали пластины толщиной 0,2 мм из сплава Х2Н98 (Ni – 2 ат.% Cr). Для получения нанокристаллической структуры никелевый сплав Х2Н98 деформировали методом кручения под квазигидростатическим давлением 5 ГПа с числом оборотов, равным 5. Режимы сварки: давление $P = 4 \dots 16$ МПа, температура T = 700 °C, время сварки t = 20...180 мин, давление остаточных газов составляло 2х10⁻³ Па. Сваренные образцы разделили на 2 группы: 1 группа – не охлаждали ниже 25 °C, 2 группа – кратковременно охладили до -10 °C. Механические испытания на отрыв проводили при комнатной температуре со скоростью 1 мм/мин.

Результаты

Влияние времени выдержки под давлением. Образцы группы 1. При давлении 4 МПа наибольшей прочностью на отрыв в 390 МПа обладали образцы, полученные сваркой при температуре 700 °C в течение 20 мин. Дальнейшее увеличение времени выдержки привело к снижению прочности (рис. 1). Исследование поверхности излома показало, что разрушение образцов, полученных сваркой давлением в течение 20 мин, проходит по соединению прослойки и нержавеющей стали. Повышение времени выдержки привело к увеличению толщины слоев интерметаллидов системы Ti-Ni, а также смене места разрушения. После сварки в течение 120 и 180 мин разрушение при механических испытаниях проходило в зоне соединения ПT-3В и прослойки.



Рисунок 1 – Влияние времени сварки при 700°С под давлением 4 МПа на прочность соединения титанового сплава ПТЗВ и нержавеющей стали 12Х18Н10Т через прослойку из сплава Х2Н98.

Влияние сварочного давления. Образцы группы 1. При испытаниях образцов, полученных сваркой давлением в 4 МПа при 700 °С в течение 20 мин, прочность соединения составила 390 МПа, а разрушение проходило по границе прослойка/нержавеющая сталь. После увеличения сварочного давления выше 8 МПа зона разрушения изменилась и стала проходить по соединению ПТ-3В/прослойка. Наибольшая прочность в 490 МПа достигнута после сварки под давлением 12 МПа.

Образцы группы 2. Максимальная прочность наблюдалась после сварки под давлением 12 МПа, но его значение уменьшилось до 300 МПа (рис.2).



Рисунок 2 – Влияние сварочного давления на прочность соединения титанового сплава ПТ-3В и нержавеющей стали 12X18H10T через прослойку из сплава X2H98.

Падение прочности соединения титанового сплава с нержавеющей стали через прослойку из никелевого сплава после кратковременного охлаждения до -10 °C связано с образованием трещин в слоях, прилегающих к слою TiNi, из-за протекания АМП, сопровождающегося аномально сильным изменением коэффициента термического расширения. По мере уменьшения температуры выдержки увеличивается степень АМП и увеличивается количество повреждений в материале. В результате этого прочность соединения уменьшается.

Заключение

Максимальная прочность при комнатной температуре в 490 МПа соединения титанового сплава и нержавеющей стали через прослойку из никелевого сплава Х2Н98 достигнута после сварки давлением в 12 МПа при температуре 700 °C в течение 20 мин. Кратковременное охлаждение до температуры -10°C привело к падению прочности до 300 МПа. Снижение прочности соединения в результате кратковременного охлаждения до -10°C связано с протеканием в районе комнатной температуры в слое ТiNi AMП и связанного с этим аномального изменения коэффициента термического расширения.

- 1. Хазгалиев Р.Г., Мухаметрахимов М.Х., Имаев М.Ф., Шаяхметов Р.У., Мулюков Р.Р. // Известия высших учебных заведений. Физика. Т. 58. 2015. № 6. С. 74-79.
- 2. Хазгалиев Р.Г., Мухаметрахимов М.Х., Мулюков Р.Р., Лутфуллин Р.Я. // Перспективные материалы. 12. 2011. С. 529-534.
- 3. Хазгалиев Р.Г., Имаев М.Ф., Мулюков Р.Р. // журнал «Деформация и Разрушение Материалов». 2017. № 5. С. 18-24.
- 4. Uchil J., Mohanchandra K.P., Ganesh Kumara K., Mahesh K.K., Murali T.P. // Physica B, Vol. 270, 1999, pp. 289-297.
- 5. Otsuka K., Ren X. // Progress in Materials Science, Vol. 50, 2005, 511-678.

ИССЛЕДОВАНИЕ РЕЗИНОВЫХ ПЛАСТИН С КРУГЛЫМИ ОТВЕРСТИЯМИ ИЛИ ЖЕСТКИМИ ВКЛЮЧЕНИЯМИ

<u>Н.В. Харинова 1</u>

¹Новосибирский государственный архитектурно-строительный университет (Сибстрин), Новосибирск

n.kharinova@sibstrin.ru

Аннотация. В работе представлено исследование концентрации напряжений и деформаций в пластинах с круглым отверстием или жестким включением. Эксперименты выполнены методом нелинейной фотоупругости на моделях из пьезооптического полиуретана СКУ-6. Изучались конечные деформации с учетом изменения геометрии моделей в плоскости и по толщине. Построены графики изменения коэффициентов концентрации напряжений и деформаций в зависимости от величины номинальных деформаций.

Введение

В работе представлены результаты обработки экспериментального исследования задачи о концентрации напряжений и деформаций в пластине из резиноподобного несжимаемого материала с концентраторами в виде круглых отверстий и включений большой жесткости, при одно- и двухосном симметричном растяжении, выполненного В.Н.Барышниковым и В.В.Рыгиным [1].

Элементы в виде круглых отверстий и жестких ниппельных устройств часто встречаются в разных типах надувных конструкций и в ряде других резинотехнических изделий. При расчете таких элементов необходимо учитывать изменение их геометрии в плане и по толщине, что значительно усложняет математический аппарат. В представленной работе для исследования напряженно-деформированного состояния моделей использован метод нелинейной фотоупругости [2, 3]. Модели изготовлены из резины марки СКУ-6. Толщина моделей 1,3 мм. Размер отверстия или жесткого включения 5 мм. Жесткое включение выполнено заливкой круглого отверстия композицией на основе эпоксидной смолы. Соотношение модулей упругости материала включения и модели - 1000.

Одноосное растяжение полос

Исследовалась концентрация напряжений и деформаций при растяжении полосы с круглым отверстием или жестким включением. Нагружение моделей выполнялось ступенями с регистрацией картин полос в поле образца, рис.1 и 2. При растяжении полосы с отверстием оно раскрывалось, превращаясь в эллипс, вытянутый в сторону оси растяжения.

С помощью зависимостей (1) получены коэффициенты концентрации истинных напряжений K_{σ} , K_{σ}^{L} и деформаций K_{ε} (относительных удлинений) соответственно для случая растяжения полос с отверстием или жестким включением.

$$K_{\sigma} = \frac{\sigma_{\max}}{\sigma_0}; \quad K_{\sigma}^{\ L} = \frac{\sigma_{\max}^{\ L}}{\sigma_0}; \quad K_{\varepsilon} = \frac{\lambda_{\max} - 1}{\lambda_0 - 1}.$$
 (1)

Здесь σ_{max}^{L} и σ_{0}^{L} – максимальные и номинальные условные напряжения (система координат Лагранжа), а σ_{max} и σ_{0} – максимальные и номинальные истинные напряжения (система координат Эйлера). Номинальные напряжения определяются при отсутствии концентратора.



Рис.1. Схема нагружения и картины полос интерференции при растяжении резиновой полосы с круглым отверстием



Рис.2. Схема нагружения и картины полос интерференции при растяжении резиновой полосы с жестким включением

Графики изменения коэффициентов концентрации K_{σ} , K_{σ}^{L} и K_{ε} в зависимости от уровня номинальных деформаций, измеренных на удалении от источника концентрации представлены на рис.3. Кривые для элементов с жесткими включениями отмечены темными кружками, а для элементов с круглыми отверстиями – пустыми кружками. Видно, что для элемента с жестким включением величины коэффициентов концентрации как напряжений, так и деформаций много меньше, чем для модели с отверстием, и мало изменяются в исследуемом интервале деформирования. При одноосном растяжении полос с круглым отверстием коэффициенты концентрации K_{σ} , K_{σ}^{L} и K_{ε} с ростом деформаций уменьшаются.



Рис.3. Коэффициенты концентрации истинных K_{σ} (сплошные линии) и условных K_{σ}^{L} (пунктир) напряжений и деформаций K_{ε} при одноосном растяжении резиновых пластин с круглым отверстием или жестким включением

Всестороннее растяжение пластин

Образцы для всестороннего растяжения выполнены в виде крестов. Схема нагружения и картины полос интерференции в образцах представлены на рис.4 и 5. В случае всестороннего растяжения моделей отверстие увеличивалось в размерах, сохраняя свою форму.



Рис.4. Схема нагружения и картины полос интерференции при всестороннем растяжении резиновой пластины с круглым отверстием



Рис.5. Схема нагружения и картины полос интерференции при всестороннем растяжении резиновой пластины с жестким включением

Построены графики изменения коэффициентов концентрации K_{σ} , K_{σ}^{L} и K_{ε} при всестороннем растяжении исследуемых моделей в зависимости от уровня номинальных деформаций, измеренных на удалении от источника концентрации, рис.6. Кривые на рис.6, как и на рис.3, для элементов с жесткими включениями отмечены темными кружками, а для элементов с круглыми отверстиями – пустыми кружками. Также как и при одноосном растяжении, коэффициенты концентрации напряжений и деформаций в элементе с жестким включением меньше, чем в модели с отверстием, и мало изменяются в исследуемом интервале деформирования. С ростом номинальных деформаций и при приближении к свободному контуру в пластинах с отверстием коэффициенты концентрации K_{σ} , K_{ε}^{L} и K_{ε} с ростом деформаций увеличиваются.



Рис.6. Коэффициенты концентрации истинных K_{σ} (сплошные линии) и условных K_{σ}^{L} (пунктир) напряжений и деформаций K_{ε} при всестороннем растяжении резиновых пластин с круглым отверстием или жестким включением

Выводы

По результатам выполненной работы можно отметить следующее:

1. При растяжении полос с круглым отверстием происходит его трансформация в эллипс, вытянутый в сторону оси растяжения. В моделях, имеющих жесткое включение, видимых изменений геометрии в области концентратора не отмечено.

2. Построены графики коэффициентов истинных K_{σ} (система координат Эйлера), условных напряжений K_{σ}^{L} (система координат Лагранжа) и деформаций в зависимости от величины номинальных деформаций. Отмечено, что коэффициенты концентрации условных напряжений меньше, истинных.

3. При всестороннем растяжении платин отмечено увеличение концентрации напряжений и деформаций с ростом номинальных деформаций.

4. В моделях с жестким включением коэффициенты концентрации меньше, чем в моделях с отверстием, и мало изменяются при растяжении.

- 1. Барышников В.Н. Поляризационно-оптическое исследование концентрации напряжений при больших деформациях/ Барышников В.Н., Рыгин В.В.// Тр.НИИЖТа. Механика деформируемого тела и расчет сооружений. – 1972. – вып.137.
- 2. Албаут Г.Н. Нелинейная фотоупругость в приложении к задачам механики разрушения / Г.Н. Албаут. Новосибирск: НГАСУ, 2002. – 112с.
- 3. Александров А.Я. Поляризационно-оптические методы механики деформируемого тела/ Александров А.Я., Ахметзянов М.Х. М.: Наука. 1973. 576с.

ВЛИЯНИЕ СВОЙСТВ ГРАНИЦ РАЗДЕЛА КОМПОНЕНТОВ В КОМПОЗИТНОМ МАТЕРИАЛЕ НА ЕГО ДОЛГОВЕЧНОСТЬ

К.А. Хвостунков¹

¹*МГУ им.М.В.Ломоносова, Механико-математический факультет, Москва* khvostunkov@gmail.com

Аннотация. Время до разрушения определяется как момент, в который значение меры поврежденности достигает критической величины. Кинетическое уравнение для меры поврежденности строится на основе потенциала диссипации, зависящего от энергетической пары к исходной мере поврежденности. Конкретный вид этой переменной определяется видом термодинамического потенциала, входящего в локальное уравнение энергии и неравенство Клаузиуса-Дюгема. В решении учитывается диссипация энергии как при разрушении границ раздела, так и в результате трения ввиду разрыва поля перемещений.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 17-08-01739.

Введение

Целью работы является попытка построения аналитической модели живучести трехкомпонентной анизотропной среды для определения влияния свойств интерфейса на долговечность композитных материалов в условиях ползучести при сложном нагружении.

Одной из задач исследования является определение тензора поврежденности ортотропной трехкомпонентной среды для случая волокнистого композита с учетом деградации зоны контакта волокноматрица. Направлением построения аналитической модели живучести полагаем представление кинетического уравнения для тензора поврежденности в энергетическом виде с учетом диссипации энергии как при разрушении каждой компоненты: волокно, матрица, интерфейс, так и работ, затрачиваемых на трение при отслоении.

Время до разрушения образца мы определяем как момент, в который значение меры поврежденности достигает критической величины. Мера поврежденности как функция времени находится решением соответствующего кинетического уравнения. Кинетическое уравнение строится на основе потенциала диссипации, зависящего от переменной, являющейся энергетической парой к исходной мере поврежденности. Конкретный вид этой переменной определяется видом термодинамического потенциала, входящего в локальное уравнение энергии и неравенство Клаузиуса-Дюгема [1].

Мы рассматриваем ортотропную упругую среду с охрупчиванием в условиях ползучести. В качестве материала может рассматриваться как однонаправленный волокнистый, так и слоистый композит. Среда представляется как трехкомпонентная, состоящая из материала матрицы (материала первого слоя), материала волокна (материала второго слоя) и зоны их контакта – интерфейса. Интерфейс образуется в процессе изготовления композита во время спрессовывания или спекания, а может и дополнительно наноситься для моделирования особых свойств. Таким образом, мы будем рассматривать три меры поврежденности – матрицы, волокна и интерфейса.

Представляется интересным рассмотреть возможные границы увеличения времени до разрушения в зависимости от прочностных свойств и уровня сплошности интерфейса. Можем ли мы существенно увеличить срок жизни композитного материала, подбирая определенные свойства интерфейса к заранее заданным свойствам волокна и матрицы, либо свойств слоев или включений?

Основной текст

Задача решается следующей последовательностью шагов. Шаг первый – задание мер поврежденности и их критических величин. Шаг второй – построение тенора поврежденности. Шаг третий – запись локального уравнения энергии и определение энергетических пар для введенных мер поврежденности. Шаг четвертый – задание потенциала диссипации и вывод кинетического уравнения. Шаг пятый и последний – определение времени до разрушения.

Меру поврежденности матрицы задаем как отношение изменения модуля Юнга к исходному модулю Юнга $\omega_m = E_{m0} - E_m / E_{m0}$. Мера поврежденности волокна как отношение изменения его длины к исходной длине $\omega_f = (L_{f0} - L_f) / L_{f0}$. Мера поврежденности интерфейса как отношение площади отслоившейся поверхности

 Σ ко всей поверхности раздела двух компонентов, то есть всей площади интерфейса S в виде $\omega_i = \Sigma/S$

Тензор поврежденности для композита как ортотропной среды задаем как симметричный тензор второго ранга, представленный в главных осях $\vec{e_i}$ своим главными значениями D_i

$$D(\omega_m, \omega_f, \omega_i) = D_{ij}\vec{e_i} \otimes \vec{e_i} = \sum_{i=1}^3 D_i\vec{e_i} \otimes \vec{e_i}, \quad D_1 = D_2 = \omega_m, \quad D_3 = V_m\omega_m + V_f\omega_f + V_i\omega_i$$
(1)

 $\sigma'_{ij} = M_{ijkl} : \sigma_{kl}$

Здесь мы, следуя работе [1], полагаем

$$M_{ijkl} = H_{ik}H_{lj} - \frac{1}{3} \Big[H_{kl}^2 \delta_{ij} + H_{ij}^2 \delta_{kl} \Big] + \frac{1}{9} H_{pp}^2 \delta_{ij} \delta_{kl} + (3 - \eta D_{kk})^{-1} \delta_{ij} \delta_{kl}, \quad H_{ij} = (\delta_{ij} - D_{ij})^{-1/2}$$
(3)

При записи двух основных законов термодинамики учтем неотрицательную функцию рассеяния W^* [2]. $dU = \delta Q - \delta A^i$, $TdS = \delta Q + W^* dt$, $W^* dt = \delta A + W^{**} dt$ (4)

где U - внутренняя энергия, Q - приток тепла извне, A^i -работа внутренних сил, S - энтропия.

 δA - это порция энергии рассеянной за время dt за счет работы сил трения на поверхностях, где стало возможным проскальзывание $\Delta(t) = \mathbf{u}_m - \mathbf{u}_f$ за счет разницы перемещений двух сред в зоне отслоения Σ .

W^{***} неотрицательная функция рассеяния, отвечающая за иные формы рассеяния энергии. Силу трения определим как произведение коэффициента трения на нормальную составляющую поверхностного вектора усилий:

$$\delta A = \int_{\Sigma} \mu \sigma_{ij}^{m} n_{i} n_{j} \dot{\Delta} dt dS = \int_{\Sigma^{+}} \mu \sigma_{ij}^{m} n_{i} n_{j} v_{m} dt dS - \int_{\Sigma^{-}} \mu \sigma_{ij}^{m} n_{i} n_{j} v_{f} dt dS =$$

$$= \int_{\Sigma^{+}} \mu \sigma_{ij}^{m} n_{i} n_{j} v_{m} dt dS + \int_{\Sigma^{-}} \mu \sigma_{ij}^{m} n_{i} n_{j} v_{f} dt dS = \int_{V} \rho a dt dV, \quad a = 1/\rho V \int_{\Sigma} \mu \sigma_{ij}^{m} n_{i} n_{j} \dot{\Delta} dS$$
(5)

Где Σ^+ и Σ^- поверхности зоны отслоения матрицы и волокна, соответственно. Коэффициент трения доопределен нулевым значением до всего представительного объема кроме точек поверхности отслоения. v_m - проекция вектора скорости частиц матрицы на касательную плоскость к поверхности расслоения.

Фактически мы осредняем на весь RVE порцию энергии рассеянной за время dt за счет работы сил трения на площади отслоения Σ , которую в каждом конкретном случае надо будет находить из решения краевой задачи. Переходя к плотностям для функций рассеяния $W^*dt = \int_V \rho w^* dt dV$, $W^{**} = \int_V \rho w^{**} dt dV$,

мы получаем уравнение локального баланса энергии, которое, с учетом неотрицательной величины $w^{**} \ge 0$, сводится к неравенству для плотности свободной энергии:

$$\dot{\psi}_a \left(\varepsilon_{ij}, T, \omega_m, \omega_f, \omega_i \right) - s\dot{T} - 1/\rho \,\sigma'_{ij} \,\dot{\varepsilon}_{ij} \ge 0, \quad \dot{\psi}_a = \dot{\psi} - a \tag{6}$$

Также и для плотности потенциала Гиббса

$$\dot{\varphi}_a(\sigma_{ij},T,\omega_m,\omega_f,\omega_i) - s\dot{T} + 1/\rho \varepsilon_{ij}\dot{\sigma}'_{ij} \ge 0, \quad \dot{\varphi}_a = \dot{\varphi} - a$$

Кинетическое уравнение поврежденности строим на основе постулирования потенциала диссипации $F = F(\sigma_{ij}, \mathbf{s}, \mathbf{Y}_m, \mathbf{Y}_f, \mathbf{Y}_i)$ для сопряженных к выбранным параметрам состояния $\varepsilon_{ij}, \mathbf{T}, \omega_m, \omega_f, \omega_i$

переменным
$$1/\rho \sigma_{ij} = \partial \psi_a / \partial \varepsilon_{ij}$$
, $s = -\partial \psi_a / \partial T$, $Y_m = \partial \psi_a / \partial \omega_m$, $Y_f = \partial \psi_a / \partial \omega_f$, $Y_i = \partial \psi_a / \partial \omega_i$

Следуя работе [3] представим потенциал диссипации в виде суммы $F = F^{\nu r} + F^{D}$, отвечающей за вязкопластические процессы и отдельно за процессы поврежденности.

Второе слагаемое мы возьмем в форме предложенной [4], но расширенной с учетом поврежденности волокон $F^{D} = \sqrt{Y + a(Y + Y_{c})} - \sqrt{Y_{c}} \ge 0$ (8)

$$F^{D} = \sqrt{Y_{i} + a\left(Y_{m} + Y_{f}\right) - \sqrt{Y_{0}}} \ge 0 \tag{8}$$

Откуда получаем кинетические уравнения для каждой меры поврежденности компонентов, в частности, интерфейса: $\dot{w}_i = \dot{\Lambda} \partial F^D / \partial Y_i$.

Время до разрушения определяется как время, при котором достигается критический уровень поврежденности, в частности, интерфейса: $w_i = w_i^*$;

Литература

- 1. Murakami S. Continuum Damage Mechanics, 2012. Springer
- Победря Б.Е., Моделирование эволюционной деструкции композиционных материалов //Computational Civil and Structural Engineering. – 2009. – С. 133.
- 3. Saanouni K, Forster C, Ben Hatira F On the anelastic flow with damage. Int J Damage Mech 3:140–169, 1994
- 4. Ladevèze P A damage computational method for composite structures. Comput Struct 44:79-87, 1992

(2)

(7)

ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРЕН НА РАСПЫЛЕНИЕ ПОВЕРХНОСТИ МЕТАЛЛА

<u>Р.Х. Хисамов</u>¹, К.С. Назаров¹, Р.У. Шаяхметов¹, Ю.М. Юмагузин^{1,2}, Р.Р. Мулюков^{1,2}

¹Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа ²Башкирский государственный университет, Уфа r.khisamov@mail.ru

Аннотация. Исследовано влияние размера зерен от 5 мкм до 180 нм на изменение поверхности никеля в результате ионного распыления. Ионное распыление проведено в тлеющем разряде. Показано, что снижение размера зерен приводит к снижению шероховатости поверхности металла при ионном распылении. Максимальная высота рельефа поверхности снижается от нескольких сотен нанометров при мелкозернистом значении размера зерен до нескольких десяток нанометров при наноструктурном значении размера зерен.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИПСМ РАН № АААА-А17-117041310213-0.

Введение

С ионным распылением – эмиссией нейтральных атомов с поверхности материала при бомбардировке его ускоренными ионами – приходится сталкиваться в работе многих ионных приборов, таких как источники ионов, газовые лазеры, источники света и др. Холодный катод, работающий по принципу ионно-электронной эмиссии, является неотъемлемым и важнейшим элементом этих приборов. Эффективность работы и срок службы ионного прибора зависит от долговечности холодного катода. Бомбардировка ускоренными ионами катода приводит к распылению атомов с его поверхности. В результате этого со временем увеличивается шероховатость поверхности, что в свою очередь снижает эмиссию электронов с катода. Распыление поверхности зависит от однородности химического состава и размера зерен катода, отсутствие кристаллографической текстуры.

Актуальным представляется исследование влияния наноструктурирования на рельеф, формирующийся на поверхности материала катода в результате ионного распыления.

Основной текст

Материалом для исследований являлся широко используемый катодный материал - никель (99,99%). Для получения наноструктуры в образцах использовали деформационное наноструктурирование методом кручения под высоким давлением [1,2]. Кручение осуществили на наковальнях типа Бриджмена при давлении 6,5 ГПа при комнатной температуре. Количество оборотов наковален составило 10. Полученные образцы имели форму дисков диаметром 10 мм и толщиной около 0,5 мм. Для сравнительных измерений использовали образцы с большим размером зерен, которые получили отжигами наноструктурных образцов при температурах 150, 250 и 500°С. Аттестацию микроструктуры проводили с помощью сканирующего электронного микроскопа. Средний размер зерен и область когерентного рассеяния определили методом дифракции обратноотраженных электронов и рентгеновской дифракции.

В результате кручения под высоким давлением в образцах сформирована наноструктура со средним размером зерен 180 нм, областью когерентного рассеяния – 120 нм. Отжиг наноструктурных образцов привел к росту зерен. Средний размер зерен при отжиге 150°C составил 200 нм, при 250°C - 430 нм, при 500°C – 5 мкм.

Ионное распыление образцов проводили в тлеющем газовом разряде на газоразрядной установке [3]. Распыление образцов в тлеющем разряде имитировало условия, при которых работает холодный катод в газоразрядном приборе. Газоразрядная установка состоит из стеклянной колбы с одним общим анодом в верхней ее части и холодных катодов в нижней ее части. Для обеспечения одинаковых условий проведения ионного распыления, в частности, давление газа и напряжения, использовали сразу четыре образца с различным размером зерен. Образцы с различным размером зерен выполняли роль холодных катодов. Поверхность образцов полировали одинаково. Газоразрядную установку с прикрепленными образцами устанавливали в вакуумную камеру. Значение вакуума было не хуже 10⁻⁵ Торр.. Для достижения условий возникновения тлеющего разряда, в газоразрядную установку напускали газ аргон до давления 0,1-1 Торр. Распыление образцов проводили при напряжении разряда 800 В. Энергия ионов аргона составила около 400-500 эВ, проективная глубина проникновения – 0,8 нм.

На рисунке 1 представлены электронно-микроскопические изображения поверхности образцов с различным средним размером зерен после ионного распыления. На поверхности мелкозернистого, со средним размером зерен 5 мкм, наблюдается более развитый рельеф, обусловленный неоднородным распылением зерен. Неоднородность распыления связана с отличиями коэффициентов распыления разных кристаллографических ориентаций зерен, находящихся на поверхности образца. Снижение среднего размера зерен до значений порядка 430-180 нм приводит к более равномерному распылению поверхности, рельеф менее развит.

Исследование образцов с помощью сканирующей зондовой микроскопии показало, что шероховатость поверхности после распыления снижается с уменьшением размера зерен. При размере зерен 5 мкм максимальная высота профиля поверхности составляет порядка нескольких сотен нанометров. Уменьшение

размера зерен до 180 нм приводит к снижению максимальной высоты профиля до нескольких десяток нанометров.



Рис. 1. Электронно-микроскопические изображения поверхности образцов никеля с различным размером зерен после ионного распыления в тлеющем разряде ионами аргона: a) d=5 мкм, б) d=430 нм, в) d=300 нм, г) d=180 нм.

Заключение

Рельеф, формирующийся на поверхности материала холодного катода в результате ионного распыления зависит от размера зерен. На поверхности мелкозернистого, со средним размером зерен 5 мкм, максимальная высота профиля поверхности достигает нескольких сотен нанометров. Снижение размера зерен до наноструктурных значений приводит к снижению максимальной высоты профиля поверхности до десятки нанометров.

Полученные экспериментальные результаты исследований могут быть полезны при разработке новых материалов для холодных катодов газоразрядных приборов, а также для распылительных мишеней с целью получения тонких металлических пленок.

- 1. A.A. Nazarov, R.R. Mulyukov. Handbook of NanoScience, Engineering and Technology. CRC Press Boca Raton, 2002. 22-1-22-41
- 2. R.R. Mulyukov. Severe plastic deformation: toward bulk production of nanostructured materials. New York: Nova science publ., 2006. 183 p.
- R.Kh. Khisamov, K.S. Nazarov, I.M. Safarov, I.I. Musabirov, Yu.M. Yumaguzin, R.R. Mulyukov // Materials Physics and Mechanics. 2017. No.33. P.161

ВЛИЯНИЕ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ И ТЕКСТУРЫ НА РАЗРУШЕНИЕ СТАЛИ

<u>Н.К. Ценев</u>¹, Г.И. Рааб²

¹Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа ²Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа

nktsenev@yandex.ru

Аннотация. Представлены результаты исследования взаимосвязи кристаллографической текстуры, структуры и остаточных макронапряжений на развитие процессов разрушения образцов стали марки 20, полученных прокаткой, при испытаниях на

ударный изгиб с V-образным надрезом. Показано, что с увеличением уровня внутренних остаточных напряжений условный предел текучести и временное сопротивление увеличиваются, а разница уменьшается. Установлено, что характер распространения трещин при испытаниях на ударный изгиб также зависит от уровня макронапряжений и текстуры. Полученные данные могут служить основой прогноза долговечности и работоспособности изделий из стали марки 20 полученных прокаткой.

Abstract. Results of a research of interrelation of crystallographic texture, structure and residual macrotension on development of processes of destruction of the samples of steel 0.2%C received by rolling at impact tests with V-by a figurative cut are presented. It is shown that with increase in level of internal residual tension the conditional limit of fluidity and temporary resistance increase, and the difference decreases. It is established that the nature of distribution of cracks at tests on a shock bend also depends on the level of macrotension and texture. The obtained data can form a basis of the forecast of durability and operability of products from steel received by rolling.

Введение. Конструкционные стали в том числе, сталь марки 20, широко используются при строительстве нефтепроводов. Вопросы надежности этих систем всегда актуальны и не всегда ясны причины разрушения труб в условиях гарантированного срока эксплуатации. Известные подходы больше сконцентрированы на коррозијнной стойкости сталей, хотя имеются и другие факторы внешнего и внутреннего характера [1-3].

Материалы и методы исследования. В качестве материала исследований выбрали сталь марки 20, полученную с варьированием температурно-деформационными условиями горячей прокатки. Для оценки размеров зерен структуры использовали световую микроскопию. Экспериментальным методом исследования служили испытания на ударный изгиб образцов с V- образным надзрезом. Макронапряжения первого рода определяли методом рентгеновской тензометрии, изложенной в работе. Съёмки производили на дифрактометре Rigaku Ultima IV, оборудованного автоматической приставкой для определения остаточных напряжений. Определение величины ударной вязкости (КСV) стали Ст20 с различным уровнем остаточных напряжений проводили на маятниковом копре PH-300 при комнатной температуре, а деформацию на растяжение проводили на универсальной испытательной машине LFM-400. Фрактографические исследования выполняли на сканирующем электронном микроскопе Tescan серии Mira3.

Результаты исследований. В таблице 1 представлены результаты исследований образцов по влиянию внутренних остаточных напряжений (макронапряжений первого рода) на механические свойства и ударную вязкость при испытаниях на ударный изгиб.

Уровень	Условный предел	Временное	Относительное	Ударная вязкость
макронапряжений,	текучести, σ ₀₂ ,	сопротивление, σ_{B} ,	тивление, $\sigma_{\rm B}$, удлинение, δ ,%	
МПа	МПа	МПа		
70	245	425	23	48,0
176	378	560	21	40,0
412	417	603	15	11,0
515	613	704	9	6,0

Таблица 1. Влияние уровня внутренних остаточных напряжений на механические свойства стали марки 20.

Показано, что с увеличением уровня внутренних остаточных напряжений условный предел текучести и временное сопротивление заметно увеличиваются, а разница ($\sigma_B - \sigma_{02}$) существенно уменьшается. В то же время относительное удлинение и значения ударной вязкости снижаются. Также установлена взаимосвязь уровня остаточных макронапряжений, структурного и текстурного состояния с характером распространения трещин при испытаниях на ударный изгиб образцов с V- образным разрезом (см. Рис.1). Так в образцах с уровнем остаточных макронапряжений не превышающих 100 МПа наблюдается волнообразное



распространение трещин. При остаточных макронапряжениях в диапазоне 170 – 400 МПа распространение трещин происходит под углом 45⁰ к оси проката. При остаточных макронапряжениях превышающих 450 МПа отмечается вертикальное к оси проката распространение трещин.

Рисунок 1 – Влияние остаточных напряжений на характер распространения трещин при испытаниях на ударный изгиб в образцах стали 20.

Интересное строение поверхности изломов наблюдается после разрушения образцов на ударный изгиб при комнатной температуре (см.

Рис.2). Так при волнообразном распространении трещины отмечается сочетание вязкого и хрупкого излома. (Рис.2,а). При распространении трещины под углом 45⁰ и в вертикальном направлении к оси проката. наблюдаются признаки чисто хрупкого излома (см. Рис. 2, б и Рис. 2, в). Характер поверхности разрушения - транскристаллитный. Поверхность разрушения образована фасетками скола и квазискола. Для стали плоскость разрушения, как правило, относится к семейству {100}. Изменение направления от зерна к зерну приводит к ветвлению трещины вдоль различных плоскостей и в результате к хаотичному общему виду поверхности разрушения. В большинстве зёрен наблюдается появление ручьистого узора. Чётко различиые ручьистые узоры представляют собой ступеньки между различными локальными фасетками скола одной и той же общей кристаллографической плоскости скола.





Рисунок 2 – Поверхность разрушения образцов стали.

Заключение. Установлено, что высокий уровень остаточных напряжений является причиной существенного повышения показателей твёрдости, пределов прочности и текучести, а также снижения значений относительного удлинения и ударной вязкости, появлению хрупкого распространения трещины;

Комплексный анализ факторов влияющих на характер разрушения позволит разработать методы прогноза условий зарождения микротрещин и их развития вплоть до момента разрушения, на базе анализа величин внутренних остаточных напряжений и параметров кристаллографической текстуры и микроструктуры. *Литература*.

1. Ямалеев К.М., Абраменко Л.А. Деформационное старение трубных сталей в процессе эксплуатации магистральных нефтепроводов // Проблемы прочности. - 1989. - № 11. - с. 125-128.

2 Гольдштейн М.И., Литвинов В.С., Бронфин Б.М. Металлофизика высокопрочных сплавов. - М.: Металлургия. - 1986. - 312 с.

3. Мешков Ю.Я., Сердитова Т.Н. Разрушение деформированной стали. - Киев: Наукова Думка. - 1989. - 160 с.

Доклад представлен на подсекцию / симпозиум: [III – 4. Механика разрушения и повреждений]

УДАРНАЯ СТОЙКОСТЬ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОГО КОРПУСА ВЕНТИЛЯТОРА ИЗ ПКМ С БРОНЕЗАЩИТНЫМИ СЛОЯМИ

А.А. Чернышов, А.Ю. Ежов

Центральный институт авиационного моторостроения им. П.И. Баранова, Москва aachernyshov@ciam.ru

Аннотация. В рамках работы выполнены проектирование и изготовление экспериментального корпуса с «мягкой» стенкой. Проведены испытания экспериментального корпуса при ударе металлическим имитатором лопатки и верифицирован расчетный метод.

Введение

Локализация фрагментов, образующихся при разрушении лопаток вентилятора, является одним из основных требований к корпусу вентилятора авиационного газотурбинного двигателя. Выполнение этого требования необходимо обеспечить одновременно с минимизацией массы корпуса, его стоимости и обеспечением требуемой долговечности, снижением эксплуатационных расходов. В настоящее время используется два подхода к обеспечению локализации фрагментов оборвавшейся лопатки вентилятора внутри двигателя: создание корпусов с «мягкой» и «жесткой» стенкой.

Основной текст

Неметаллический экспериментальный корпус с «мягкой» стенкой разработан в виде составной оболочечной конструкции, состоящей из основной обечайки и бронезащитного кожуха. Основная обечайка из углепластика несёт все эксплуатационные нагрузки в течение жизненного цикла двигателя, а кожух является бронезащитным кольцом, предназначенным для удержания оборвавшейся лопатки внутри двигателя. Многочисленными исследованиями (см., например [1]), в том числе и собственными [2], показана эффективность создания бронезащитного кольца с использованием сухой намотки жгута, ленты, ткани из органических волокон. Основное сопротивление прониканию ударника оказывают высокопрочные волокна. Сухая намотка позволяет получить более плотную упаковку армирующих элементов. Недостатком конструкций корпусов с «мягкой» стенкой, выполненных из арамидных волокон, являются большие перемещения при внедрении в них оборвавшейся лопатки.

Для проектирования корпуса использована математическая модель (см. рисунок 1), основанная на формировании эффективных свойств представительного элемента ткани из органических волокон – мезоточки в феноменологической модели оболочечной намотки. В работе в качестве мезоточки предложено использовать элемент, состоящий из нескольких (в данной работе четырех) скрепленных монослоев ткани.



Рис. 1. Типичная структура тканного материала; (а) на уровне волокна с характером его деформирования, (б) представительский объем ткани, (в) модель мезоточки эквивалентного континуума

На рисунке 2 представлены изготовленные экспериментальные корпуса с бронезащитным кольцом.



Рис. 2. Экспериментальные корпуса с бронезащитным кольцом

По схеме, представленной на рисунке 3a, проведены испытания экспериментальных корпусов с «мягкой» стенкой.



Рис. 3. Испытание экспериментальных корпусов; (а) – схема испытаний, (б) – экспериментальный корпус на стенде

На рис. 4 приведены кинограммы процесса взаимодействия ударника и модельного корпуса в отдельные моменты времени, полученные экспериментально и в результате расчетов.



Рис. 4. Картина деформирования корпуса в различные моменты времени. Эксперимент (слева), расчет на основе 3D моделирования (справа)

Как видно из рис. 4 картина деформирования, полученная вычислениями, хорошо согласуется с результатами испытаний. Кроме того, расчетные и экспериментально определенные значения перемещений в направлении действия ударника по величине в одинаковые моменты времени практически совпали. Например, максимальные значения этих перемещений в эксперименте и расчете составили 132 мм и 136 мм и отличаются на 3%, что является вполне удовлетворительным результатом для нелинейных динамических задач такой сложности.

Заключение

В результате исследований:

 с использованием принятой формы мэзо точки разработана расчетная модель корпуса, представляющая собой совокупность оболочечных элементов и позволяющая оценить их взаимное сопротивление внедрению ударника в корпус;

– экспериментально определены механические и физические характеристик скрепленных слоёв арамидной ткани арт. 86-294-05ВО;

– спроектипрованы и изготовлены экспериментальные неметаллические корпуса составной конструкции;

 проведено испытание стойкости к удару экспериментального корпуса с применением пневматической пушки калибром 80 мм;

 проведены расчетные исследования стойкости к удару экспериментального корпуса при энергии удара 7.11 КДж.

В результате расчетами и испытаниями показано, что при энергии удара 7.11 КДж изготовленный экспериментальный корпус составной конструкции с «мягкой» стенкой удерживает ударник в пределах корпуса (разрушается только один внутренний скрепленный слой).

Показано, что результаты расчета по предложенной модели удовлетворительно согласуются с экспериментальными данными.

- 1. Ying Ma Ballistic strength of multi-layer fabrics against fragment simulating projectiles An abstract of Dissertation Doctor of Philosophy, Kansas University, Manhattan, Kansas, 2017, 126 p.
- 2. Г.Ф. Железина, С.И. Войнов, Т.Д. Каримбаев, А.А. Чернышов Арамидные органопластики для корпусов вентиляторов авиационных двигателей Вопросы материаловедения, №2(90), апрель-июль, С.-Петербург, 2017, стр. 153165.

УЧЕТ ВЛИЯНИЯ БИОПОВРЕЖДЕНИЙ НА НЕСУЩУЮ СПОСОБНОСТЬ БЕТОННОЙ КОНСТРУКЦИИ

Ф.Р. Шакирзянов, Р.А. Шакирзянов, В.Ф. Строганов, Е.В. Сагадеев

Казанский государственный архитектурно-строительный университет, Казань faritbox@mail.ru

Аннотация. Рассматривается задача учета влияния продуктов жизнедеятельности бактерий или микроорганизмов на прочностные и жесткостные характеристики бетонов различных классов. В результате этих воздействий с течением времени уменьшается прочность и жесткость бетона, что приводит к уменьшению несущей способности конструкции и ее долговечности. Поэтому для конструкции, находящейся в среде с повышенным количеством бактерий или микроорганизмов, необходимо установить срок ее безопасной эксплуатации и уметь определять время последующей реконструкции.

Учет воздействия агрессивной среды на бетон учитывается в работе на основе 2-го закона Фика. Полученное уравнение решается численно методом конечных разностей.

Для установления определяющих параметров процесса проникновения агрессивной в бетоне были проведены лабораторные и численные эксперименты, и на их основе выявлены закономерности влияния агрессивной среды на прочность бетона. Также проведены исследования влияния скорости диффузии, концентрации и времени воздействия агрессивной среды на несущую способность конструкции.

Исследования проводились в рамках выполнения государственного задания Минобрнауки России № 9.5762.2017/ВУ (проект № 9.1395.2017/ПЧ), гранта РФФИ (проект № 19-08-00349) и за счет субсидии, выделенной Казанскому федеральному университету на выполнение государственного задания в сфере научной деятельности (проект № 1.12878.2018/12.1.).

Введение

К числу важнейших задач, решаемых в строительстве, относится оценка прочности конструкции, которая снижается со временем. Например, одним из существенных факторов уменьшения прочности бетона являются биоповреждение. В настоящее время убытки от биоповреждений достигают колоссальных размеров и составляют более 7% от общей стоимости промышленной продукции в мировом масштабе.

Агентами биоповреждений являются продукты жизнедеятельности различных организмов: бактерии, грибки и т.п. [1-4]. Например, достоверно известно, что различные виды микроорганизмов (в том числе патогенные) и, в первую очередь плесневые грибы родов Aspergillus, Penicillium, Trichoderma, Alternaria и т.д., заселяя поверхность минеральных строительных материалов, обуславливают их биологическое разрушение [2]. Поэтому биоповреждения строительных материалов и конструкций оказывает существенное влияние на скорость износа зданий. При этом основными негативными характеристиками биоповреждений являются ухудшение физико-механических показателей строительных конструкций, увеличение финансовых затрат на восстановление пораженных частей зданий, увеличение риска возникновения респираторных, аллергических, сердечно-сосудистых, онкологических и др. заболеваний человека.

Для России проблема биоразрушения материалов и конструкций также очень актуальна, о чем свидетельствуют данные по экономическому ущербу от коррозии, который ежегодно составляет порядка 3% от ВВП. Таким образом, все вышесказанное свидетельствует о важности и актуальности проблемы биологического разрушения, что, безусловно, вызывает научный и практический интерес.

Вопросами выделения и идентификации наиболее агрессивных биодеструкторов строительных материалов занимались отечественные и зарубежные ученые Андреюк Е.А., Анисимов А.А., Антонов В.Б., Билай Б.И., Благник Р., Бобкова Т.С., Варфоломеев С.Д., Герасименко А.А., Горленко М.В., Горшин С.Н., Жеребятьева Т.В., Иванов Ф.М., Иерусалимский И.Д., Ильичев В.Д., Канаевская И.Г., Коваль Э.З., Левин Ф.И., Лугаускас А.Б., Максимова И.В., Селяев В.П., Смирнова В.Ф., Соломатов В.И., Строганов В.Ф., Туковая З.М., Фельдман М.С., Чуйко А.В., Ярилова Е.Е., King B., Lloyd A.O., Eckhard F.E. и др.

Работы этих авторов в основном посвящены накоплению массива экспериментальных данных по биокоррозии минеральных материалов, однако они не отличаются системностью, и практически отсутствуют работы обобщающего плана.

Итак, на основании всего вышесказанного можно сделать вывод о том, что к настоящему времени проблема оценки влияния биоповреждений на прочностные характеристики минеральных материалов и конструкций из них является весьма далекой от своего разрешения. Это обуславливает необходимость проведения не только фундаментальных исследований в этой области, но разработки методики определения влияния агрессивной среды на прочность материала, проведения расчетов несущей способности конструкций с учетом деградации прочностных характеристик материала от биоповреждений, выявление закономерностей влияния агрессивной среды на предельную нагрузку с учетом изменения механических характеристик и геометрических параметров конструкции.

Основные соотношения

Биоразрушение бетона является довольно сложным процессом: на первом этапе бактерии поселяются на поверхность бетона, затем в процессе их жизнедеятельности образуется кислая среда, которая начинает диффундировать в бетон [7]. Так как бетон является щелочной средой, то начинается процесс выщелачивания, т.е. вымывания щелочи из бетона в обратном направлении (обратная диффузия).

В работе [5] приводится диаграмма снижения прочности бетона по мере выщелачивания (рис. 1). Там же отмечается, что при потерях CaO примерно на 33% наступает полное разрушение цементного камня, и тогда предел его прочности практически можно считать равным нулю.



Рис. 1. Диаграмма снижения прочности бетона на сжатие при выщелачивании гашеной извести

В соответствии с этим, в данной работе снижение прочности бетона от концентрации агрессивной среды учитывается в виде экспоненциальной функции

$$R_{b} = R_{b0} e^{-\gamma C t}.$$

(1)

На основе экспериментальных исследований влияния кислоты на прочность бетона, проведенных нами, были получены небходимые в формуле (1) параметры учета снижения прочности бетона (рис. 2).



Рис. 2. Диаграмма изменения расчетного сопротивления бетона во времени

Природа явления такова, что коэффициент диффузии в бетоне из-за нарастания биоповреждений увеличивается с течением времени. Поэтому принято, что коэффициент диффузии зависит от времени и концентрации агрессивной среды по следующему нелинейному закону:

$$\lambda = \lambda_0 + \frac{\lambda_{\max} - \lambda_0}{C_{\max}^2} \cdot C^2(x, y, t).$$
⁽²⁾

По результатам экспериментов [6] были определены необходимые коэффициенты, удовлетворяющие соотношению (2). В дальнейшем они использовались при решении поставленных задач.

Воздействие агрессивной среды (проникновение в бетон) учитывалось на основе 2-го закона Фика:

$$\frac{\partial C}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda \frac{\partial C}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\lambda \frac{\partial C}{\partial y} \right), \tag{3}$$

где *С* – концентрация агрессивной среды в бетоне; λ – коэффициент диффузии; х, у – координаты; *t* – момент времени.

Это уравнение решалось методом конечных разностей. При этом учитывались собственный вес бетона и воздействие агрессивной среды с одной стороны стены.

Также был исследован процесс проникновения агрессивной среды в бетон и определена предельная нагрузка на основе теории предельного равновесия [8]:

$$P^*(t) = \int_A R_b(C,t) dA.$$
(4)

Модельная задача

Была решена задача диффузии агрессивной среды через одну точку на поверхности бетонной стены (рис. 3а). На рис. Зб представлена диаграмма распространения биоповреждений внутрь бетона.



На основе численных экспериментов получены кривые проникновения агрессивной среды в бетон по времени при постоянном и переменном коэффициентах диффузии (рис. 4).



Рис. 4. Проникновение агрессивной среды в бетон

Заключение

Разработана методика оценки влияния агрессивной среды на прочность бетона, которая позволяет: 1) вывить некоторые закономерности процесса деградации бетона под воздействием биоповреждений; 2) по результатам натурных экспериментов проводить идентификацию механических характеристик различных моделей поведения бетона, описывающих процесс деградации бетона под действием биоповреждений.

Проведенные расчеты предельной нагрузки несущей конструкции с учетом деградации прочностных характеристик бетона и сравнение их результатов с экспериментальными данными выявили необходимость учета изменения пористости бетона под воздействием биоповреждений.

- 1. Allsopp D., Seal K. J., Gaylarde Ch. C. Introduction to biodeterioration, 2nd edn. Cambridge University Press, Cambridge. 2004. 252 p.
- Строганов В.Ф., Сагадеев Е.В. Введение в биоповреждение строительных материалов: Монография. Казань: Изд-во 2. Казанск. гос. архитект.-строит. ун-та, 2014. – 200 с.
- Ерофеев В.Т., Богатов А.Д., Богатова С.Н., Казначеев С.Н., Смирнов В.Ф. Влияние эксплуатационной среды на 3. биостойкость строительных композитов // Инженерно-строительный журнал. 2012. N 7 (33). С. 23-31.
- 4. Карамова Н.С., Надеева Г.В., Багаева Т.В. Методы исследования и оценки биоповреждений, вызываемых микроорганизмами. - Казань, 2014.
- Рахимов Р.З., Алтыкис М.Г. Долговечность строительных материалов: Учебное пособие, 2-е издание переработанное и 5. дополненное. - Казань: КГАСУ, 2005. - 118 с.
- Об оценке предельной нагрузки железобетонной стенки, подверженной 6. Каюмов Р.А., Ибрагимова А.А. одностороннему воздействию влаги // Известия КГАСУ 2017, № 3. - С. 98 -108.
- 7. Мананков А.В. Эволюционно-диффузная математическая модель воздействия микроорганизмов на стоительные материалы // Изв. вузов. Строительство. 2006, № 8. – С. 20-25.
- 8. Каюмов Р.А., Шакирзянов Ф.Р. Моделирование поведения и оценка несущей способности системы тонкостенная конструкция-грунт с учетом ползучести и деградации грунта // Учен. зап. Казан. ун-та. Сер. Физ.-матем. науки. — 2011. – T. 153, № 4. – C. 67-75.

ВЗАИМНОЕ ВЛИЯНИЕ ТРЁХМЕРНЫХ ТРЕЩИН В ПАРАЛЛЕЛЬНЫХ ПЛОСКОСТЯХ

А.А. Шамина¹

¹Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова, Москва anashamina90@mail.ru

Аннотация. Исследуется проблема взаимного влияния трехмерных диско-образных трещин, расположенных в параллельных плоскостях упругой среды. Среда находится под действием растягивающего напряжения в направлении перпендикулярном плоскостям трещин. Трещины моделируются математическими разрезами сплошной среды с возможностью сильного разрыва поля перемещений на берегах разреза. Решение строится численно с использованием метода разрывных смещений.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 19-07-01111.

Введение

Одной из актуальных задач современной механики разрушения является задача аналитических исследований концентрации напряжений в окрестности трещин в трёхмерном пространстве. В настоящее время существуют хорошо развитые эффективные методы решения двумерных задач о трещинах. Одним из таких методов является метод разрывных смещений [1]. Преимуществом данного метода является возможность точного выполнения уравнений теории упругости. При этом граничные условия выполняются на дискретном множестве точек границы, которое можно сделать сколь угодно плотным. В данной работе предлагается численный метод граничных элементов, реализующий метод разрывных смещений в трёхмерном пространстве. Преимуществом данного метода является то, что на конечные элементы разбивается только поверхность трещин, моделирующая разрыв упругой среды. Это понижает размерность задачи на стадии её решения. С точки зрения математической теории, данный подход является одной из реализаций метода разложения мы имеем фактически аналитическое представление решения в виде конечного ряда внутри области. С точки зрения памяти, нам надо хранить только найденные коэффициенты разложения, позволяющие найти любые требуемые характеристики в любой точке области решения. Это существенно с точки зрения простоты практического использования полученного решения.

Ключевые слова. Трёхмерное пространство, упругая среда, трещина, коэффициент интенсивности напряжений, метод граничных элементов, метод разрывных смещений

1.Постановка задачи.

Будем рассматривать, как основную задачу, систему двух трещин, расположенных в параллельных плоскостях в трехмерном пространстве (рис 1.). В начальном недеформированном состоянии трещины представляют собой бесконечно тонкие круглые математические разрезы сплошной среды. Под действием растягивающего напряжения, направленного перпендикулярно плоскостям разрезов упругая среда деформируется, деформируются и берега трещин. Требуется исследовать поля перемещений и напряжений, возникающие в упругой среде. Важную роль в механике трещин играет величина коэффициентов интенсивности напряжений [3] на краю трещины (КИН). Часто в качестве критерия начала роста трещины в данном направлении принимается достижение коэффициентом интенсивности (или комбинацией коэффициентов интенсивности напряжений) некоторого критического значения, характерного для данного конкретного упругого материала. Поэтому одной из составляющих задачи является проверка метода на возможность определения КИН и сравнение его численных значений с имеющимися аналитическими результатами.

Расположение трещин в пространстве



Рис.1. Исследуемые типы расположения двух трещин в пространстве: (a) – центры основной и дополнительной (малой) трещины лежат на одной оси; (б) - малая трещина расположена над основной трещиной; (в) – малая трещина не затеняет основную трещину.

Если совместить плоскость основной трещины с плоскостью *хоу*, то на берегах трещин должны быть выполнены условия равенства нулю компонент тензора напряжений $\sigma_{zx} = 0$, $\sigma_{zy} = 0$, $\sigma_{zz} = 0$, а на бесконечности задано одно ненулевое растягивающее напряжение $\sigma_{zz} = P > 0$.

2.Метод решения. Аналитическое решение данной задачи строится с использованием ортогональных функций и потенциала двойного слоя. Численно задача была реализована методом разрывных смещений. Получены результаты для двух трещин, расположенных в параллельных плоскостях, вычислены все коэффициенты интенсивности. Исследована их зависимость от угла между трещинами и от расстояния между ними.

3.Результаты расчетов и тестирования. На рис. 2 приведены расчётные положения верхнего и нижнего берегов трещин для трёх случаев взаимного расположения. В том случае, когда малая трещина находится в тени основной, её влиянием можно практически пренебречь (Рис.4(а) и (б)). В этих случаях раскрытие малой трещины мало. Наибольшее влияние малая трещина оказывает в случае, показанном на Рис.4(в) – малая трещина раскрыта. Для количественного сравнения влияния определялась величина отношения КИН основной трещины к её теоретическому значению в том случае, когда дополнительная (малая) трещина отсутствует. Координаты x = -1 и x = 1 соответствуют краям трещины в сечении y = 0.

Верхний и нижний берег трещин в сечении у=0



Рис.2. Раскрытие берегов основной и дополнительной трещин в сечении y = 0.

Были проведены расчёты в трёх случаях расположения двух трещин, соответствующих Рис.2. Во всех трёх случаях основная трещина имела радиус, равный $r_1 = 1$, а вторая малая трещина - радиус $r_2 = 0,5$. Начальное расстояние между плоскостями трещин было одинаковым H = 0,35. Напряжение, действующее на бесконечности по нормали к плоскости трещин, имело величину $\sigma_{zz}/\mu = 0.2$. Таблица 1.

Отношение	расчетного значения КИН к значению для одиночной трешины	K . /	K^{T}
OTHOMETINE	рас те пого зна тепия кини к зна тепию для одино шой трещины в	· • • /	111

(a) $x = -1$	(a) $x = 1$	(6) $x = -1$	(6) $x = 1$	(B) $x = -1$	(B) $x = 1$
0,997	0,998	0,995	0,932	0.999	0,913

4.Вычисление коэффициентов интенсивности напряжений.

Для численного расчета коэффициентов интенсивности напряжений используются асимптотические формулы:

$$\begin{split} u_{z} &= \frac{K_{I}}{\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \sin \frac{\theta}{2} \left(2 - 2\vartheta - \cos^{2} \frac{\theta}{2} \right), \\ u_{x} &= \frac{K_{II}}{\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \sin \frac{\theta}{2} \left(2 - 2\vartheta + \cos^{2} \frac{\theta}{2} \right) \\ u_{y} &= \frac{K_{III}}{\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \sin \frac{\theta}{2}. \end{split}$$

В нашем случае $\theta = \pi$. При вычислении получаются точки, которые наносятся на график и приближаются функцией $u_i = B_i \sqrt{L-x}$, где коэффициенты B_i определяются при помощи метода наименьших квадратов. Приравнивая в формулах левые и правые части, получим уравнения на K_{II}, K_{III}, K_{III} .

5. Результаты расчетов при разных углах между трещинами.

Ниже приведены результаты расчётов КИН для двух круглых диско-образных трещин при наличии угла между их плоскостями. Основная трещина располагалась в плоскости *z*=0 с центром в начале координат и радиусом R1=1м. Вторая трещина имеет радиус R=0.5м и располагалась под различными углами к первой, при
этом расстояние между краем первой трещины и центром второй сохранялось неизменным и равным 0.6м. Графическое изображение трещин представлено на рис.3. Коэффициенты интенсивности вычислялись для первой трещины в сечении *y*=0.



Рис.3. Расположение трещин в пространстве.



Рис. 4. Зависимость комбинации коэффициентов от угла между трещинами.

Значение данной комбинации коэффициентов практически не меняется при изменении угла между трещинами.

Выводы:

- Вычислены коэффициенты интенсивности напряжений в задаче с двумя по-разному ориентированными трещинами
- Показано, что для каждого коэффициента интенсивности существует угол, соответствующий максимуму коэффициента интенсивности
- Показано, что для углов больших 6°, влияние изменения угла мало, и главным образом, определяется расстоянием между трещинами.

Литература

[1] Крауч С., Старфилд А. Методы граничных элементов в механике твердого тела. М.: Мир, 1987.

[2] Алекеидзе М.А. Решение граничных задач методом разложения но неортогональным функциям. М.: Наука 1978.

[3] Слепян Л.И.. Механика трещин. – Л.: Судостроение, 1990.

[4] Almansi E. SuU'integrazione deirequazione differenzigle . Ann. Mat. Ill, № 2 (1899).

КОНЕЧНОМЕРНАЯ ПАРАМЕТРИЗАЦИЯ УРАВНЕНИЙ И ВНЕШНИХ УСЛОВИЙ В МОДЕЛИ ГИДРОРАЗРЫВА PLANAR3D В БЕЗРАЗМЕРНОЙ ПОСТАНОВКЕ

<u>Е.В. Шель</u>^{1,2}, Н.А. Шаповаленко²

¹Газпромнефть НТЦ, Санкт-Петербург ²Санкт-Петербургский политехнический университет, Санкт-Петербург Shel.EV@gazpromneft-ntc.ru

Аннотация. Доклад посвящён модели гидроразрыва пласта Planar3D. Уравнения модели сведены к безразмерной форме, выделены ключевые безразмерные параметры, характерные величины которых задают асимптотические переходы к известным аналитическим моделям. Показано, что задача гидроразрыва в постановке Planar3D в многослойной среде имеет 4 нетривиальных параметров, изменяющихся при аффинных преобразованиях входных параметров, и большое количество тривиальных параметров, неизменяющихся с линейными преобразованиями входных параметров, пропорциональное количеству слоёв среды. Рассматриваются пути решения «проклятия размерностей» для построения метамодели Planar3D.

Введение

На данный момент в нефтегазовой индустрии всё большое значение занимает технология гидроразрыва пласта, когда жидкость под большим давлением закачивается в пласт, создавая относительно тонкую и длинную трещину, улучшающую характеристики проводимости среды.

На данный момент самой распространённой постановкой задачи о гидроразрыве является постановка о задаче гидроразрыва пласта в кусочно-однородной среде состоящей из N-2 конечных слоев и 2-х полубесконечных слоев, границы которых строго горизонтальны, а материал – изотропен. Доминирующими напряжениями считаются вертикальные, а потому трещина гидроразрыва по принципу минимальных затрат энергии растёт в вертикальной плоскости, перпендикулярной минимальным горизонтальным напряжениям. В этих условиях ключевым внешним параметром задачи является распределение минимальных горизонтальных горных напряжений по вертикали, которые действуют на трещину, распределение проницаемости пласта по слоям, а также толщины каждого из слоёв.

В реальных одномерных геомеханических моделях, которые подаются на вход симулятору гидроразрыва, количество слоёв может достигать 100-200. Количество размерных и безразмерных параметров задачи растёт пропорционально числу слоёв, при этом скорость расчётов и устойчивость численных схем заметно ухудшается. Время расчёта обычной Planar3D модели для реальных случаев на рабочей станции может занимать десятки минут, тогда как инженеру ГРП требуется проводить множественные расчёты с вариацией входных данных для подбора неизвестных параметров.

Для сокращения размерности задачи был разработан метод спектрального преобразования входных данных, когда входная кривая внешних напряжений разлагается по базису определённых функций. В качестве примера, в том числе, использовались тригонометрические ряды. Большая часть спектра, как правило, высокочастотная часть, отсеивалась на основании физического критерия отношения градиентов давлений вязкого трения с градиентом внешних давлений так, чтобы дизайны гидроразрыва, посчитанные на исходных и преобразованных данных имели незначительное различие по результатам расчётов с точки зрения практического применения. Данный метод одновременно улучшает проблемы со скоростью расчётов и параметризует бесконечномерное пространство конечным набором коэффициентов разложения, что в свою очередь позволит построить метамодель на основе расчётов модели Planar3D.

Основной текст

Основными уравнениями задачи гидроразрыва в постановке Planar3D [1] (см Рис. 1) является закон сохранения массы жидкости при течении вдоль плоскости, который сводится к следующему двумерному уравнению:

$$\frac{\partial w}{\partial t} + div\vec{q} + q_l = q_i$$

Здесь *w* раскрытие трещины, \vec{q} поток вдоль плоскости, q_i – поток утечек, q_i – поток от внешних источников (со скважины), задающихся двумерной или одномерной дельта-функцией, в зависимости от горизонтальности или вертикальности скважины. Также используются следующие замыкающие соотношения на поток \vec{q} в виде формулы Пуазейля на течение в плоско-параллельном канале (для жидкости псевдопластической реологии):

$$\vec{q} |\vec{q}|^{n-1} = -\frac{1}{\psi k'} w^{2n+1} \nabla p; \ \psi = \frac{2^{n+1} (2n+1)^n}{n^n}$$

На поток утечек ставится условие замыкания по Картеру:

$$q_l = \frac{2C_l}{\sqrt{t - t_0}}$$

Здесь t_0 – время проникновения трещины в данную точку плоскости.



Рис. 1. Графическое отображение постановки Planar3D. I – область на плоскости трещины, занятой жидкостью, II – область трещины, не занятая жидкостью, III – область, не занятая трещиной

Задача упругости ставится в кусочно-однородной области, состоящей из N-2 конечных горизонтальных слоёв изотропного материала и 2-х полубесконечных. Считается, что среды подчиняются закону Гука:

$$\sigma_{ij} = \sigma_{ij}^0 + \lambda_k \theta \delta_{ij} + 2\mu_k e_{ij}$$

где λ_k , μ_k - упругие модули k-го слоя, границы слоёв перпендикулярны оси Y

Трещина растёт вдоль плоскости, при этом:

$$|u|_{I+II} = (u_z^+ - u_z^-)|_{I+II}; w|_{III} = 0$$

Где область I – область на плоскости трещины, занятой жидкостью, область II – область трещины, не занятая жидкостью, область III – область, не занятая трещиной (см Рис.1).

На бесконечности также задаются внешние напряжения в породе, изменяющиеся только с глубиной у:

$$\sigma_{ij}^{\infty} = \sigma_{ij}^{0}(y)$$

Сопряжение задачи упругости с задачей гидродинамики производят, приравнивая перпендикулярное напряжение к трещине к давлению флюида в трещине:

$$p|_{I+II} = \sigma_{zz}|_{I+II}$$

Давления находят из решения задачи теории упругости:

$$p_{net} = p(x, y) - \sigma_{zz}^0(y) = \iint_{O} G(\vec{r} - \vec{r_0}) w(\vec{r_0}) dS_0$$

Где $G(\vec{r} - \vec{r_0})$ – функция Грина. Для однородной упругой среды:

$$G(\vec{r} - \vec{r_0}) = \frac{E'}{8\pi} \iint_{\Omega} \frac{w(r_0) dS_0}{|\vec{r} - \vec{r_0}|^3}$$

Последним уравнением является критерий роста трещины в длину, который в разных работах имеет разную реализацию, но физически всегда сводится к критерию прочности Гриффитса-Ирвина на постоянство затрат энергии на разрыв единицы площади:

$$\delta A_{\text{pasp}} = \frac{K_{Ic}^2}{E'} \,\delta S = 2\gamma \delta S$$

Если поставить простейшую из возможных постановок (см. Рис 2) с тремя слоями, где крайние слои полубесконечны, а центральный – конечен, и имеет напряжения на Δσ меньшее, чем в крайних слоях, то задача после подстановки всех замыкающих соотношений в закон сохранения массы сводится к следующему интегродифференциальному уравнению в безразмерной форме:

$$-\left(\frac{1}{8\pi\varphi}\right)^{\frac{1}{n}} \left(\vec{\tilde{\nabla}}, \vec{\tilde{\nabla}}\left(\iint_{\Omega} \frac{\tilde{w}(\vec{\tilde{r}_{0}})d\tilde{S}_{0}}{\left|\vec{\tilde{r}}-\vec{\tilde{r}_{0}}\right|^{3}}+\tilde{\sigma}\right) \left|\vec{\tilde{\nabla}}\iint_{\Omega} \frac{\tilde{w}(\vec{\tilde{r}_{0}})d\tilde{S}_{0}}{\left|\vec{\tilde{r}}-\vec{\tilde{r}_{0}}\right|^{3}}+\vec{\tilde{\nabla}}\vec{\sigma}\right|^{\frac{1}{n}-1} \tilde{w}^{2+\frac{1}{n}}\right) + \frac{\partial\tilde{w}}{\partial\tilde{t}}\gamma^{\frac{1}{n}}+\gamma^{\frac{1}{n}-\frac{1}{2}}\frac{2\tilde{C}}{\sqrt{\tilde{t}-\tilde{t}_{0}}} = \gamma^{\frac{1}{n}}\delta(\vec{\tilde{r}})$$

$$\delta\widetilde{A_{non}} = \tilde{K}^{2}\delta\widetilde{S}$$

Для обезразмеривания использовалось следующее масштабирование, где Δσ разница напряжений между центральным и крайним пластом, H – толщина центрального пласта, E' - модуль плоской деформации:

$$\widetilde{p} = \frac{p_{net}}{\Delta\sigma}; \widetilde{x} = \frac{x}{H}; \ \widetilde{y} = \frac{y}{H}; \ \widetilde{w} = w \frac{E'}{\Delta\sigma H}; \ \widetilde{t} = \ \widetilde{V} = \frac{V}{\Delta\sigma H^3}$$

$$\delta \widetilde{A_{\rm pa3p}} = \frac{E'}{\Delta \sigma^2 H^3} \delta A_{\rm pa3p}$$

Полный список безразмерных параметров задачи для случая трёх слоев выглядит так [2,3]:

$$F = \frac{H^{3n} \Delta \sigma^{2n+2}}{k' E'^{2n+1} Q^n} = \frac{1}{\gamma}$$
$$\tilde{C} = C_l \left(\frac{HE'}{Q\Delta\sigma}\right)^{\frac{1}{2}}$$
$$\tilde{K} = \sqrt{\frac{2\pi}{H} \frac{K}{\Delta\sigma}}$$

Тогда функция распределения раскрытия, задающая всё решение в безразмерном виде:

$$\widetilde{w} \equiv \widetilde{w}(n, V, \gamma, C, K)$$

Здесь n – также безразмерный параметр, характеризующий неньютоновость реологии жидкости.

Таким образом, задача с трёхслойной реологией успешно параметризуется 4 параметрами, что позволяет провести множественную серию расчётов и построить метамодель решения.

Однако при переходе к реальным задачам, количество конечных слоёв может достигать 100 и более, и тогда на каждый слой появится следующий набор безразмерных параметров:

$$\widetilde{H}_{i} = \frac{H_{i}}{H}; \widetilde{E'}_{i} = \frac{E'_{i}}{E'}; \widetilde{K}_{i} = \frac{K_{i}}{K}; \widetilde{C}_{i} = \frac{C_{i}}{C}; \ \widetilde{\Delta\sigma_{i}} = \frac{\Delta\sigma_{i}}{\Delta\sigma_{1}}$$

Пространство решений при этом достигает порядка нескольких сотен, что делает невозможным никакую параметризацию. С учётом приближений, применимых на практике, ключевыми параметрам будут $\Delta \sigma_i$, \tilde{H}_i . Особые проблемы создаёт функция распределения

От проклятия размерностей помогает избавиться замена послойного моделирования внешних параметров разложение функций внешних параметров по базису, например, в ряды Фурье:

$$\sigma(z) = \sigma_0 + \sum a_m \cos kmz + \sum b_m \sin kmz$$

Тогда тривиальные параметры $\Delta \overline{\sigma}_i, \widetilde{H}_i$ заменятся на серию параметров:

$$F_m = \frac{1}{m^{3n}} \frac{a_{\Box}^{2n+2}}{k'k^{3n}E'^{2n+1}Q^n}$$

При этом, из физических соображений легко получить, что ведущее значение имеют гармоники, для которых параметр F_m максимален. Все гармоники с $F_m \ll F_{max}$ можно исключить из рассмотрения без потери точности решения. Таким образом, размерность задачи становится конечной и любой реальный профиль напряжений можно с удовлетворительной точностью итогового решения заменить на аналитическую функцию. Так как пространство решений теперь стало конечным, а итоговое число членов разложения становится порядка 10-20, построение метамодели также существенно упрощается.

Заключение

В ходе масштабирования уравнений гидроразрыва пласта модели Planar3D были получены ключевые безразмерные параметры задачи для простых постановок в случае небольшого число слоёв. Прямое обобщение на случай множества слоёв, хотя и несложное в реализации, малоприменимо для практических применений изза резкого роста размерности задачи. В связи с этим было применено спектральное разложение внешних условий задачи и произведена фильтрация на основе критерия в безразмерных параметрах, полученного из анализа уравнений в безразмерной форме. Расчёты на исходном и отфильтрованном поле внешних напряжений показали приемлемое сохранение точности с точки зрения практических приложений. Таким образом, была решена проблема большой размерности исходной задачи, что открывает возможность для построения метамоделей для всех физически возможных плоских трещин гидроразрыва.

- 1. Хасанов М.М. и др. Подходы к моделированию гидроразрыва пласта и направления их развития//Нефтяное хозяйство. 2017. №. 6. С. 37-41.
- Shel E. [et al.] Retrospective Analysis of Hydrofracturing with the Dimensionless Parameters: Comparing Design and Transient Tests //SPE Russian Petroleum Technology Conference. – SPE. – 2018
- 3. Шель Е. В., Падерин Г. В., Кабанова П. К. Методика тестирования моделей симулятора гидроразрыва пласта //Нефтяное хозяйство. 2018. №. 12. С. 42-45.

РАСЧЕТНО-ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ КИНЕТИКИ НАКОПЛЕНИЯ ПОВРЕЖДЕНИЙ В АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ НА БАЗЕ МОДЕЛИ МЕХАНИКИ ПОВРЕЖДЕННОЙ СРЕДЫ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ФИЗИЧЕСКИХ МЕТОДОВ ИЗМЕРЕНИЯ ПОВРЕЖДЕННОСТИ

<u>Д.Н. Шишулин</u>¹, В.А. Клюшников², В.В. Мишакин²

¹ФГБОУ ВО «Нижегородский государственный технический университет им. Р. Е. Алексеева», Нижний Новгород ²Институт проблем машиностроения РАН – филиал ФГБНУ ФИЦ ИПФ РАН, Нижний Новгород

slavchuk2@yandex.ru

Аннотация. В работе рассмотрены вопросы совместного применения модели механики поврежденной среды (МПС) и физических методов неразрушающего контроля для определения выработанного и прогноза остаточного ресурса конструктивных элементов ответственного оборудования. В основу заложено влияние степени деградации на акустические и магнитные свойства стали аустенитного класса 08X18H10T при малоцикловом нагружении, приведена их количественная оценка. Используя полученные характеристики, была дополнена модель МПС для учета изменения фазового состава стали и кинетики накопления повреждений.

Работа выполнена при поддержке гранта РНФ № 19-19-00637.

В современном машиностроении выдвигаются жесткие требования по металлоемкости конструкций наряду с обоснованием их ресурса на 50 и более лет. Так как современные вычислительные мощности позволяют избежать высоких затрат на проведение экспериментальных исследований при обосновании прочности конструкций, данные требования ведут к более детальному изучению и численному моделированию механизмов деградации конструкционных материалов наряду с использованием физических методов определения фактического состояния материалов при решении задач диагностирования. Таким образом, требуется единая «платформа», включающая в себя подходы достоверного математического моделирования для оценки ресурсных характеристик и возможность связи с экспертными системами оценки текущего состояния конструкционных материалов эксплуатации, основанных на физических принципах.

В данной работе используется подход совместного применения механики поврежденной среды (МПС), модели которой были развиты в работах авторов Ю.Г. Коротких, И.А. Волкова [1], с акустическим и магнитным методами для определения выработанного и прогноза остаточного ресурса конструктивных элементов ответственного оборудования, изготовленных из сталей аустенитного класса. Основная идеология заключается в том, что на базе физических методов измерений (акустический и магнитный методы) можно придать физический смысл и определить параметры, заложенных в уравнениях МПС, отвечающих за основные эффекты, возникающих в конструкционных материалах при упругопластическом деформировании (квазистатическое и циклическое упрочнение, стадийность и кинетика степени деградации в объеме конструкционного материала). При выполнении исследований были рассмотрены физические процессы, происходящие в сталях аустенитного класса при квазистатическом растяжении и циклическом упругопластическом деформировании, и методы их количественной оценки на базе акустического и магнитного методов, связанных с определением фактического состояния конструкционных материалов. Пластическое деформирование в сталях аустенитного класса приводит к изменению микронеоднородности материалов, которое связано с изменением кристаллографической текстуры и дислокационной структуры, протеканием фазовых превращений, изменением плотности вакансий, эффективных упругих модулей из-за изменения фазового состава, накоплением микропор и микротрещин в контактах жестких частиц мартенсита с аустенитной матрицей. Все эти процессы приводят к изменению энергии рассеяния и поглощения ультразвуковых волн, скорости их распространения, а также изменению магнитных свойств материала. Указанные характеристики можно количественно измерить с использованием ультразвукового метода, методика применения описана в работах [2], и, как следствие, использовать при определении фактического состояния конструкционного материала и при определении параметров, входящих в уравнения МПС.

В основу модели МПС заложена модель термопластичности, позволяющая описывать кинетику напряженно-деформированного состояния при непропорциональных неизотермических нагружениях и энергетический критерий определения ресурсных характеристик конструкционных материалов. Однако выделение из общей энергии диссипации в объеме материала той ее части, которая непосредственно расходуется на образование и накопление усталостных повреждений, является нетривиальной задачей и наиболее адекватной мерой наработки материала стоит считать плотность энергии, затраченной на образование дефектов в данном объеме [3-5]. Предельное состояние данного объема материала (образование макроскопической трещины определенной длины) достигается тогда, когда энергия, затраченная на образование дефектов, достигает критической величины. При проведении исследований была установлена связь параметров уравнений МПС, описывающих упрочнение (квазистатическое и циклическое), стадийность

накопления повреждений и кинетику накопления повреждений с акустическими и магнитными свойствами аустенитной стали при малоцикловом нагружении. Данные зависимости легли в основу мониторинга текущего состояния с дальнейшим прогнозом ресурса при заданной истории нагружения.

Для конкретизации зависимостей между энергией, затраченной на пластическое деформирование, текущим уровнем упрочнения, параметрами акустических волн и магнитных свойств была проведена серия обучающих экспериментов на лабораторных образцах из стали 08Х18Н10Т. Результаты экспериментов позволяют сделать вывод о том, что совместное использование неразрушающих методов – акустического и магнитного позволяет определять в процессе нагружения текущее значение величины упрочнения и кинетику степени деградации для стали аустенитного класса. Установлено, что зависимость относительного обобщенного акустического параметра от относительной энергии, затраченной на пластическое деформирование, имеет один и тот же вид для разных амплитуд деформирования при малоцикловой усталости (рис.1). Таким образом, на фазовой плоскости процессам усталости и квазистатического (монотонного) растяжения соответствуют свои единые обобщенные кривые развития поврежденности, однако скорость движения по этим кривым зависит от текущих параметров процессов деформирования. Обобщенные кривые могут быть построены для каждого конструкционного материала путем испытания лабораторных образцов на усталость при симметричном растяжении-сжатии и квазистатическом растяжении.



Рис. 1. Зависимость относительного обобщенного акустического параметра от относительной энергии, затраченной на пластическое деформирование

Процесс накопления усталостных повреждений до образования макроскопической трещины согласно МПС на основании [6] состоит из двух стадий:

 стадии зарождения и роста пор, при которой поры не взаимодействуют друг с другом, влияние поврежденности на физико-механические характеристики материалов отсутствует, продолжительность стадии характеризуется работой;

 стадии развития поврежденности путем слияния образовавшихся микропор в микроскопические трещины, при которой наблюдается прогрессирующее влияние поврежденности на физико-механические характеристики материалов.

Анализ результатов обучающих экспериментов, проведенных при одноосном растяжении-сжатии лабораторных образцов из стали 08X18H10T, позволяет сделать вывод о том, что вторая фаза накопления повреждений начинается с момента прекращения роста микропластических деформаций и стабилизации изменения разгрузочного модуля упругости. Значения числа циклов до стабилизации разгрузочного модуля, совпадает с числом циклов, при котором происходит прекращения роста микропластических деформаций. Данный факт связан с существенным замедлением фазовых изменений материала [7] и началом активного роста микродефектов (пор, микротрещин и т.д.). На рис. 2 представлена типовая зависимость микропластических деформаций (а) [8] и разгрузочного модуля упругости (б) для испытанных образцов от числа циклов нагружения [9].



Рис. 2. Типовая зависимость микропластических деформаций и разгрузочного модуля упругости для испытанных образцов от числа циклов нагружения

На рис. 3 представлено сравнение кривых накопления повреждений, полученных расчетным путем по модели МПС [9] и с использованием акустического метода, и кривых, построенных с использованием значений долговечностей (числа циклов до разрушения), полученных при испытаниях в условиях блочного малоциклового нагружения с учетом нелинейного суммирования повреждений. Сравнивая приведенные кривые накопления повреждений, можно сделать вывод об их полном соответствии.



Рис.3. Кривые накопления повреждений при МЦУ

Таким образом, расчетно-экспериментальные исследования кинетики накопления повреждений в аустенитной стали на базе модели МПС с использованием физических методов оценки степени деградации позволяет проводить оценку текущего фактического состояния материала (стали аустенитного класса) конструктивных элементов и проводить оценку остаточного ресурса по проектной истории нагружения.

Литература

1. И.А. Волков, Ю.Г. Коротких. Уравнение состояния вязкоупругопластических сред с повреждениями. М.: Физматлит, 2008. 424 с.

2. А.В. Гончар, В.В. Мишакин, В.А. Клюшников, К.В. Курашкин // Журнал технической физики. 2017.Т. 87, вып. 4. С. 518-521.

3. Ф.М. Митенков, Ю.Г. Коротких, В.Б. Кайдалов, С.Н. Пичков. Методология, методы и средства управления ресурсом ядерных энергетических установок. М.: Машиностроение, 2006. 596 с.

4. А. Н. Романов. Разрушение при малоцикловом нагружении. М.: Наука, 1988, 279 с.

5. В.М. Волков // Прикладные проблемы прочности и пластичности. Всесоюз. межвуз. сб. – ГГУ им. Лобачевского. 1978. вып. 8. С. 26–34.

6. В.М. Левин, В.Н. Николаевский. Осреднение по объему и континуальная теория упругих сред с микроструктурой // Современные проблемы механики и авиации. М.: Машиностроение, 1982. С. 182 - 193.

7. В.В. Мишакин, В.А. Клюшников, А.В. Гончар // Журнал технической физики. 2015. Т. 85, № 5. С. 32-36.

8. Ф.М. Митенков, В.В. Мишакин, С.Н. Пичков, В.А. Клюшников, Н.В. Данилова // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2009. №12. С. 60–65.

9. А.А.Хлыбов, С.Н.Пичков, А.Л.Углов // Контроль. Диагностика. 2011. № 4. С. 55-61.

НЕЛИНЕЙНЫЕ ПАРАМЕТРЫ МЕХАНИКИ ПОВРЕЖДЕНИЙ ПРИ СЛОЖНОМ НАПРЯЖЕННОМ СОСТОЯНИИ

В.Н. Шлянников, А.В. Туманов

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки «Федеральный исследовательский центр «Казанский научный центр Российской академии наук» fog@knc.ru

Аннотация. Предложена концепция нелинейных коэффициентов интенсивности напряжений в качестве однопараметрической характеристики сопротивления росту трещины учитывающей как нелинейные свойства материала, так и эффекты стеснения. Разработаны численно-аналитические алгоритмы нахождения интегральных функций, описывающих напряженно-деформированное состояние в области вершины трещины для упругопластических и упруго-вязких сред. Экспериментально подтверждена чувствительность предлагаемых параметров к условиям нагружения и свойствам материала. Обосновано приложение нелинейных коэффициентов интенсивности напряжений к задачам оценки прочности и долговечности элементов конструкций.

Введение

Одним из главных направлений развития механики разрушения, обеспечивающих ее практическое приложение, можно считать анализ и расчет параметров напряженно-деформированного состояния в элементах конструкций и деталях с трещиной. В исторической ретроспективе для оценки свойств материалов по сопротивлению разрушению наибольшее распространение получили подходы линейно-упругой механики разрушения. Тем не менее первые упруго-пластические параметры механики трещин в форме J-интеграла (Rice) и пластического коэффициента интенсивности напряжений (Hutchinson) появились одновременно в 1968 году. В последствии наиболее популярным параметром в экспериментальной и расчетной практике стал подход на основе Ј-интеграла, который привел к разработке и широкому использованию соответствующих отечественных и зарубежных стандартов испытаний. На рубеже 1990-х годов постепенно стали накапливаться экспериментальные и численные данные, ограничивающие первоначальный оптимизм в отношении Ј-интеграла как константы материала в силу проявления эффектов стеснения при разрушении. Достаточно быстро особенно в зарубежной литературе была подхвачена идея формулировки двухпараметрических критериев разрушения. Смысл этой идеи состоял в доопределении стандартной характеристики в форме Ј-интеграла корректирующим параметром стеснения. Отчасти этот подход объяснил наблюдаемые рассогласования со стандартной процедурой определения сопротивления материала разрушению, но не снял вопрос о константе свойств как таковой и не имеет внятных перспектив применения в расчетах реальных элементов конструкций с повреждением.

Двухпараметрические критерии разрушения предполагают одновременно наличие двух стандартов испытаний. Первый из них относится к базовой характеристике сопротивления разрушению в форме Јинтеграла или его аналогов для соответствующих видов нагружения. Второй стандарт должен обеспечивать порядок определения корректирующего параметра стеснения, смысл которого до сих пор еще обсуждается в мировой литературе. Описание особенностей поведения трещин в материалах, обладающих нелинейными свойствами, наталкивается на сложности методического, вычислительного и экспериментального плана. Распространенные в литературе двухпараметрические критерии сопротивления разрушению сложны для понимания и чаще всего имеют ограничения, не позволяющие применять их к элементам реальных конструкций, находящихся в условиях нелинейного деформирования. В связи с этим существует необходимость в разработке параметров механики деформирования и разрушения, которые характеризовали бы состояние материала при сложном напряженном состоянии в диапазоне температур, а так же учитывали бы нелинейные свойства материала.

I_n-интеграл

Практически во всех моделях состояния в вершине трещины при пластичности или ползучести, основанных на классическом решении Хатчинсона-Райса-Розенгрена, используется управляющий параметр в форме I_n-интеграла. Эта численная константа получена только для двух модельных ситуаций плоской деформации и плоского напряженного состояния для трещины в теле бесконечных размеров. В мировой литературе известны только два случая попыток корректировки этого параметра для тела конечных размеров с трещиной.

В работе [1] предложен численно-аналитический метод нахождения данного интеграла на основе распределения полей напряжений и перемещений в области вершины трещины. На основе произведенных расчётов напряженно-деформированного состояния различных тел в упруго-пластической постановке были получены распределения управляющего параметра In и выявлена область, в которой вычисление значений данного параметра дает устойчивое решение. Было доказано, что данная область в вершине трещины находится в одном и том же диапазоне нормированных координат, как для бесконечных тел, так и для тел реальной геометрии [2]. Помимо этого при анализе параметров напряженно-деформированного состояния в области вершины трещины было выявлено, что необходимо учитывать как смещение области вершины трещины, так и изменение ориентации трещины в пространстве. На данный момент времени ни один из расчетных комплексов расчетов по методу конечных элементов не позволяет учесть обозначенные особенности. В связи с этим был разработан алгоритм обработки численных результатов, позволяющий учесть особенности задания граничных условий при смешанных формах деформирования [3].

Пластический коэффициент интенсивности напряжений

Дальнейшие исследования показали, что контурный I_n-интеграл является чувствительным не только к свойствам пластичности материала, но и к геометрии тела с трещиной, условиям его нагружения, а следовательно и к эффектам стеснения. Таким образом, пластический коэффициент напряжений, обратно пропорционально зависящий от In-интеграла, так же будет чувствителен к перечисленному набору параметров [4]. Данная особенность пластического коэффициента интенсивности напряжений позволяет применять его в качестве однопараметрической характеристики сопротивления разрушению, через которую можно отследить влияние свойств материала, условий нагружения, а так же эффекты стеснения.



Рис.1. Диаграммы скорости роста трещины в терминах упругих (а) и пластических (б) коэффициентов интенсивности напряжений.

На Рис.1. представлены диаграммы скорости роста трещины в терминах упругих (Рис.1а) и пластических (Рис.1б) коэффициентов интенсивности напряжений. Испытания проводились в диапазоне температур обуславливающем существенное различие упруго-пластических свойств материала. Можно отметить, что по сравнению с упругой интерпретацией процессов усталостного разрушения, интерпретация диаграмм циклического разрушения в терминах пластических коэффициентов напряжений носит однородный характер с существенно меньшей полосой разброса данных. В работе [5] было обнаружено, что существует устойчивая взаимосвязь между скоростью роста трещины и пластическим коэффициентом интенсивности напряжений при различных температурах. Данная особенность пластического коэффициента интенсивности напряжений указывает на очевидные преимущества использования его в качестве характеристики сопротивления росту трещины.

Коэффициент интенсивности напряжений при ползучести

На основании аналогии Хоффа, при замене деформаций и перемещений на их скорости, энергию, подведенную к вершине трещины можно выразить через С-интеграл. так же как это было сделано в решении Хатчинсона-Розенгрена-Райса. Это дает возможность численно рассчитать управляющий параметр полей напряжений в форме I_n-интеграла для условий ползучести. Впервые коэффициент интенсивности напряжений при ползучести был предложен в работе [6]. Как и в случае пластического коэффициента интенсивности напряжений, коэффициент интенсивности напряжений при ползучести позволяет избежать упрощения модельных представлений при описании напряженно-деформированного состояния тела с трещиной в условиях ползучести.

Одной из ключевых особенностей нелинейных коэффициентов интенсивности напряжений является то, что они позволяют избегать введения дополнительных управляющих параметров для описания напряженнодеформированного состояния тела с трещиной. При этом методы их определения не зависят от конституционных уравнений среды, это в свою очередь позволяет проводить оценку влияния набора параметров описывающих поведение материала.



Рис.2. Распределение коэффициентов интенсивности напряжений при ползучести вдоль фронта трещины выращенной в компактном образце.

На Рис.2. представлены распределения коэффициентов интенсивности напряжений при ползучести вдоль фронта трещины выращенной в компактном образце. При численном моделировании эксперимента были использованы различные конституционные уравнения. В первом случае поведение среды описывалось степенным законом Нортона, во втором в конституционные уравнения ползучести был введен параметр характеризующий накопление и развитие микроструктурных повреждений. Представленные на Рис.2 данные свидетельствуют о том, что коэффициент интенсивности напряжений при ползучести является чувствительным не только к эффектам стеснения, но и позволяет отразить влияние учета накопления поврежденности материала. Таким образом, коэффициент интенсивности напряжений при ползучести так же как и пластический коэффициент интенсивности напряжений при ползучести зарактеристики сопротивления росту трещины при ползучести, через которую можно отследить влияние свойств материала, условий нагружения, а так же эффекты стеснения.

Заключение

Введенные в данной работе нелинейные коэффициенты интенсивности напряжений объединяют в себе подходы Hutchinson и H.A.Maxyтова предлагая новые методы их определения и распространяя их область приложений как на усталость, так и на ползучесть. При этом новые формулировки свободны от ограничений, присущих классическим подходам. Формулировка новых параметров сопротивления разрушению в форме нелинейных коэффициентов интенсивности напряжений при пластичности и ползучести выгодно отличается от распространенного подхода двухпараметрических теорий разрушения. В отличие от этого предложенные нелинейные коэффициенты интенсивности напряжений предоставляют однозначную однопараметрическую характеристику сопротивления разрушению материалов и элементов конструкций.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований проект № 17-08-01401

- 1. Shlyannikov V.N., Tumanov A.V. Characterization of crack tip stress fields in test specimens by mode mixity parameters // International Journal of Fracture, 2014, vol. 185, Issue 1, p. 49-76
- 2. Туманов А.В., Бойченко Н.В. Особенности определения управляющих параметров состояния в области вершины трещины на основе метода конечных элементов // Труды Академэнерго, 2015, №4, с. 90-100
- 3. Шлянников В.Н., Туманов А.В. Фильтрация перемещений в задачах смешанных форм разршения // Труды Академэнерго, №2, 2013, с. 91-102
- 4. Shlyannikov V.N., Tumanov A.V., Zakharov A.P., Gerasimenko A.A. Surface flaw behavior under tension, bending and biaxial cyclic loading // International Journal of Fatigue, 2016, vol. 92, part 2, p. 557–576
- 5. V.N. Shlyannikov, R. Yarullin, I. Ishtyryakov. Effect of different environmental conditions on surface crack growth in aluminum alloys. Frattura ed Integrità Strutturale 2017. vol. 11(41), p. 31-39
- 6. Shlyannikov V.N., Tumanov A.V., Boychenko N.V. A creep stress intensity factor approach to creep-fatigue crack growth // Engineering Fracture Mechanics, 2015, vol.142, p. 201-219.
- 7. Туманов А.В. Расчет коэффициентов интенсивности напряжений при ползучести в компактном образце с учетом накопления повреждений // Труды Академэнерго, 2017, №4, с.101-111

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ СТАНДАРТНОГО ОБРАЗЦА МЕТОДАМИ ГРАНИЧНИХ И КОНЕЧНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ

С.С. Щербаков ^{1, 2}, <u>Л.А. Шемет</u>², О.А. Насань ²

¹Государственный комитет по науке и технологиям Республики Беларусь, Минск ²Белорусский государственный университет, Минск shemetla@yandex.ru

Аннотация. Представлены результаты сравнения гранично-элементного и конечно-элементного расчета напряженного состояния компактного образца и соответствующих опасных объемов (площадей). В рамках рассматриваемой модели опасные объемы представляют собой области, где напряжения достигают повреждающего уровня, например, нижней границы рассеивания предела выносливости. Анализ показал хорошее соответствие результатов гранично-элементного моделирования напряженного состояния и объемной повреждаемости, основанного на предварительном интегрировании фундаментальных решений, результатам конечно-элементного расчета.

Введение

Одним из основных методов оценки долговечности материалов является определение параметров трещиностойкости компактных образцов. В данной области выполнено большое количество исследований по изучению условий зарождения трещины и ее характеристик, однако состояние объемной повреждаемости в вершине трещины остается мало исследованным. На сегодняшний день метод граничных элементов и метод конечных элементов широко используются для решения задач механики деформированного твердого тела. У каждого из этих методов имеются свои достоинства и недостатки. В данной работе представлено сравнение этих двух методов на примере расчета напряженного состояния и повреждаемости компактного образца.

Постановка задачи

Объектом исследования является стандартный образец, применяемый для изучения характеристик трещиностойкости. Геометрические характеристики и свойства материала были приняты следующими: B=0,05 м, H=0,06 м, L=0,04 м, R=0,00625 м, $E=2,1\cdot10^{11}$ Па, v=0,3, $\sigma^{lim}=9\cdot10^{6}$ Па.

К верхней и нижней полуокружности приложена равномерно распределенная растягивающая нагрузка $p_n = P/(\pi R), P = 20\ 000\ H.$



Рис. 1. Расчетная схема для образца

Поскольку на поверхности образца S_{σ} заданы распределения усилий p_i , то граничные условия принимаю вид

$$\sigma_{ij}a_{j}\Big|_{s_{\sigma}}=p_{i2}, i=1,2,$$

где a_j – направляющие косинусы, i=1 определяет касательное к поверхности направление, а i=2 – нормальное.

Отметим, что на свободных поверхностях нормальные и касательные к ним усилия $p_{22} = p_n$ и $p_{12} = p_{\tau}$ равны нулю.

Для решения задачи определения напряженно-деформируемого состояния образца на основе метода граничных элементов использовались фундаментальные решения задачи Кельвина для плоскости в перемещениях и напряжениях в случае действия сосредоточенных нормальной (верхний индекс n) и касательной (верхний индекс τ) к некоторой линии в плоскости сил в перемещениях и напряжениях [1, 2]. Для построения алгоритма гранично-элементного (ГЭ) моделирования были проинтегрированы фундаментальные

решения вдоль некоторой линии приложения равномерно распределенных нормальных p_n и касательных p_{τ} усилий.

Пусть $O^k x_1^k x_2^k$ и $O^{\gamma} x_1^{\gamma} x_2^{\gamma}$ локальные системы координат, связанные с граничными элементами k и γ и $a_{ij}^{k\gamma} = \cos(x_i^{\gamma} x_j^k)$. Тогда перемещения и напряжения в центре элемента γO^{γ} в координатах \mathbf{x}^k , связанных с элементом k, примут вид [3]:

$$u_{i}^{\gamma}[O^{\gamma}(\mathbf{x}^{\kappa})] = p_{n}^{\kappa}G_{i}^{(n,u)}[O^{\gamma}(\mathbf{x}^{\kappa})] + p_{\tau}^{\kappa}G_{i}^{(\tau,u)}[O^{\gamma}(\mathbf{x}^{\kappa})],$$

$$\sigma_{ij}^{\gamma}[O^{\gamma}(\mathbf{x}^{\kappa})] = p_{n}^{\kappa}G_{ij}^{(n,\sigma)}[O^{\gamma}(\mathbf{x}^{\kappa})] + p_{\tau}^{\kappa}G_{ij}^{(\tau,\sigma)}[O^{\gamma}(\mathbf{x}^{\kappa})],$$
(1)

где *i*, *j*=1,2.

$$\sigma_{i2}^{\gamma}[O^{\gamma}(\mathbf{x}^{\gamma})] = \sigma_{i2}^{\gamma}[0] = \sum_{k=1}^{N} \sum_{\alpha=1}^{2} \sum_{\beta=1}^{2} a_{i\alpha}^{k} a_{i\beta}^{k} \sigma_{\alpha\beta}^{k}[O^{\gamma}(\mathbf{x}^{\gamma})] = p_{i2}^{\gamma}, \ i = 1, 2,$$

где $\gamma = \overline{1, N}, N -$ количество граничных элементов.

Пусть Ox_1x_2 глобальная система координат и $a_{ij}^k = \cos(x_i x_j^k)$. Тогда перемещения и напряжения в некоторой точке глобальной системы координат M(**x**) будут следующими:

$$u_{i}[M(\mathbf{x})] = \sum_{k=1}^{N} \sum_{j=1}^{2} a_{ij}^{k} \left(p_{n}^{\kappa} G_{j}^{(n,u)} \left[M(\mathbf{x}^{\kappa}) \right] + p_{\tau}^{\kappa} G_{j}^{(\tau,u)} \left[M(\mathbf{x}^{\kappa}) \right] \right),$$

$$\sigma_{ij}[M(\mathbf{x})] = \sum_{k=1}^{N} \sum_{\alpha=1}^{2} \sum_{\beta=1}^{2} a_{i\alpha}^{k} a_{i\beta}^{k} \left(p_{n}^{\kappa} G_{\alpha\beta}^{(n,\sigma)} \left[M(\mathbf{x}^{\kappa}) \right] + p_{\tau}^{\kappa} G_{\alpha\beta}^{(\tau,\sigma)} \left[M(\mathbf{x}^{\kappa}) \right] \right),$$
(2)

где *i*, *j*,α, β =1, 2.

Расчет на основе метода конечных элементов проводился в пакете Ansys. Реализация граничноэлементного моделирования производилась с использованием программы Mathematica.

Из рисунков 2 и 3 видно, что картины распределений напряжений, полученных с использованием двух рассматриваемых в данной работе методов, в качественном соотношении схожи. Максимальные напряжения локализуются вблизи концентратора напряжений и значительно превышают среднее значение напряжений в образце.

На рисунке 4 представлены графики распределения напряжений в образце по линии симметрии для гранично-элементного и конечно-элементного (КЭ) расчета. Из данных рисунков видно хорошее соответствие ГЭ и КЭ расчетов друг другу.



Рис.2. Распределение первых главных напряжений; (а) – конечно-элементное моделирование, (б) – гранично-элементное моделирование



Рис.3. Распределение интенсивности напряжений; (а) – конечно-элементное моделирование, (б) – гранично-элементное моделирование



Рис.4. Распределение интенсивности напряжений (а) и первых главных напряжений (б) в рабочем теле образца

Опасный объем (площадь) в компактном образце

Для выполнения в Ansys расчетов опасных объемов была создана программа на базе встроенного языка APDL. Алгоритм работы программы заключается в сохранении массива данных значений напряжений и деформаций по всем конечным элементам и использовании их в дальнейших вычислениях значений локальной повреждаемости, как отношений действующих и предельных напряжений:

$$\Psi_a^i = \sigma_a^i / \sigma_a^{\lim}, q = 1, \text{ int.}$$
(3)

Величины объемов элементов, для которых выполняется условие $\psi^i \ge 1$, суммируются для получения значения опасного объема *V* для всей расчетной модели [3, 4].

Реализация гранично-элементного моделирования производилась с использованием программы Mathematica. Все компоненты тензора напряжений определялись в точках компактного образца с фиксированным шагом h=0,00001 м. Для получения величины опасного объема в образце, объем всего образца умножался на соотношение Nq/N, q=1, int, где Nq – количество точек, в которых действующее напряжение превышает предельное, а N - общее количество точек. В двумерной постановке, опасный объем V принимает вид опасной площади S, где $S_q^{(I3)}$ – опасный объем, полученный при гранично-элементном моделировании, и

 $S_q^{(K3)}$ – опасный объем, полученный при конечно-элементном моделировании. В итоге получили:

$$S_1^{(I^3)} = 5,3786*10^{-8} \ \text{m}^2 \ \text{u} \ S_1^{(R^3)} = 5,6436*10^{-8} \ \text{m}^2, \ S_{\text{int}}^{(I^3)} = 3,7879*10^{-8} \ \text{m}^2 \ \text{u} \ S_{\text{int}}^{(R^3)} = 3,9356*10^{-8} \ \text{m}^2$$

На рисунке 5 представлены опасные площади для гранично-элементного и конечно-элементного моделирования. Видно, что площади имеют одинаковую форму для соответствующих критериев.



Рис. 5. Формы опасного объема (площади) для $\psi_{int} = \sigma_{int} / \sigma_{int}^{lim}$ (a – ГЭ, б – КЭ) и $\psi_1 = \sigma_1 / \sigma_1^{lim}$ (в – ГЭ, г– КЭ)

Выводы

Представлены результаты моделирования повреждаемости стандартного образца для исследования трещиностойкости методом конечных элементов и методом граничных элементов. Исследование повреждаемости в окрестности вершины трещины проводилось на основе оценки величин опасных объемов, под которым понимается область тела, в которой действующие напряжения превышают некоторую предельную величину.

Анализ результатов показал хорошее соответствие результатов гранично-элементного моделирования напряженного состояния и объемной повреждаемости, основанного на предварительном интегрировании фундаментальных решений, результатам конечно-элементного моделирования.

- Журавков, М.А. Гранично-элементное моделирование в механике /М.А. Журавков, А.В. Круподеров, С.С. Щербаков. Минск: БГУ, 2014. – 272 с.
- 2. Крауч, С. Методы граничных элементов в механике твердого тела / С. Крауч, А. Старфилд М.: Мир, 1987. 328 с.
- 3. Сосновский, Л.А. Фундаментальные и прикладные задачи трибофатики: курс лекций / Л. А. Сосновский, С. С. Щербаков. Минск: БГУ, 2011. 488 с.
- 4. Щербаков, С. С. Гранично-элементное моделирование напряженного состояния образца для исследования трещиностойкости/ С. С. Щербаков, Л. А. Шемет, О. А. Насань// Прикладные задачи математики: материалы XXVI междунар. науч.-техн. конф., Севастополь, 17–21 сент. 2018 г. / СевГУ; науч. ред. Ю. Э. Обжерин. Севастополь, 2018. С. 174–179.

СНИЖЕНИЕ КОНЦЕНТАРЦИИ ДИФФУЗНО-ПОДВИЖНОГО ВОДОРОДА В СВАРНОМ ШВЕ В РЕЗУЛЬТАТЕ ПОВЕРХНОСТНОЙ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛА

Ю.А. Яковлев¹

¹Институт проблем машиноведения РАН (ИПМаш РАН), Санкт-Петербург yura.yakovlev@gmail.com

Аннотация. В работе рассматривается влияние небольших концентраций водорода на механические свойства стали. Приведены результаты экспериментального исследования ультразвуковой обработки (Ultrasonic Peening) околошовной зоны на распределение концентраций водорода и малоцикловую усталость. Сделан вывод о снижении концентрации диффузно-подвижного водорода до трех раз в области сварного шва после такой обработки.

Работа выполнена при поддержке грантов РФФИ № 18-31-00329, 18-08-00201, 17-08-00783.

Введение

О влиянии водорода на свойства металлов известно еще с XIX века, когда было установлено, что растрескивание стальных отливок связано с большой концентрацией водорода в металле. С тех пор вопрос влияния водорода на механические свойства материалов возникал при каждом технологическом скачке. Так и сейчас современные высокопрочные легированные стали взаимодействуют с водородом иначе, чем обычные. Как правило, для современных материалов предельно-допустимая концентрация водорода ниже, чем для классических. Например, для некоторых высокопрочных сталей водород контролируется на уровне 0,01 ppm, в то время как в обычных сталях содержание 1-3 ppm считаются нормальным. Т.е. уровень, на котором заметно влияние водорода снизился в 100 раз.

Экспериментальные данные свидетельствуют, что двукратное превышение начальной концентрации водорода ведет к деградации механических свойств и разрушению материала. При этом, время увеличения концентрации с 0,01 ppm до 0,02-0,05 ppm гораздо меньше времени накопления с 2 ppm до 4 ppm. Поэтому вероятность водородного охрупчивания современных материалов выше. Нанесение на металл защитного покрытия не всегда увеличивает надежность изделия. Известны случаи разрушения высокопрочных сталей в результате диффузии водорода из защитного покрытия в материал.

Для металлов и сплавов установлено, что механические и термические нагрузки приводят к перераспределениям естественных концентраций водорода не только по объему металла [1,2], но и по энергиям связи [3]. Имея информацию о содержании водорода с определенной энергией связи, можно делать прогнозы об остаточном ресурсе изделия. По начальному распределению содержания водорода по энергиям связи можно предсказать ресурс материала при том или ином типе нагрузки. Этот результат известен для некоторых сталей, где концентрации диффузно-подвижного водорода определяют коррозионную стойкость и усталостную прочность [4].

Соединительное элементы - сварные швы, метизы и др.- потенциально слабые места. Известны случаи разрушения конструкций из-за некачественных крепежных соединений. Одной из главной проблем сварных швов являются холодные трещины [4]. Холодные трещины образуются в сварных соединениях при охлаждении их до температур, ниже 200 °C. К этому времени металл шва и околошовной зоны теряет пластичность, вызванную разогревом до высокой температуры. Холодные трещины наиболее часто поражают околошовную зону и реже — металл шва. Иногда наблюдается образование холодных трещин через 1-2 месяца после сварки [5].

Сварной шов одним из наиболее уязвимых элементов, так как он является концентратором напряжений. Со временем концентрация водорода в сварном шве увеличивается. Если не произвести действий, позволяющих уменьшить концентрацию водорода, то тогда накопление водорода вызовет охрупчивание сварного соединения. Одним из возможных вариантов обработки сварного шва, является ультразвуковая обработка Ultrasonic Peening (UP) 6,7]. Обработка шва производиться с помощью ударника с диаметром от 2 до 5мм, изготовленного из высокопрочной, стали. Частота колебаний ударника 20-30кГц, общая мощность 500 Вт, амплитуда около 40 мкм. Существенное влияние на усталостную прочность всей конструкции оказывает обработка узкой области между швом и околошовной зоной. При этом многочисленные испытания показали, что такая обработка в широком диапазоне амплитуд механической нагрузки увеличивает число циклов нагрузки до разрушения в 10 – 100 раз.

Измерение объемного водорода и его распределения по уровням энергии связи может быть одним из важных методов исследования диагностики состояния материалов и конструкций. Преимущество этого подхода заключается в том, что концентрацией растворенного водорода можно управлять, используя различные технологические приемы. Следовательно, результаты исследования можно непосредственно использовать для увеличения прочности, коррозионной стойкости конструкций. Ниже приведены результаты экспериментального исследования влияния UP обработки на объемно-энергетическое распределения водорода в образцах стали S355.

Основной текст

Для проведения исследований было подготовлено 14 образцов из листовой стали S355 толщиной 6 мм со сварным швом. Сварка производилась с помощью сварочного автомата в атмосфере углекислого газа. Часть образцов после сварки прошла UP обработку. Два образца были оставлены как свидетели, остальные подвергались испытаниям на малоцикловую усталость. После испытаний образцы были разрезаны на более мелкие части, в которых определялась концентрация диффузно-подвижного и связанного водорода. Концентрация водорода измерялась методом вакуум нагрева на анализаторе водорода AB-1. Измерения концентрации водород производились при температурах экстракции 400, 600 и 800 °C.

На некоторых из образцов свидетелей Ultrasonic Peening обработка была выполнена на значительной площади для изучения влияния данной обработки на распределение водорода по объему металла.

Сравнительный анализ содержания водорода показывает следующие особенности

1. UP обработка существенно (до 3 раз) снижает концентрацию диффузно-подвижного водорода.

2. В сварном шве заметно ниже концентрация диффузно-подвижного растворенного водорода, чем в основном материале пластины.

3. В области, где обработан только сам шов (1-2мм от шва) концентрация диффузно-подвижного и растворенного водорода выше, чем в зоне сплошной обработки.

Концентрации диффузионного водорода невелики. Но в сварных соединениях именно этот водород играет ключевую роль в образовании и развитии трещин. В [8] указаны критические для роста трещин концентрации диффузионного водорода в некоторых сталях на уровне 0.05-0.10 ppm. Сопоставление данных экспериментальных исследований с полученными нами результатами водородной диагностики показывает, что одним из важных последствий UP обработки является почти трехкратное снижение концентрации диффузионного водорода с низкой энергией связи.

Механические испытания показали, что в образцах не прошедших UP наблюдаются усталостные трещины в области сварного шва - рисунок 1а. В образцах, прошедших обработку, усталостные трещины либо не наблюдались, либо наблюдались вдали от сварного шва, где концентрация водорода выше, чем в околошовной зоне - рисунок 1 б.





Рисунок 1. Усталостная трещина.

Таким образом, после ультразвуковой pin-обработки материала происходит существенное снижение концентрации диффузно-подвижного водорода. В исследуемых образцах прошедших UP не наблюдаются усталостные трещины в зоне сварного шва.

Диффузионный водород со временем снова накапливается в металле в процессе циклического нагружения, этот эффект известен [9]. Повторная обработка снова уменьшает концентрацию в несколько раз, что дает возможность увеличить ресурс работы конструкции. В работе [9] показано, что при циклической нагрузке уровень концентрации диффузно-подвижного водорода имеет решающее значение. При превышении безопасного уровня, развитие локальной водородной хрупкости может происходить по механизму параметрического резонанса. Периодическое снижение текущих концентраций позволяет поддерживать их ниже критического уровня, что положительно сказывается на несущей способности сварной конструкции.

Выводы

Была проведена водородная диагностика сваренных стальных пластин с Ultrasonic Peening обработкой оклошовной зоны. Исследовано влияние данной обработки на распределение концентраций водорода по объему материалу и энергии связи.

Установлено, что

- ультразвуковое пластическое деформирование до трех раз снижает концентрацию диффузного водорода с низкой энергией связи. Такое снижение играет положительную роль на прочностные свойства сварной конструкции.
- Анализ распределения водорода по объему материала показал, что водород накапливается в зонах около сварного шва (1-2 мм от сварного шва) для образцов не прошедших обработку. Для образцов прошедших обработку заметно накопление водорода в отдалении от зоны обработки. В самом сварном шве накопление водорода не зафиксировано.
- Периодическая Ultrasonic Peening обработка сварного шва позволяет снизить концентрацию диффузноподвижного водорода практически до исходных значений.

- Gorsky, W. Theorie der ordnungsprozesse und der diffusion in mischkristallen von CuAu//Sow.Phys.-1935.-№8.- p.443-456.
- 2. Gorsky, W. Theorie der elastischen nachwirkung in ungeordneten mischkristallen (elastische nachwirkung zweiter art.//Sow.Phys..-1935.- №8.- p.457-471.
- Polyanskiy, A. Determination of Hydrogen Binding Energy in Various Materials by Means of Absolute Measurements of its Concentration in Solid Probe / A. Polyanskiy, V. Polyanskiy, D. Popov-Diumin // Hydrogen Materials Science and Chemistry of Carbon Nanomaterials Editor: T. Nejat Veziroglu, S.Yu. Zaginaichenko, D.V. Schur, B. Baranowski, V.V. Skorokhod, A.P. Shpak, A. Kale.- SPRINGER SCIENCE + BUSINESS MEDIA B.V., 2006.- p.641-652.
- 4. Готальский, Ю. Н. Проблема сварки закаливающихся сталей и известные способы ее решения // Автоматическая сварка.- 1994.- № 4.-с. 36-40.
- Металлургия дуговой сварки. Взаимодействие металла с газами / Под редакцией академика НАН Украины И. К. Походни.- Киев: Наукова Думка, 2004.- 306 с.
- Y. Kudryavtsev and J. Kleiman, ASME 2013 Pressure Vessels and Piping Conference. (American Society of Mechanical Engineers 2013), pp.V06AT06A060–V06AT06A060. 2.
- 7. H. Zhang, D. Wang, L. Xia, Z. Lei, Y. Li, International Journal of Fatigue 80, 278–287 (2015).
- I. K. Pokhodnya, V. I. Shvachko, Paton Welding Journal c/cofAvtomaticheskayaSvarka- 9 pp 255-263 (1997).
- A.K. Belyaev, A. M., Polyanskiy, V. A., Polyanskiy, Yu. A. Yakovlev. Parametric instability in cycling loading as the cause of fracture of hydrogenous materials. Mechanics of Solids. –T. 47.-. 5. – pp. 533-537 (2012).

ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ТВЕРДОФАЗНОГО СОЕДИНЕНИЯ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 ПРИ МЕХАНИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЯХ

М.Х. Мухаметрахимов

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа msia@mail.ru

Аннотация. Проведены исследования твердофазной свариваемости листов из титанового сплава ВТ6 в области температур T=900÷750°C.

Механические испытания образцов показали, что после сварки при температуре T=900°C сдвиговая прочность составило 83%, а с понижением температуры сварки до T=750°C, образцы сохраняют прочностные свойства и сдвиговая прочность ТФС равна 96% от соответствующей прочности основного материала.

Фрактографические исследования поверхности ТФС разрушенных образцов после испытаний при комнатной температуре на сдвиг показали, что соединенные образцы при температуре T=900°C характер разрушения вязкое. С понижением температуры сварки до T=750°C, разрушения происходят по хрупко-вязкому переходу.

Введение

Титановые сплавы благодаря уникальному сочетанию таких физических и механических характеристик, как высокая удельная прочность, достаточная технологическая пластичность и высокая коррозионная стойкость, являются одними из наиболее привлекательных конструкционных материалов.

Одним из перспективных технологических направлений авиа- и машиностроения является сварка давлением, совмещенная со сверхпластической формовкой (СПФ/СД). При сварке давлением соединение происходит в твердом состоянии, что позволяет сохранить физико-механические показатели близкие к основному материалу [1,2].

С практической точки зрения представляет интерес снижения температуры сварки титановых сплавов, поскольку позволит предотвратить образования альфированного слоя, являющегося опасным источником возникновения и роста микротрещин на поверхности титановых полуфабрикатов и исключить трудоемкие и экологически опасные операции, связанные с его удалением.

Результаты и их обсуждение

Эксперименты по соединению листовых заготовок из листов промышленного титанового сплава BT6 проводили при сварочном давлении (P=5 MПа) и температуре T=750°C. Данная температура на 150°C ниже обычно применяемой при производстве сварки давлением. Для сравнительного анализа был изготовлен такой же сваренный пакет при температуре T=900°C.

Металлографические исследования показали, что в двухфазном сплаве ВТ6 при формировании ТФС при пониженной температуре (T=750°C) средний размер зерен в целом не изменяется, хотя его размер в α - фазе незначительно подрос по сравнению с исходным. Микроструктура представляет собой общие зерна по линии контакта, что свидетельствует о качественном сварном соединении. Образование общих зерен в зоне соединения происходит в результате миграции границ зерен, ориентированных вдоль первоначальной плоскости контакта. В зоне ТФС присутствуют цепочки пор преимущественно сферической формы, и относительная протяженность их после сварки при температуре T=750°C составила 0,2 (Рис. 1*a*). С повышением температуры сварки до T=900°C в течение τ =2 часов микроструктура заготовок укрупнилась, средний размер зерен α -фазы вырос до d=6,0±1 мкм. В зоне ТФС можно наблюдать отдельные мелкие поры размером менее 0,5 мкм, относительная протяженность которых уменьшилась до 0,03 (Рис. 1*б*).



Рис. 1. Микроструктура в зоне ТФС МК титанового сплава ВТ6 после сварки давлением при температурах: *a* – *T*=900°С; *δ* - *T*=750°С

Результаты механических испытаний при комнатной температуре на растяжение и на сдвиг образцов, вырезанных из сваренных пакетов, приведены в таблице

N⁰	$T_{\rm сварки,}$ °С	<i>σ</i> _{0,2} , МПа	σ_t , МПа	δ, %	<i>т</i> _{сдвига,} МПа
1	900	932	962	19,7	548
2	750	1051	1073	18,2	615

Из таблицы видно, что температуре сварки T=900°С приводит к снижению прочности, при этом наблюдается небольшое повышение пластичности.

Как показали результаты механических испытаний на сдвиг, после сварки при температуре T=900°C сдвиговая прочность составляет 83%, а с понижением температуры сварки до T=750°C, образцы сохраняют прочностные свойства, и сдвиговая прочность ТФС равна 96% от соответствующей прочности основного материала. Наличие пор в зоне ТФС титанового сплава ВТ6 не оказывает влияния на его прочностные свойства, которая сопоставима с прочностью основного материала.

Механические испытания на растяжение образцов, вырезанных из сваренных пакетов, показали, что после сварки при температуре T=750°C расслоение по сварному соединению не происходит.

Результаты механического испытания образцов из титанового сплава BT6, соединенных давлением при температурах T=900°C и 750°C представлены на рис.2 *а*,*б*.



Рис. 2. Механические кривые, полученные по результатам испытаний на сдвиг образцов из титанового сплава BT6 соединенных давлением при температурах: *a* – *T*=900°C; *б* - *T*=750°C

Фрактографические исследования поверхности ТФС разрушенных образцов после испытаний на сдвиг представлены на рис. 3. Характерной особенностью, присущей наблюдаемым участкам, является наличие зон вязкого и хрупкого излома. Детальные исследования позволили сделать вывод о том, что плоская поверхность, по виду напоминающая хрупкий излом, представляют собой не что иное, как деформационный рельеф.



Рис. 3. Фрактограммы поверхности разрушения соединенных образцов сплава ВТ6: *a* – *T*=900°C; *б* - T=750°C

Фрактографические исследования поверхности ТФС разрушенных образцов после испытаний при комнатной температуре на сдвиг показали, что соединенные образцы при температуре T=900°C характер разрушения вязкое (рис. 3a). С понижением температуры сварки до T=750°C, разрушения происходят по хрупко-вязкому переходу (рис. 36).

Исходя из представленных экспериментальных результатов, можно предположить, что возможной причиной снижения прочности образцов, соединенных в состоянии сверхпластичности при T=900°C, является рост зерен в обрабатываемом сплаве [6-10].

Выводы

Установлена возможность твердофазного соединения листов из промышленного титанового сплава ВТ6 при относительно низкой температуре T=750°C.

- 1. R. Ya. Lutfullin, A. A. Kruglov, R. V. Safiullin, M. Kh. Mukhametrahimov, O. A. Rudenko. Processing properties of nanoand submicro-crystalline Ti-6Al-4V titanium alloy In: Materials Science and Engineering A. P. 52—54. (2009).
- 2. Р. Я. Лутфуллин, М. Х. Мухаметрахимов. Металловедение и термическая обработка. № 1, 11—13 (2006).
- 3. И. В. Казачков, В. К. Бердин. Заводская лаборатория 55 (7), 1989 С. 82-84.
- 4. В. К. Бердин, Р. Я. Лутфуллин, И. В. Казачков. Бюл. изобр. № 1,1991
- 5. С. А. Салтыков. Стереометрическая металлография. // М.: Металлургия. 1976. 271 с.
- 6. Р. Я. Лутфуллин М. Х. Мухаметрахимов. Деформация и разрушение материалов 2008. № 10. С. 38—42.
- R. Ya. Lutfullin, M. Kh. Mukhametrakhimov. Твердофазное соединение нанокристаллического титанового сплава при пониженных температурах. Journal of Advanced Materials 7, 189 (2009) (in Russian).
- 8. M. Kh. Mukhametrakhimov. Solid State Joining in Nanostructured Titanium Alloy VT6 / Rev. Adv. Mater. Sci. 3 (25), 273—280, (2010).
- 9. R. Ya. Lutfullin and M. Kh. Mukhametrakhimov. Solidphase joint formation in Ti-6Al-4V alloy under conditions of low temperature superplasticity. Rev. Adv. Mater. Sci. 2 (25),142–147 (2010)
- Мухаметрахимов М.Х. Применение наноструктурных материалов для изготовления трехслойных композитов с различными структурами из листового титанового сплава BT6// Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2013. Том 10. №1. С. 82-86.