МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ

РОССИЙСКАЯ АКАДЕМИЯ НАУК

Отделение энергетики, машиностроения, механики и процессов управления

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки

Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН

5-я Международная научно-техническая конференция в дистанционном формате

Живучесть и конструкционное материаловедение

ЖивКоМ – 2020

Survivability and Structural Materials Science

SSMS - 2020

27–29 октября 2020 г.

Москва

ТРУДЫ КОНФЕРЕНЦИИ

5-я Международная научно-техническая конференция в дистанционном формате «Живучесть и конструкционное материаловедение» (ЖивКоМ – 2020): Сборник трудов конференции (Москва, 27-29 октября 2020) / М: Изд-во ИМАШ РАН, 2020, 282 с.

В сборнике представлены статьи участников 5-й Международной научно-технической конференции «Живучесть и конструкционное материаловедение» (ЖивКоМ – 2020).

V-я Международная научно-техническая конференция «Живучесть и конструкционное материаловедение» (ЖивКоМ – 2020) прошла с 27 по 29 октября 2020 г. в Институте машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, г. Москва. На конференции были заслушаны научные доклады и сообщения по следующим восьми научным направлениям:

1. Керамические и металлокерамические материалы и покрытия (получение, свойства, применение).
2. Сопротивление длительному статическому и циклическому деформированию и разрушению конструкционных материалов, работающих в экстремальных условиях.
3. Влияние структурного состояния на деформационные, прочностные и трибологические характеристики конструкционных материалов.
4. Структура, прочностные и технологические свойства материалов со специфическими свойствами (наноматериалы и нанопокрытия, материалы с памятью формы, биметаллические материалы и т.п.).
5. Модели и критерии разрушения материалов и живучести конструкций на различных масштабно-структурных уровнях.
6. Вычислительная механика разрушения в проблемах живучести и конструкционного материаловедения.
7. Риск-анализ в системе критериев живучести и безопасности.
8. Динамические процессы разрушения. Диагностика и мониторинг поврежденных машин и конструкций. Экспериментальные методы исследования.

Сайт конференции https://ssms-imash.com

ISBN 978-5-904282-11-0 ИМАШ РАН

УДК 621.762.32

ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА АЛЮМОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ, УПРОЧНЕННЫХ WC_{1-X}/УНТ СТРУКТУРАМИ[1]

INFLUENCE OF ANNEALING ON STRUCTURE AND PROPERTIES OF ALUMINUM MATRIX COMPOSITES REINFORCED WITH WC_{1-X}/CNT STRUCTURES

Аборкин А.В. – к.т.н., доцент ТМС, **Бабин Д.М.** – ассистент ТМС,
Бокарёв Д.В. – магистрант ТМС, **Елкин А.И.** – к.т.н., директор ИМиАТ
ФГБОУ ВО Владимирский государственный университет имени Александра Григорьевича и Николая Григорьевича Столетовых
aborkin@vlsu.ru

Abstract. The effect of heat treatment on the structure and properties of aluminum matrix composites reinforced with WC_{1-X} / CNT has been studied. It is shown that annealing at a temperature of 500-600 °C has a significant effect on the structure and properties of the composite material.
Key words: metal matrix composites, carbon nanotubes, strength, structure, heat treatment

Аннотация. Изучено влияние термической обработки на структуру и свойства алюмоматричных композитов, упрочненных WC1-X/УНТ. Показано, что отжиг при температуре 500-600°С оказывает существенное влияние на структуру и свойства композиционного материала.
Ключевые слова: алюмоматричные композиционные материалы, углеродные нанотрубки, прочность, структура, термическая обработка

Легкие материалы, обладающие высокой удельной прочностью и высокой удельной жесткостью, необходимы в автомобилестроении и аэрокосмической промышленности для снижения веса транспортного средства, повышения топливной экономичности и снижения выбросов в атмосферу. Таким сложным требованиям соответствуют композиционные материалы на основе алюминия и его сплавов, упрочненных углеродными нанотрубками (УНТ). Высокие прочность и модуль Юнга дают основания считать УНТ одним из перспективнейших видов упрочняющих наполнителей для создания нанокомпозиционных материалов. О чем свидетельствует значительное количество научных публикаций в ведущих мировых изданиях, посвященных изучению методов получения, структуры и свойств Al/УНТ композитов.

Для производства Al/УНТ композитов широкое распространение нашел путь порошковой металлургии, в частности, высоэнергетический шаровой размол. При этом консолидацию композиционных порошков для получения объемных материалов проводят с использованием различных технологических методов или их комбинаций. Однако достигнутый уровень физико-механических свойств полученных композитов значительно ниже ожидаемых. Это обусловлено рядом факторов, включающих как отсутствие равномерного диспергирования УНТ в матричном материале (распределение в виде пучков) и нарушение структурной целостности наполнителя при высокоэнергетическом шаровом воздействии, снижающей эффективность упрочнения, так и отсутствие межфазной связи из-за значительной (более 20 раз) разности коэффициентов поверхностного натяжения УНТ и матричного материала. Если первые две проблемы можно решить за счет оптимизации технологических параметров процесса размола, то решение последней до настоящего времени является одной из наиболее важных задач, т.к.

[1] Работа поддержана РНФ, проект № 18-79-10227

межфазная связь между металлической матрицей и упрочняющими частицами, обеспечивает реализацию механизма передачи нагрузки от матрицы к наполнителю, позволяя эффективно использовать высокие физико-механические свойства УНТ в композитах.

В ряде работ данную задачу предлагают решать за счет создания условий для образования in-situ Al_4C_3 на границе Al-УНТ при консолидации или последующей термической обработке объемного композиционного материала [1,2]. При этом возникают трудности контроля степени реакции образования in-situ фазы Al_4C_3 при термообработке, что ведет к частичному или полному замещению УНТ монокристаллической фазой Al_4C_3 с стержневой формой, снижающей упрочняющий эффект. Кроме того, нужно помнить о склонности Al_4C_3 к гидролизу, что может также негативно сказаться на эксплуатационных свойствах такого композита.

Другой важной задачей является обеспечение структурной и химической стабильности УНТ в металлической матрице, в том числе и при повышенных температурах. Поэтому предварительная обработка УНТ для создания на их поверхности металлических (Mo [3], Ni [4-6], Al [7,8] и Cu [9-11]) или керамических (TiC [12-14], SiC [15] и WC [16, 17]) покрытий, препятствующих in-situ образованию Al_4C_3, но одновременно с этим улучшающих смачиваемость и обеспечивающих реализацию механизма передачи нагрузки, представляется перспективной при производстве Al/УНТ композитов.

Настоящая работа направлена на изучение влияния температуры термической обработки на структуру и свойства алюмоматричных композитов, упрочненных WC_{1-X}/МУНТ.

Исходный матричный материал был в виде гранул из алюминиевого сплава AA5049 размером 1-2 мм. В качестве упрочняющих добавок для сравнения использовались два типа углеродных наноструктур: многостенные углеродные нанотрубки в исходном состоянии после синтеза и многостенные углеродные нанотрубки, покрытые слоем WC_{1-X}. Гранулы алюминиевого сплава AA5049 с упрочняющими добавками смешивали с помощью высокоэнергетического шарового размола с использованием планетарной шаровой мельницы (PULVERISETTE 6, Fritsch, Germany).

Высокоэнергетический шаровой размол порошковой смеси осуществляли в 250 мл стакане из нержавеющей стали. Для этого использовали размольные шарики из закаленной стали 100Cr6 диаметром 8 мм с соотношением шарика к порошку 15: 1. Скорость вращения составляла 600 об / мин, а время размола 6 часов.

Размолотые порошки подвергали одноосному холодному прессованию на гидравлическом прессе для получения брикетов диаметром 16 мм. Полученные брикеты подвергали горячему прессованию на том же прессе в специальной стальной форме нагретой до 450 °C при давлении 400 МПа для получением компактов диаметром 17 мм и высотой 12 мм. Далее с помощью электроэрозионной резки на станке Mitsubishi BA8 (Mitsubishi) изготавливали цилиндрические образцы диаметром 6 мм и высотой 11 мм.

Далее полученные образцы были подвергнуты отжигу при температуре 500, 550 и 600°C, время изотермической выдержки во всех случаях составляло 30 минут.

Результаты рентгеновской дифрактометрии, выполненной, как для композитов после синтеза, так и подвергнутых отжигу показывает изменение структурно-фазового состава. Во-первых, по мере увеличения температуры отжига снижается интенсивность дифракционных пиков, соответствующих WC_{1-X}. Во-вторых, на дифрактограммах появляются пики, соответствующие интерметаллидной фазе WA_{12}. Причем интенсивность пиков данной фазы увеличивается с ростом температуры отжига. В-третьих, после отжига на дифрактограммах появляются пики Al_4C_3. В-четвертых, увеличение температуры отжига ведет к уменьшению FWHM пиков Брэгговской дифракции матричного материала. Таким образом, отжиг оказывает существенное влияние на структурно-фазовый состав алюмоматричных композитов, упрочненных WC_{1-X}/УНТ. Данное влияние состоит в

деградации метастабильной керамической фазы WC_{1-X} на поверхности УНТ с образованием WA_{12} и о росте размера зерна матричного материала при изотермической выдержке в ходе отжига.

Испытания на сжатие проводились при комнатной температуре на универсальной испытательной машине Z400 (Zwick GmbH) со скоростью 5 мм мин$^{-1}$. Сравнительный анализ полученных данных показывает, что увеличение температуры отжига вело к снижению условного предела текучести композиционных материалов в ~1.7 раза с 784 МПа до 457 МПа. При этом в значительной степени выросла деформация до разрушения.

Литература

1. W. Zhou, T. Yamaguchi, K. Kikuchi, N. Nomura, A. Kawasaki, Effectively enhanced load transfer by interfacial reactions in multi-walled carbon nanotube reinforced Al matrix composites, Acta Mater. 125 (2017) 369–376. https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.12.022
2. B. Chen, J. Shen, X. Ye, H. Imai, J. Umeda, M. Takahashi, K. Kondoh, Solid-state interfacial reaction and load transfer efficiency in carbon nanotubes (CNTs)-reinforced aluminum matrix composites, Carbon 114 (2017) 198–208. https://doi.org/10.1016/j.carbon.2016.12.013
3. J.-H. Nie, C.-C. Jia, N. Shi, Y.-F. Zhang, Y. Li, X. Jia, Aluminum matrix composites reinforced by molybdenum-coated carbon nanotubes, Int. J. Miner. Metall. Mater. 18 (2011) 695–702. https://doi.org/10.1007/s12613-011-0499-5
4. O. Carvalho, M. Buciumeanu, D. Soares, F.S. Silva, and G. Miranda, Evaluation of CNT Dispersion Methodology Effect on Mechanical Properties of an AlSi Composite, Journal of Materials Engineering and Performance 24 (2015) 2535–2545.
5. N.S. Anas, R.K. Dash, T. N. Rao, R. Vijay, Effect of Carbon Nanotubes as Reinforcement on the Mechanical Properties of Aluminum- Copper- Magnesium Alloy, Journal of Materials Engineering and Performance 26 (2017) 3376–3386.
6. N.S. Anas, M. Ramakrishna, R. Vijay Microstructural, Characteristics and Mechanical Properties of CNT/Ni Coated CNT–Dispersed Al Alloys Produced by High Energy Ball Milling and Hot Extrusion, Metals and Materials International 26 (2020) 272–283.
7. Кремлев К.В., Объедков А.М., Семенов Н.М., Каверин Б.С., Кетков С.Ю., Гусев С.А., Юнин П.А., Елкин А.И., Аборкин А.В. Газофазный синтез нового функционального гибридного материала на основе многостенных углеродных нанотрубок, декорированных ограненными нанокристаллами алюминия // Письма ЖТФ, 2018. Т. 44, вып. 19. С. 24-31.
8. Аборкин А.В., Хорьков К.С., Объедков А.М., Кремлев К.В., Изобелло А.Ю., Волочко А.Т., Алымов М.И. Эволюция многостенных углеродных нанотрубок и гибридных наноструктур на их основе в процессе получения алюмоматричных композиционных материалов // Письма ЖТФ, 2019, Т. 45, вып. 2. С. 22-25.
9. A. Maqbool, M.A. Hussain, F.A. Khalid, N. Bakhsh, A. Hussain, M.H. Kim, Mechanical characterization of copper coated carbon nanotubes reinforced aluminum matrix composites, Mater. Charact. 86 (2013) 39–48. https://doi.org/10.1016/j.matchar.2013.09.006
10. B. Guo, Y. Chen, Z. Wang, J. Yi, Enhancement of strength and ductility by interfacial nano-decoration in carbon nanotube/aluminum matrix composites, Carbon 159 (2020) 201–212. https://doi.org/10.1016/j.carbon.2019.12.038
11. M. Jagannatham, S.Sankaran, P. Haridoss, Microstructure and mechanical behavior of copper coated multiwall carbon nanotubes reinforced aluminum composites, Mat. Sci. Eng. A. 638 (2015) 197-207. https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.04.070
12. F. Saba, S.A. Sajjadi, M. Haddad-Sabzevar, F. Zhang, Formation mechanism of nano titanium carbide on multi-walled carbon nanotube and influence of the nanocarbides on the loadbearing contribution of the nanotubes inner-walls in aluminum-matrix composites, Carbon 115 (2017) 720–729. https://doi.org/10.1016/j.carbon.2017.01.062
13. F. Saba, M. Haddad-Sabzevar, S.A. Sajjadi, F. Zhang, The effect of TiC:CNT mixing ratio and CNT content on the mechanical and tribological behaviors of TiC modified CNT-reinforced Al-matrix nanocomposites, Powder Technol. 331, (2018) 107–120.

https://doi.org/10.1016/j.powtec.2018.03.023.
14. A.V. Aborkin, K.S. Khorkov, E.S. Prusov, A.M. Ob'edkov, K.V. Kremlev, I.A. Perezhogin, M.I. Alymov, Effect of Increasing the Strength of Aluminum Matrix Nanocomposites Reinforced with Microadditions of Multiwalled Carbon Nanotubes Coated with TiC Nanoparticles, Nanomaterials-Basel. 9 (2019) 1596. https://doi.org/10.3390/nano9111596
15. K.P. So, J.C. Jeong, J.G. Park, H.K. Park, Y.H. Choi, D.H. Noh, D.H. Keum, H.Y. Jeong, C. Biswas, C.H. Hong, Y.H. Lee, SiC formation on carbon nanotube surface for improving wettability with aluminum, Compos. Sci. Technol. 74 (2013) 6–13. https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2012.09.014.
16. Аборкин А.В., Сайков И.В., Бербенцев В.Д., Объедков А.М., Сычев А.Е., Алымов М.И. Применение газовой экструзии для синтеза высокопрочного композита на основе алюминиевого сплава 5ххх серии, упрочненного углеродными наноструктурами // Письма в ЖТФ. 2020. Т.46. №5. С. 7–10.
17. Кремлев К.В., Объедков А.М., Семенов Н.М., Каверин Б.С., Кетков С.Ю., Вилков И.В., Андреев П.В., Гусев С.А., Аборкин А.В. Синтез гибридных материалов на основе многостенных углеродных нанотрубок, декорированных нанопокрытиями WC1-x различной морфологии // Письма ЖТФ, 2019, Т. 45, вып. 7. С. 41-44.

УДК 539.42

АНАЛИЗ КРИТЕРИЕВ ВЕТВЛЕНИЯ ТРЕЩИНЫ

ANALYSIS OF CRACK BRANCHING CRITERIA

Алексеев А.А. - к.т.н., с.н.с.
Институт физико-технических проблем Севера СО РАН им. В.П. Ларионова,
spinor03@gmail.com

Abstract. One of the poorly studied problems of modern mechanics and the physics of fracture is the branching of the crack, which is observed in materials of a different nature. For his research, an analysis of the criteria and mechanisms for crack branching was made. The investigations of crack branching in polymers and steel, fractographic investigation of the fracture surface are considered; criteria for crack branching as a dynamic stress intensity factor, crack speed. It is established that the crack at branching in brittle plastics reaches the limiting propagation speed V*=500–800 m/s.
Keywords: crack branching, velocity, polymer, steel

Аннотация. Одной из малоизученных проблем современной механики и физики разрушения является ветвление трещины, которое наблюдается в материалах различной природы. Для его исследования выполнен анализ критериев и механизмов ветвления трещины. Рассмотрены работы по исследованию ветвления трещины в полимерах и стали, фрактографическому исследованию поверхности разрушения; критерии ветвления трещины как динамический коэффициент интенсивности напряжений, скорость трещины. Установлено, что трещина при ветвлении в хрупких пластиках достигает предельной скорости распространения V^*=500–800 м/с.
Ключевые слова: ветвление трещины, скорость, полимер, сталь

Ветвление трещины наблюдается в материалах различной природы: стекле, металлах, полимерах и скальных породах и др., однако, вопросы, связанные с установлением единого критерия и объяснением механизма ветвления трещины в твердых телах, остаются открытыми, а выводы разных авторов нередко противоречивы.

Основополагающим по экспериментальному исследованию закономерностей разрушения при быстром распространении и ветвлении трещины является цикл работ K. Ravi-Chandar, W.G. Knauss [1, 2], в которых в качестве объекта исследования применялся материал Homalite-100 (аморфный полимер-аналог полиметилметакрилата). Проведены эксперименты по динамическому нагружению плоских прямоугольных образцов с боковой трещиной на установке электромагнитного нагружения. Проводилось измерение скорости трещины и коэффициента интенсивности напряжений K_{ID} высокоскоростным фотографированием и теневым методом каустик. Установлено, что поверхность разрушения разделяется на зеркальную, матовую и перьевую зоны. Скорость трещины составляет в этих зонах: зеркальная – 220 м/с, в матовой и перьевой зонах – от 220 до 500 м/с при ветвлении трещины. Скорость трещины остается постоянной и независимой от возрастания, убывания или постоянства K_{ID}. Коэффициент интенсивности напряжений K_{ID}, напротив меняется значительно. Скорость, с которой трещина распространяется, определяется уровнем интенсивности напряжений при инициации. Рассмотрены такие критерии, как динамический коэффициент интенсивности напряжений (КИН) и скорость трещины. Показано, что ветвление трещины наступает при постоянной скорости трещины, и нет однозначной связи между КИН и скоростью трещины.

В работе С.В. Серенсена, Я. Немеца [3] были проведены эксперименты по статодинамическому нагружению тонких плоских образцов из полиметилметакрилата (далее ПММА) и эпоксидной смолы. Статодинамическое нагружение обеспечивалось оригинальной установкой, которая обеспечивала статическое нагружение, и в этом состоянии производилось динамическое воздействие. Эксперименты производились при

различных уровнях напряжения и силы удара. Проводилось измерение скорости распространения трещины с помощью индикаторов, работающих по принципу разрыва токонесущих проводников при пересечении их краем трещины. Ветвление трещины в образцах из ПММА не было получено, при равномерно распределенных номинальных напряжениях σ=4,15 МПа и σ=62,5 МПа трещина достигала скорости 450 м/с. При этих значениях напряжения не достигалась скорость, необходимая для ветвления трещины, и трещина распространялась по прямой. В образцах из эпоксидной смолы было получено ветвление трещины, с повышением уровня номинального напряжения увеличивалось начальное ускорение края трещины и скорость распространения. При достижении скорости V^*=400 м/с возникает тенденция к разветвлению трещины. Это означает, что разветвление начинается тем раньше, чем выше уровень номинального напряжения σ. Также увеличивается и число разветвлений трещины. Если σ<38 МПа, то разветвлений нет. При более высоких напряжениях $\sigma > \sigma_B/10$ на поверхности излома образца заметны следы интенсивного микроразветвления трещины и вырывание частиц материала.

В работе E. Sharon, J. Fineberg [4] проведены эксперименты по квазистатическому нагружению на растяжение тонких плоских образцов из ПММА с боковой трещиной, инициация трещины проводилась лезвием. Геометрия образцов изменялась для обеспечения стабильного распространения трещины при постоянной плотности энергии в пределах образца или непрерывно меняющейся скорости в течение эксперимента. Проводилось измерение скорости трещины покрытием стороны образца тонким проводящим слоем. Показано, что при V<340 м/с (0,36V_R) разрушение описывается одиночной трещиной, выше критической скорости появляются маленькие боковые ветви, это сопровождается изменением поверхности разрушения. При V=550 м/с меняется поверхность разрушения трещины, образуется шероховатая зона, ширина ветви становится равной ширине образца и трещина становится практически двумерной.

В работе И.Н. Бедия [5] проведены экспериментальные исследования кинетики быстрых трещин в пластинах из ПММА при нагружении импульсным давлением с вариацией амплитуды и длительности импульса. Использовались методы фотоупругости и каустик для регистрации динамических процессов при помощи сверхскоростной кинокамеры. Установлена связь между скоростью роста трещины и макроструктурными особенностями поверхности разрушения: при V≤270 м/с рельеф поверхности разрушения - зеркальный, 270 м/с≤V≤450 м/с – матовый, V≥450 м/с – шероховатый. Показано, что ветвление трещины происходит при достижении коэффициентом интенсивности напряжений K_{ID} критической величины (K_{ID}=K_{IB}), которая соответствует предельной скорости распространения трещины V^*=750 м/с – для пластины толщиной 5 мм K_{IB}=4,5 МПа√м, толщиной 7,5 мм K_{IB}=5…5,5 МПа√м, толщиной 10 мм K_{IB}=6,3…7,1 МПа√м. Установлена однозначная связь между динамическим коэффициентом интенсивности напряжений K_{ID} и скоростью трещины V при малых скоростях, показано, что при высокой скорости V≥270 м/с однозначность между K_{ID} и V нарушается воздействием отраженных волн.

В последние годы в работах О.Б. Наймарка [6], С.В. Уварова [7] экспериментально обнаружено существование критических скоростей распространения трещин в ПММА: предельная скорость распространения трещины в квазистатическом режиме V_C=220 м/с и скорость начала микроветвления V_B=450 м/с, при скорости 0,4V_R=530 м/с происходит резкий переход от прямолинейного распространения трещины к ее ветвлению. Каждой скорости соответствует качественное изменение поверхности разрушения и поля напряжений. При испытаниях трещина инициировалась в предварительно нагруженном образце острым предметом, регистрировалось поле напряжений при движении трещины, скорость трещины в диапазоне начальных нагрузок 10-70 МПа.

Подводя итоги, трещина при ветвлении в номинально хрупких материалах – хрупких пластиках достигает предельной скорости распространения V^*=500–800 м/с [1-7]. На рис. 1 приведены экспериментально измеренные значения скорости роста

трещины в хрупких пластиках на различных этапах ее распространения.

Таким образом, в настоящее время можно считать до конца не установленным физический механизм перехода трещины от прямолинейного распространения к ветвлению, объясняющий существование экспериментально наблюдающейся предельной скорости распространения трещины V^* [9, 12-14] Следует отметить, что ветвление трещины изучалось в основном на модельном материале – хрупких пластиках полиметилметакрилат, эпоксидная смола, Homalite-100 [1-7, 8, 9], и из-за технических сложностей в получении ветвления трещины при разрушении образца в единичных работах исследовалось ветвление трещины в конструкционном материале – сталь [10-11, 12, 13].

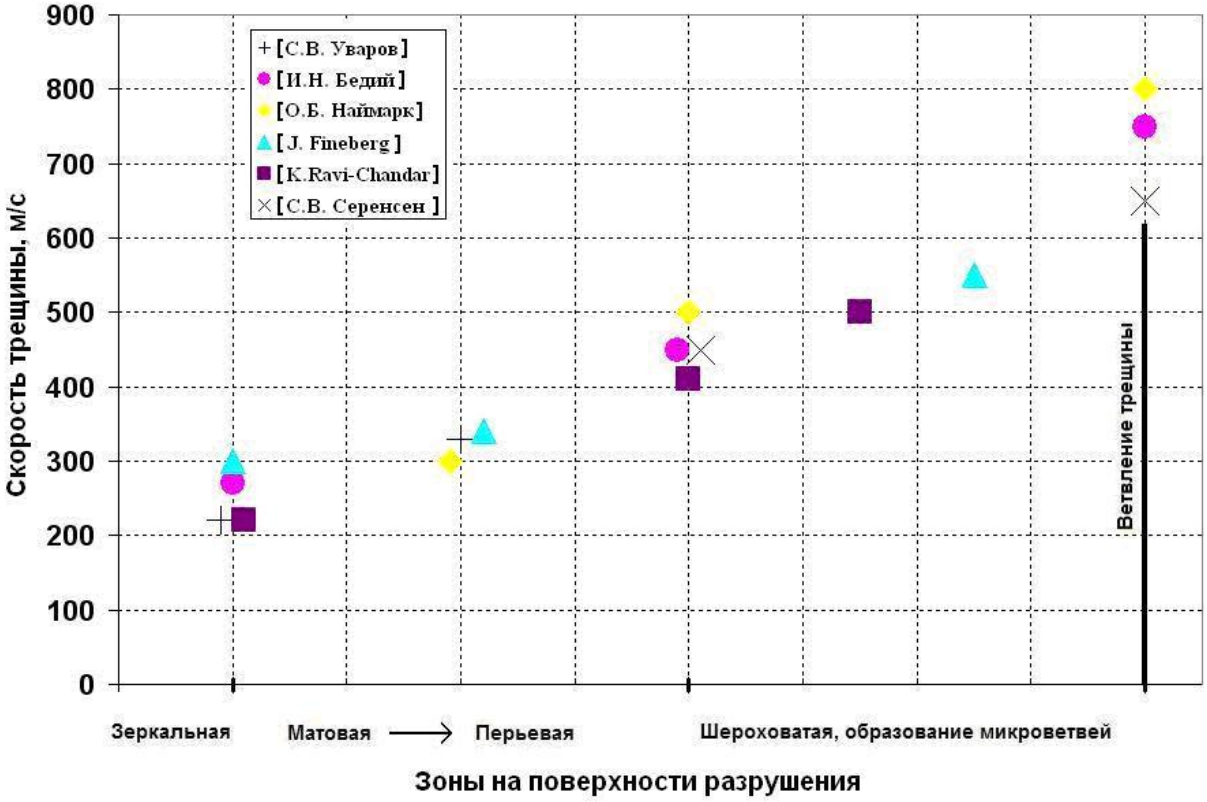


Рис.1. Скорость трещины в хрупких полимерах на различных этапах распространения трещины

Литература

1. Ravi-Chandar K. Dynamic fracture of nominally brittle materials / K. Ravi-Chandar // International Journal of Fracture. – 1998. – №90. – P.83-102.
2. Ravi-Chandar K. An experimental investigation into dynamic fracture. III. On steady-state crack propagation and crack branching / K. Ravi-Chandar, W.G. Knauss // International Journal of Fracture. – 1984. – №26. – P.141-154.
3. Немец Я., Серенсен С.В., Стреляев В.С. Прочность пластмасс. – М.: Машиностроение, 1970. - 335 с.
4. Sharon E. Microbranching instability and the dynamic fracture of brittle materials / E. Sharon, J. Fineberg // Physical Review B. – 1996. – V.54, №10. – P.7128-7139.
5. Бедий И.Н. Кинетика быстрых трещин и их ветвление: Автореф. дисс. … канд. техн. наук / ИПП АН УССР. – Киев, 1990. – 17 с.
6. Динамическая стохастичность и скейлинг при распространении трещины / О.Б. Наймарк, В.А. Баранников, М.М. Давыдова и др. // Письма в ЖТФ. – 2000. – Т.26, Вып. 6. – С.67-77.
7. Уваров С.В. Экспериментальное исследование эффектов нелинейной динамики распространения трещин: Автореф. дисс. … канд. физ.-мат. наук / ИМСС УрО РАН. – Пермь, 2000. – 16 с.

8. А.С. Сыромятникова, А.А. Алексеев, А.И. Левин, А.В. Лыглаев, А.М. Большаков / Механизмы разрушения полимерного материала при распространении и ветвлении трещины // Деформация и разрушение материалов. – 2008. - №2. – С.33-39.
9. Алексеев А.А. Экспериментальное исследование закономерностей разрушения при быстром распространении и ветвлении трещин: Автореф. дисс. … канд. техн. наук / ИФТПС СО РАН. – Якутск, 2009. – 22 с.
10. Финкель В.М. Физика разрушения. – М.: Металлургия, 1970. – 376 с.
11. Даффи А.Р., МакКлур Дж.М., Айбер Р.Дж., Мэкси У.А. Практические примеры расчета на сопротивление хрупкому разрушению трубопроводов под давлением / Разрушение. В 7 т, т. 5. – М.: Машиностроение, 1977. С. 146-209.
12. А.А. Алексеев, А.И. Левин, А.С. Сыромятникова, К.Н. Большев, В.А. Иванов, З.Е. Петров / Ветвление трещины при разрушении цилиндрических оболочек из углеродистой стали внутренним давлением // Деформация и разрушение материалов. – 2008. - №12. – С.33 – 39.
13. А.С. Сыромятникова, А.А. Алексеев, А.И. Левин, А.В. Лыглаев / Ветвление трещины в углеродистой стали. Механизмы разрушения // Деформация и разрушение материалов. – 2009. - №2. – С.25-30.
14. А.А. Алексеев, А.С. Сыромятникова, А.М. Большаков, А.Р. Иванов / Катастрофические разрушения трубопроводов и резервуаров с ветвлением трещины // Безопасность труда в промышленности. – 2013. - №1. – С. 42-46.

УДК 621.3.038.825.2

КРИСТАЛЛЫ ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ ДЛЯ ОПОР ВЫСОКООБОРОТНЫХ РОТОРОВ ПРИБОРОВ

ZIRCONIUM DIOXIDE CRYSTALS FOR SUPPORTS OF HIGH-SPEED ROTORS OF INSTRUMENTS

Алисин В.В.[1] – к.т.н., в.н.с., **Кулебякин А.В**[2] – к.т.н., с.н.с., **Мызина В.А.**[2] – н.с., **Табачкова Н.Ю.**[2] – к.ф.-м.н., с.н.с.

[1]Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, г. Москва, Россия

[2]Институт общей физики им. А.М. Прохорова РАН, г. Москва, Россия

E-mail: vva-imash@yandex.ru

Abstract. The article discusses the issues of increasing the survivability high-speed rotor supports by replacing the leucosapphire thrust bearing with nanostructured crystals of partially stabilized zirconium dioxide doped with rare earth elements. The increased crack resistance of the proposed thrust bearing is confirmed by tests for kinetic microhardness. The efficiency of improving the mechanical properties is substantiated by the performed X-ray phase analysis of the crystals.

Key words: zirconium dioxide crystals, vertical rotor supports, crack resistance, kinetic microhardness.

Аннотация. В статье рассматриваются вопросы повышения живучести опор высокооборотных роторов путем замены подпятника из лейкосапфира на наноструктурированные кристаллы частично стабилизированного диоксида циркония, легированного редкоземельными элементами. Повышенная трещиностойкость предлагаемого подпятника подтверждается испытаниями на кинетическую микротвердость. Эффективность улучшения механических свойств обосновывается выполненным рентгенофазовым анализом кристаллов.

Ключевые слова: кристаллы диоксида циркония, опоры вертикальных роторов, трещиностойкость, кинетическая микротвердость.

Введение. Машины и приборы с высокооборотными вертикальными роторами распространены в разных отраслях промышленности. На их основе работают веретенные устройства ткацких машин, гироскопические приборы, центробежные сепараторы для разделения жидких и газообразных смесей в пищевой и химической промышленности. В исследованиях клеточной и молекулярной биологии широко применяется метод исследования дисперсных сред в режиме анализа элементов дисперсной фазы по сигналам светорассеяния и флуоресценции основанный на применении ультрацентрифуг [1]. Фирма Beckman Coulter выпускает коммерческие ультрацентрифуги до 150 000 об/мин (Optima MAX-XP). Надежность и ресурс работы зависят от трибологических свойств материалов опорных подшипников. Традиционно, узлы трения прецизионных механизмов выполняются с опорами на камнях, как правило, это прозрачные корунды – рубины, лейкосапфиры. Особенность конструкции опор состоит в том, что они представляют малогабаритный высокооборотный подшипник верчения, предельная несущая способность которого определяется трещиностойкостью кристалла из которого изготовлен подпятник. Для улучшения трибологических свойств опор роторов применяют комбинации твердых покрытий [2], различные смазочные материалы [3]. В работе [4] исследовано трибологическое поведение аморфного покрытия нитрида углерода при сухом трении скольжения. Проведено сравнение с трибологическими свойствами сапфира. Отмечается сильное влияние окружающей среды на трибологические характеристики пары трения. Изучено нелинейное динамическое поведение жесткого ротора, взаимодействующего с разными видами опорных подшипников [5]. Устойчивость ротора при высоких оборотах рассмотрена в работах [6]. В работе [7] изучена

возможность регулировки подшипников ротора. Одними из важнейших требований к материалу подпятников являются высокие значения трещиностойкости и хорошие триботехнические характеристики. Кристаллы частично стабилизированного диоксида циркония (ЧСЦ), представляющие собой твердые растворы диоксида циркония с оксидом иттрия (в диапазоне концентрация оксида иттрия 2-4 мол.%) обладают наиболее высокой трещиностойкостью и лучшими антифрикционными свойствами из всех технических кристаллов и керамик. При сравнении основных механических характеристик кристаллов ЧСЦ с сапфиром и циркониевой керамикой аналогичного состава преимущества кристаллов ЧСЦ основываются на более высокой трещиностойкости и прочности на изгиб. Практика механической обработки кристаллов ЧСЦ показала, что при формировании кромок изделий имеют место сколы, вследствие низкой пластичности кристаллов, что является недопустимым дефектом. Поэтому для практического применения кристаллов ЧСЦ необходимо улучшить прочность кромок, как за счет повышения пластичности кристалла, так и за счет упрочнения кромок, например, лазерной обработкой. Эффективным средством улучшения механических характеристик кристаллов ЧСЦ является введение в кристаллическую матрицу примесей редкоземельных и переходных элементов. Оптимизация состава кристаллов ЧСЦ путем легирования дополнительными примесями редкоземельных и переходных элементов позволит повысить трещиностойкость, износостойкость и пластичность материала опоры центрифуги, что дает основание ожидать повышения несущей способности опоры, ресурса ее эксплуатации в устройствах с повышенной скоростью вращения ротора в сравнении с серийными образцами из лейкосапфира. Трибологических исследований опор вертикальных роторов с подпятниками из кристаллов диоксида циркония крайне мало.
Целью работы является выбор и оптимизация составов кристаллов ЧСЦ по механическим характеристикам, исследование влияния на них технологии синтеза и технологии обработки материала, предназначенного для изготовления опор вертикальных роторов.

Материалы и методы. Объектом исследования являлись наноструктурированные частично стабилизированные кристаллы диоксида циркония микролегированные редкоземельными элементами. Была синтезирована серия кристаллов ЧСЦ с содержанием оксида иттрия 2 и 2,8 мол.%, дополнительно легированные оксидами церия, неодима и кобальта (табл.1).

Таблица 1.Состав синтезированных кристаллов диоксида циркония

№ образца	Состав (ZrO_2 +)			
	Y_2O_3 (мол.%)	Ce_2O_3 (мол.%)	Nd_2O_3 (мол.%)	Co_3O_4(мол.%)
1	2,8	0,7		0,3
2	2,8	0,7	0,1	
3	2,8	1,0		
4	2,0	0,8		

Испытания на кинетическом микротвердомере проводились согласно международному стандарту ISO/DIS 14577-1:2002. В качестве индентора использовали алмазную четырехгранную пирамиду Виккерса с полным углом при вершине индентора 136°. Образцы для исследований изготавливали из кристаллов ЧСЦ в виде плоскопараллельных пластин размерами 10x10x4 мм^3 с одной полированной поверхностью. Измерения проводились при следующих условиях: диапазон нагрузки – 1-10 Н, скорость нагрузки и разгрузки – 2 Н/мин, пауза – 3 с. Метод испытания позволяет корректно определять характеристики материала в широком интервале нагрузок с учетом отклонений геометрии индентора от идеальной формы, упругого прогиба поверхности в области контакта, жесткости силового контура прибора, дрейфов и ряда других факторов, оказывающих влияние на результаты измерений.

Результаты и обсуждение. На рис. 1 приведены типичные кривые индентирования образца кристалла ЧСЦ при нагружении от 1 до 10 Н.

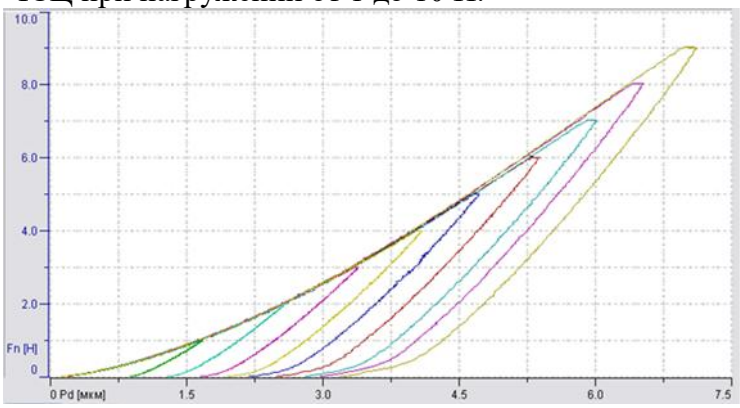


Рис. 1. Кривые индентирования образца кристалла ЧСЦ при нагружении от 1 до 10 Н

Экспериментально установлено, что во всем исследованном диапазоне нагрузок трещины не образовывались.

Исследование фазового состава диоксида циркония стабилизированного Y_2O_3 с концентрациями 2,8 и 3,7 мол.% методом рентгеновской дифрактометрии показало, что во всех исследуемых образцах, независимо от содержания стабилизирующей примеси, присутствуют две фазы тетрагональной модификации диоксида циркония с разной степенью тетрагональности. Обе фазы имеют слегка искаженную структуру флюорита и отличаются соотношением параметров ячейки. Для одной тетрагональной фазы (Т1) соотношение с/а составляло 1,014-1,015, а для другой тетрагональной фазы (Т2) соотношение с/а мало отличалось от 1 и составляло 1,006-1,007 (Табл. 2). Обогащенная иттрием фаза Т2 является «нетрансформируемой» в отличие от фазы Т1, с меньшим содержанием иттрия, которая при воздействии механических напряжений подвергается мартенситному переходу в моноклинную форму.

Таблица 2. Изменение параметров решетки ZrO_2 в зависимости от содержания стабилизирующей примеси Y_2O_3

концентрация Y_2O_3	фазовый состав	с, нм	а, нм	с/а
2,8 мол.%	T_1 - фаза T_2 - фаза	$0{,}5176 \pm 5 \cdot 10^{-5}$ $0{,}5120 \pm 5 \cdot 10^{-5}$	$0{,}5100 \pm 5 \cdot 10^{-5}$ $0{,}5088 \pm 5 \cdot 10^{-5}$	1,015 1,006
3,7 мол.%	T_1 - фаза T_2 - фаза	$0{,}5171 \pm 5 \cdot 10^{-5}$ $0{,}5123 \pm 5 \cdot 10^{-5}$	$0{,}5099 \pm 5 \cdot 10^{-5}$ $0{,}5089 \pm 5 \cdot 10^{-5}$	1,014 1,007

На рис. 2 приведены фотографии опытных образцов.

Рис. 2. Экспериментальные подпятники, изготовленные из кристаллов ЧСЦ

Все испытанные варианты подпятников показали высокую трещиностойкость.

Литература

1. Kaur IP, Kakkar V, Deol PK, et al. Issues and concerns in nanotech product development and its commercialization. J Control Release, 2014, **193**, 51-62.
2. Yueying Zhu, Huajie Qu, Mei Luo, Chunlei He, Jianjun Qu. Dry friction and wear properties of several hard coating combinations. Wear, 2020, **456–457**, article 203352
3. Fabian Schwack, Norbert Bader, Johan Leckner, Claire Demaille, Gerhard Poll. A study of grease lubricants under wind turbine pitch bearing conditions. Wear, 2020, **454–455**, article 203335
4. Xiaoxu Liu, Noritsugu Umehara, Takayuki Tokoroyama, Motoyuki Murashima. Tribological properties of ta-CNx coating sliding against steel and sapphire in unlubricated condition. Tribology International, 2019, **131**, 102-111
5. Fonseca C.A.L.L., Santos I.F. & Weber H.I. Experimental comparison of the nonlinear dynamic behavior of a rigid rotor interacting with two types of different radial backup bearings: Ball & pinned. Tribology International, 2018, **119**, 250-261
6. Mihai Arghir, Omar Benchekroun. A simplified structural model of bump-type foil bearings based on contact mechanics including gaps and friction. Tribology International, 2019, **134**, 129-144
7. Athanasios Chasalevris, Fadi Dohnal. Improving stability and operation of turbine rotors using adjustable journal bearings. Tribology International, 2016, **104**, 369-382

УДК 539.422.33:548.4:620.192.43

МЕХАНИЗМ НАЧАЛЬНОГО УСТАЛОСТНОГО РОСТА ТРЕЩИНЫ МЦУ В НИКЕЛЕВОМ СПЛАВЕ ЭП741НП В УСЛОВИИ ВАКУУМА И ВЫСОКОЙ ТЕМПЕРАТУРЫ

MECHANISM OF INITIAL FATIGUE GROWTH OF a LCF CRACK IN EP741NP Ni ALLOY IN VACUUM AND HIGH TEMPERATURE CONDITIONS

Артамонов М.А.[1] – к.ф.- м.н., нач. бригады отдела прочности,
Трунькин И.Н.[2] – к.ф.- м.н., инженер-исследователь, **Васильев А.Л.**[2,3] – к.ф.- м.н., в.н.с.[2], начальник лаборатории[3], **Овчаров А.В.**[2] – инженер-исследователь
[1] Филиал ПАО “ОДК–УМПО” ОКБ им. А. Люльки
[2]Национальный исследовательский центр “Курчатовский институт”, Москва, Россия
[3]Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова ФНИЦ “Кристаллография и фотоника РАН”, Москва, Россия
maxartamonov@gmail.com

Annotation. Structural and fractographic studies of the fracture formed in the EP741NP granular nickel alloy during low cycle fatigue in vacuum and at high temperature demonstrated that a crack developed along the boundaries formed in this process of nanograins. Based on these results, a model of crack formation without air access was proposed. The model assumes that during fatigue tests, the process of “cold welding” at the moment of unloading and closing the crack is possible. This leads to the formation of dislocations of the same sign, which forms nanocrystals with weakened boundaries.
Key words: nickel alloy, electron microscopy, intergranular fatigue failure.

Аннотация. Структурное и фрактографическое исследование излома, образовавшего в гранулированном никелевом сплаве ЭП741НП в процессе малоцикловой усталости в вакууме и при высокой температуре, показало, что трещина развивается по границам, образовавшихся в этом процессе нанозерен. На основании этих результатов была предложена модель формирования трещины без доступа воздуха. Модель предполагает, что во время усталостных испытаний возможен процесс “холодной сварки” в момент разгрузки и закрытия трещины. Это приводит к образованию дислокаций одного знака, что формирует нанокристаллы с ослабленными границами.
Ключевые слова: никелевый сплав, электронная микроскопия, межзеренное усталостное разрушение.

Для изготовления дисков газотурбинных двигателей и установок используются жаропрочные гранулируемые никелевые сплавы, такие как ЭП741НП. Гранулы сплава размером менее 140 мкм изготовлены методом PREP (plasma rotate electrode process). Микроструктура сплава после термической обработки представляет собой стандартный композит: твердый раствор γ-Ni со средним размером зерна ~40 мкм с упрочняющей интерметаллидной γ'-фазой. Рабочая температура деталей, изготовленных из такого материала, достигает 650 ^{0}C. При этих температурах вероятность зарождения трещин от внутренних дефектов повышается. Внутренние дефекты в основном – это керамические включения, хотя и возможно зарождение трещин от дефектов другого типа, в частности, загрязнений материала, которые агломерируют вокруг себя частицы на основе гафния [1]. В случае подповерхностного зарождения усталостной трещины важно определить скорость распространения трещины внутри материала в условии вакуума. Необходимо также учитывать различия в механизмах разрушения при росте трещины в вакууме и в присутствии воздушной среды. Исследования в этой области достаточно обширны [2-5], однако для сплава ЭП741НП структурных исследований изломов усталостно разрушенных образцов, испытанных при большой температуре нами в литературных источниках не обнаружено. В работе [2] показано, что при развитии трещины из-под

поверхности, скорость ее роста на первой стадии происходит с более низкой скоростью, в сравнении со скоростью роста трещины с доступом воздушной среды.

Фрактографическое исследование изломов трещин показало, что при росте трещины в вакууме, поверхность излома, имеет изрезанную шероховатую структуру и, как будто, покрыта частицами шарообразной формы с размерами от 50 до 150 мкм (Рис.1). После выхода трещины на поверхность тип рельефа меняется на квазифасеточный, являющий типичным для первой стадии роста усталостной трещины. Можно предположить, что шарообразные частицы связаны с особенностями высокотемпературного окисления поверхности излома, однако, с помощью рентгеновской томографии, была найдена усталостная трещина, которая не вышла на поверхность образца в процессе усталостного испытания. Вскрытие обнаруженной трещины при комнатной температуре показало, что поверхность излома, соответствующая развитию в условии вакуума, также выглядит как покрытая шарообразными частицами. Появление такой микроструктуры позволило сделать вывод о том, что подобный рельеф является отражением специфики механизма роста усталостной трещины при отсутствии доступа воздуха в условиях высокой температуры.

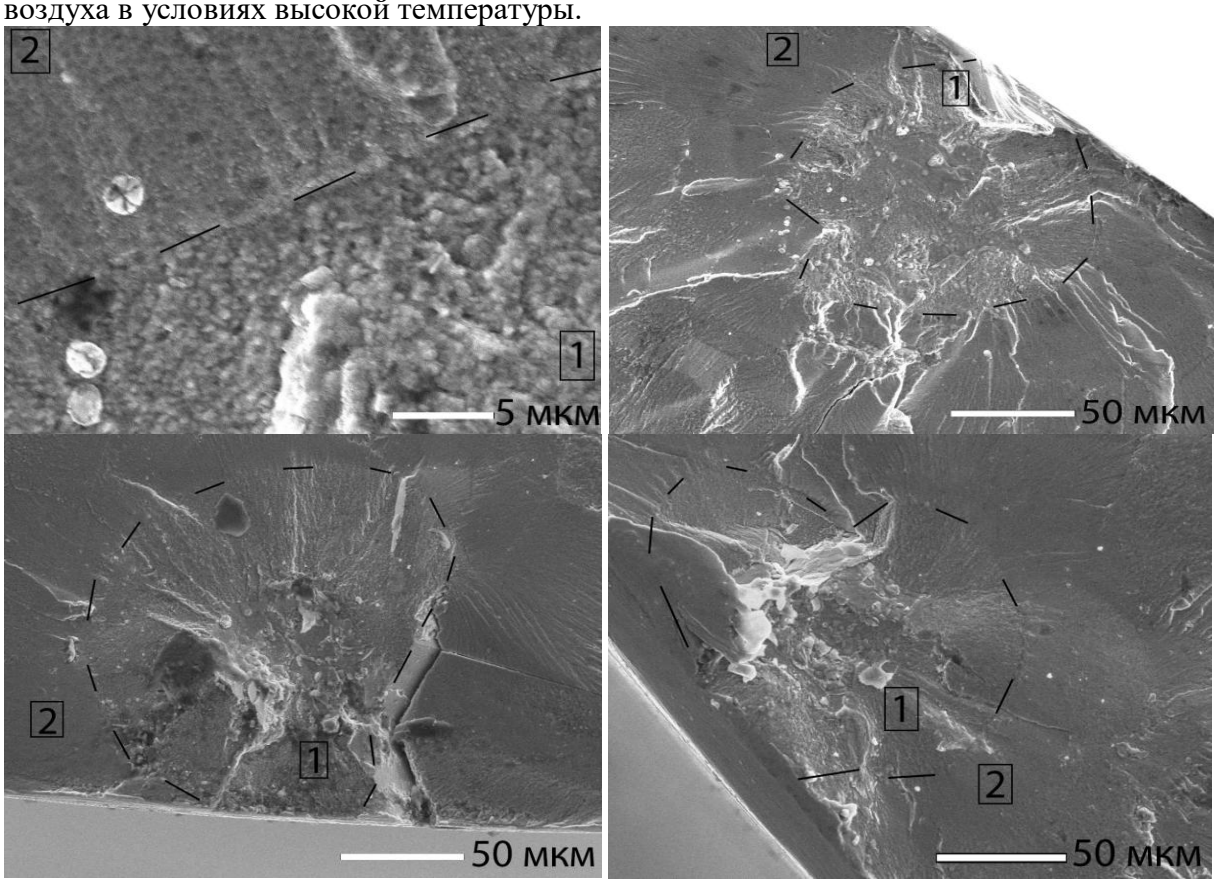


Рис. 1. Изломы усталостных трещин, рост которых начался под поверхностью (участки обозначены под номером 1), затем в условии доступа воздуха (цифра 2)

Для дальнейших исследований методами просвечивающей электронной микроскопии с использованием сфокусированного ионного пучка в растровом электронно-ионном микроскопе Helios NanoLab 600i (ThermoFisher Scientific, США) был подготовлен тонкий поперечный срез образца (ламель). Ламель для проведения структурного исследования первого образца вырезалась на расстоянии 40 мкм от очага (направление среза ламели соответствовало вектору распространения усталостной трещины от очага).

Исследования методами просвечивающей и просвечивающей растровой электронной микроскопии (ПЭМ и ПРЭМ, соответственно) проводились в просвечивающем/растровом электронном микроскопе TITAN 80–300 TEM/STEM

(ThermoFisher Scientific, США) с корректором сферической аберрации зонда. ПРЭМ исследования проводились в режимах светлого и темного полz, в последнем случае с использованием высокоуглового кольцевого детектора темного поля (ВКДТП) (Fischione, США).

На рис. 2 а-б представлены темнопольные ПРЭМ изображения, полученные с помощью ВКДТП. В приповерхностном слое образца №2 под защитным слоем платины проявляется слой, состоящий из нанозерен, имеющий более темный контраст (Рис. 2 а).

В образце под этим слоем, в частицах γ-фазы обнаружены высокотекстурированные субзерна – частицы с разориентацией 1-2°. Их кристаллическая структура и параметры элементарной ячейки, определенные методом электронной дифракции, соответствует γ-фазе (пр. группа $Fm\bar{3}m$) с параметром элементарной ячейки a=0.34-0.36 нм. Общая ориентация субзерен близка к [101] кубической элементарной ячейки перпендикулярно поверхности. По-видимому, это соответствует ориентации зерна γ'-фазы до испытаний, в котором произошло развитие усталостной трещины.

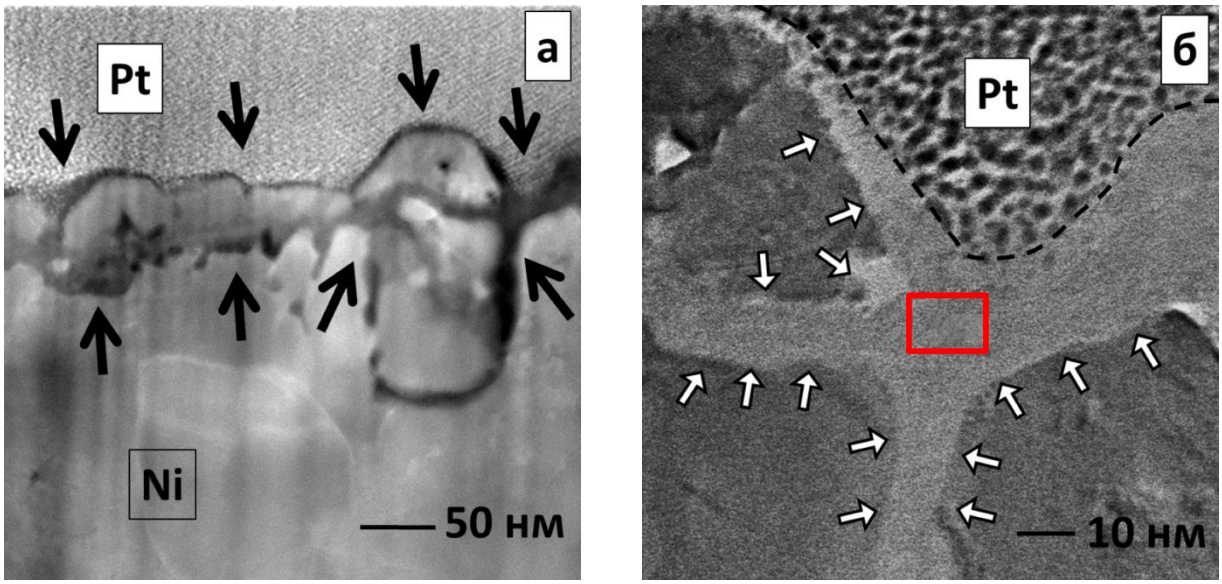


Рис. 2. Темнопольные ВКДТП ПРЭМ изображения: поперечный срез приповерхностной области образца (а), стрелками обозначен слой, содержащий оксиды и карбиды; увеличенное изображение окисного слоя (б). Прямоугольник соответствует аморфному слою

Данные ПЭМ и электронной дифракции свидетельствуют о высокой степени разориентации нанокристаллов, обнаруженных в ходе структурного исследования излома, что может приводить к появлению сравнительно «слабых» связей на межнанозеренных границах. В результате распространение трещины происходит по границам нанозерен. Образование «слабых» связей подтверждается наблюдениями толстых аморфных прослоек (~10 нм) на границах нанокристаллов в образце. В связи с вышеизложенным, механизм разрушения, рассмотренный выше, можно определить как межнанозеренный.

Известно, что для формирования нанозерен с большой разориентацией требуется избыток дислокаций одного знака [6]. Такое формирование дислокаций перед вершиной трещины энергетически маловероятно [6]. Для объяснения большой разориентировки нанокристаллов предполагается следующая модель. В условиях переменной нагрузки происходит периодическое открытие и закрытие трещины. На каждом этапе нагружения, в условии вакуума, после закрытия трещины реализуется т.н. эффект «холодной сварки» [7]. Можно предположить, что, в момент нагрузки и раскрытия трещины, вблизи вершины трещины под действием эффекта «холодная сварка» возникают напряжения, которые приводят к образованию дислокаций одного знака. После определенного количества циклов происходит значительная разориентация нанокристаллитов, которая приводит к продолжению распространения трещины по ослабленным границам нанокристаллов.

Предложенная модель объясняет смену механизма распространения трещины от межнанозеренного к квазифасеточному разрушению в момент поступления воздуха в трещину.

Литература

1.Трунькин И.Н. Артамонов М.А., Овчаров А.В., Васильев А.Л. Структурное исследование дефектов в гранулированном никелевом сплаве ЭП741НП. // Кристаллография. – 2019. – Т. 64. – № 4. – С. 539-543

2. J.E. King Surface damage and near-threshold fatigue crack growth in a ni-base superalloy in vacuum // Fatigue of Engineering Materials and Structures Vol. 5, No. 2, pp. 177-188, 1982

3. Шанявский А.А., Банов М.Д., Захарова Т.П. Принципы физической мезомеханики на наноструктурном уровне усталости металлов. Часть II. Разрушение жаропрочного сплава ЭП741 под поверхностью // Физическая мезомеханика 13 2 (2010) 77-86

4.Файнброн А.С. Фрактографические особенности развития трещин в образцах жаропрочных гранулируемых сплавов // Технология легких сплавов. – 2013. – № 2. – С. 43–50

5. Волков А.М., Востриков А.В. Сопротивление гранулируемых жаропрочных никелевых сплавов разрушению при малоцикловой усталости (обзор) // АВИАЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ И ТЕХНОЛОГИИ №1 (4) 2016, 74-79 стр.

6. Владимиров В. И. Физическая природа разрушения. – М.: Металлургия. – 1984. – С. 280.

7. Ермоленко Б. И. Развитие усталостных трещин в условиях вакуума. Ученые записки ЦАГИ. – 1973. – Т. 4. – № 1. – С. 71-75.

УДК 62-539.442

ОСОБЕННОСТИ ИЗОБРАЖЕНИЙ МИКРОШЛИФОВ ПРИ НАГРУЗОЧНЫХ ИСПЫТАНИЯХ НА УСТАЛОСТНОЕ РАЗРУШЕНИЕ

PECULIARITIES OF THE IMAGES OF MICROSCROCHES DURING LOAD TESTING FOR FATIGUE FRACTURE

Ахметханов Р.С.- д.т.н., г.н.с.
Институт машиноведения им. А.А.Благонравова (ИМАШ РАН)
mibsts@mail.ru

Abstract. The paper investigates the features of changes in the fractal dimension of microsection images during load tests for fatigue life. For this, the methods of the theory of fractals were used - the assessment of the fractal dimension of the images of microsections at different stages of loading, and their multifractal spectra were also determined. It was found that before the destruction of the sample, the multifractal spectrum degenerates into a monofractal.
Keywords. microsections, phases, fractal dimension, fractal dimension, mono-fractals, multi-fractals

Аннотация. В работе исследованы особенности изменений фрактальной размерности изображений микрошлифов при нагрузочных испытаниях на усталостную долговечность. Для этого были использованы методы теории фракталов - оценка фрактальной размерности изображений микрошлифов на различных стадиях нагружения, также определялись их мультифрактальные спектры. Получено, что перед разрушением образца мультифрактальный спектр вырождается в монофрактал.
Ключевые слова. микрошлифы, фазы, фрактальная размерность, фрактальная размерность, моно-фракталы, мульти-фракталы

В настоящее время для качественного и количественного анализа структурных свойств материалов применяются компьютерные методы обработки информации. Фрактальный анализ является одним из развивающихся направлений в цифровой обработке изображений. Развитию этого направления способствует тот факт, что большинство изображений в некоторой степени можно считать фракталом или мультифракталом.

Методы фрактальной оценки изображений используются для исследования структурных свойств материалов, изломов (исследование свойств микрорельефа конструкционных материалов). На пример, в работе [1] приведены результаты исследований взаимосвязи фрактальной размерности поверхности материала объекта с его механическими свойствами (коэффициент трения,, ударная вязкость, динамический модуль упругости, коррозионная стойкость, долговечность). Получена корреляция между механическими свойствами материалов и фрактальной размерностью D их поверхности.

Исследованиям корреляции между механическими свойствами материалов и их фрактальными характеристиками поверхности посвящены и следующие работы [2,3].

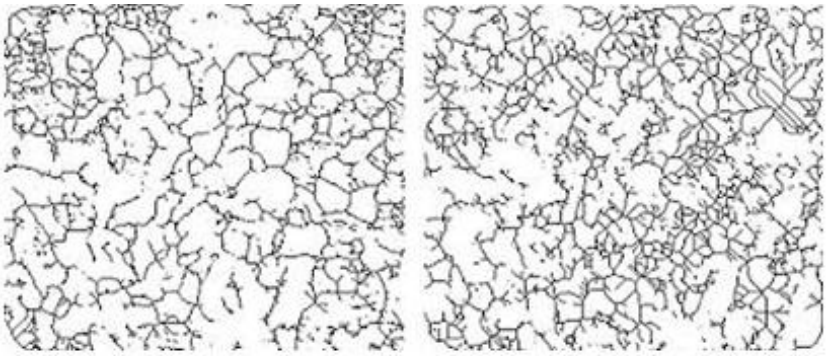
Для анализа корреляции между усталостной долговечности и фрактальной размерности был приведен анализ серии микрошлифов полученных при исследовании стали 12ГС (сталь конструкционная низколегированная для сварных конструкций) при циклических нагрузочных испытаниях на растяжение. Микроструктура стали 12ГС в основном состоит из феррита и перлита. Структура материала зернистая, крупные зерна феррита и мелкие зерна перлита.

При исследовании микрошлифа его изображение может быть представлено в различном виде – выделены фазы, границы, остов и т.п. При этом фрактальная

размерность может определяться в следующих границах: $1<D<2$ и $2<D<3$ в зависимости от рассмотрения плоского изображения или представляя это изображение в трехмерном виде (учет окрашенности пикселей).

Было получено, что до 38000 циклов нагружения изображение микрошлифа почти не меняется (по количеству зерен). За это цикл нагружений появляются микротрещины в зернах, но они не являются сквозными для зерен. Наиболее интенсивное увеличение микротрещин и их рост идет в промежутке от 38000 до 65000 циклов нагружения, далее происходит их накопление примерно с одинаковой скоростью с небольшим увеличением после 84000 циклов нагружения.

Для проведенного испытания образца с предельным числом циклов нагружений N=95000 кроме фрактальной размерности были вычислены и другие характеристики изображения микрошлифов**.** С накоплением повреждений количество зерен увеличивается, при этом характеристики площади и периметра зерен уменьшаются, т.е. происходит разрушение зерен. Структура изображения становится более равномерной. Это зафиксировано на изображении остова (рис.1б). Визуально видно, что перед разрушением металла структура линии остова изображения более изрезанные. Этим изображениям остова соответствуют фрактальные размерности D_0=1,208 и D_{95000}=1,253. В этом случае увеличение показателя фрактальной размерности свидетельствует о том, что структура материала претерпела изменения – появление значительного количества микро-разрушений (происходит накопление повреждений).



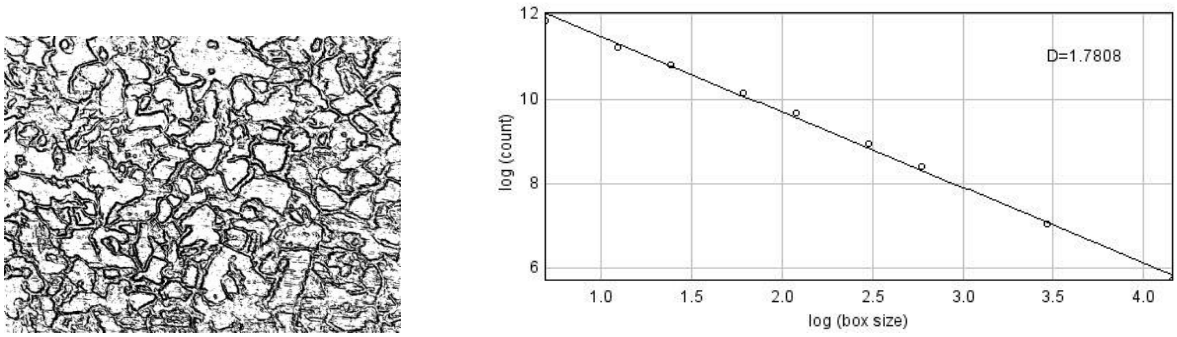
а *б*

Рис.1. Остов изображения микрошлифа при нагрузках N=0(а) и N=95000 (б)

На рис. 2 приведен примеры расчета фрактальной размерности границ между фазами. На рис. 3 приведены изображения, содержащие гистограммы распределений площадей зерен феррита S^* при числе циклов нагружений N=0 и N=95000 .

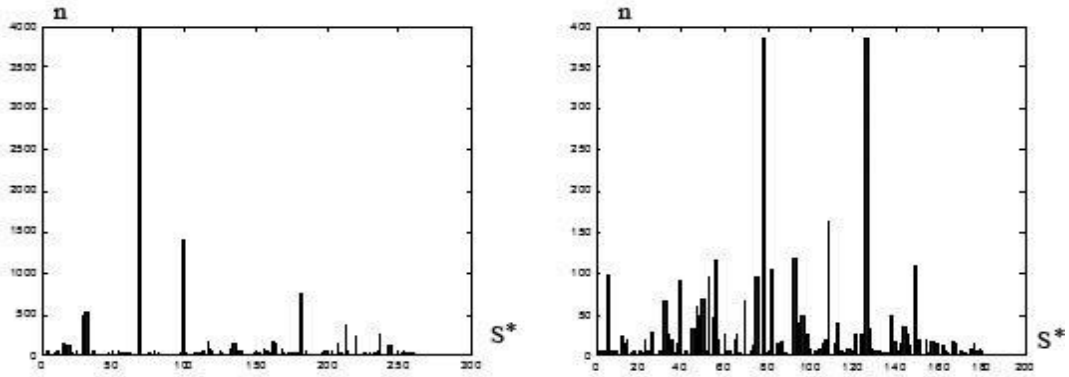
Вычисленные фрактальные размерности для фаз материала и границы между ними показали, что с увеличением числа нагружений образца фрактальные размерности остова изображения, фазы феррита увеличиваются, а фрактальная размерность для перлита уменьшается. Фрактальная размерность границы между фазами меняется незначительно.

Проведенный анализ изображений микрошлифов показал, что мультифрактальный спектр $f(\alpha)$ изображений меняется на монофрактальный после 61000 циклов нагружений. Также при увеличении числа нагружений N растет фрактальная оценка D_0 – от 1,6712 до 1,7485.



а *б*

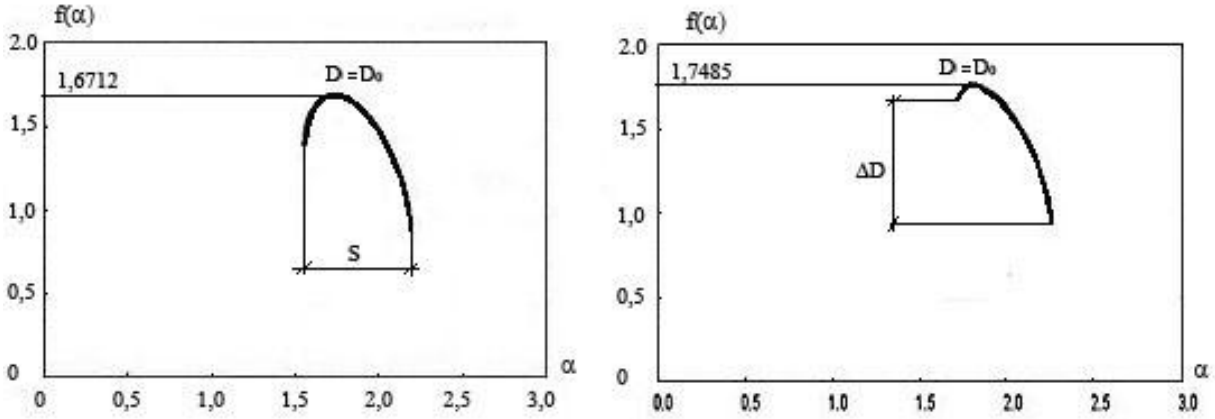
Рис.2. Изображение микрошлифа (выделение границ между фазами и частицами феррита и цементита в перлите) и определение фрактальной размерности данного изображения



а *б*

Рис.3. Гистограммы распределений площадей зерен S (отн.ед.^{2}) зависимости от числа циклов нагружений N: а – N=0; б - N=95000*

Вторая серия эксперимента продолжалась до *N*=112000 циклов нагружения. Микрошлиф при числе нагружений N=112000 имел также монофрактальную структуру (рис. 4). Ширина мультифрактального спектра *S* уменьшилась, также уменьшилась левая ветвь спектра. Значительное изменение ширины мультифрактала *S* показывает, что мультифрактальный спектр вырождается в монофрактал. Число фрактальных размерностей уменьшается в данном мультифрактальном спектре.



а *б*

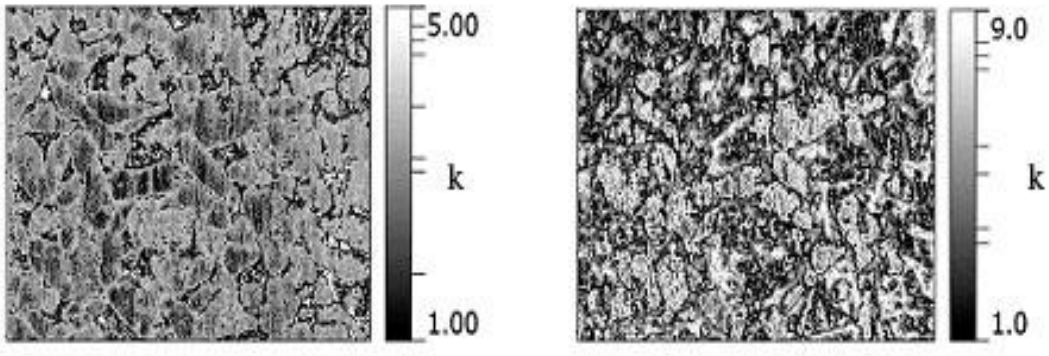
Рис.4. Мультифрактальный спектр изображения микрошлифа при числе нагружений N=0(а) и N=95000(б)

Для уточнения структуры материала была проведена кластеризация изображений микрошлифов методом *k*-средних. Метод k-средних – это метод кластерного анализа, цель которого является разделение *m* наблюдений (из пространства R^n) на *k* кластеров, при

этом каждое наблюдение относится к тому кластеру, к центру (центроиду) которого оно ближе всего.

При исследовании изображений было выбрано число кластеров 10. На рис.5 они выделены оттенком серого. Если для изображения микрошлифа до испытаний структура материала имела только 5 кластеров - разбиение на кластеры не изменила изображения микрошлифа. Тогда как перед разрушением изображение микрошлифа уже имело 9 кластеров. Как видно, кластер номер 1 (самые темные участки) отображает мелкие зоны разрушений материала образца.

Если при отсутствии нагружений с увеличением фрактальной размерности структуры материала по некоторым источникам долговечность увеличивается, то при нагружении образцов при выходе микро и макротрещин на поверхность материала это является первым визуальным признаком предстоящего разрушения образца. Перед разрушением микрошлиф приобретает монофрактальный характер распределения масштабных элементов (в разрушенном состоянии) структуры материала, что соответствует критерию перехода системы из одного состояния в другое [4].



а *б*

Рис.5. Результат обработки микрошлифов про методу кластеризации К-средних (10 кластеров): а – при числе цклов нагружения N=0; б - при числе цклов нагружения N=112000

Литература

1. Бовыкин О.Б. Взаимосвязь свойств поверхности и ее фрактальной размерности// Известия «МАМИ», №1(15), т.2, 2013. С.14-18

2. Ананьева Е.С., Новиковский Е.А., Ананьев М.И., Маркин В.Б., Ишков А.В. Применение фрактально-кластерного подхода для анализа структуры и прогнозирования свойств полимерных нанокомпозитов//Ползуновский вестник 1/1, 2012. С. 10-14

3. Красикова И.Е., Красиков И.В., Картузов В.В. Корреляция значений фрактальных характеристик структуры материала по электронно-микроскопическим фотографиям поверхности образцов со значениями их физико-механических характеристик (http://www.materials.kiev.ua/publications/EMMM/2016/2.pdf) (Дата обращения 20.03.2020)

4. Ахметханов Р.С. Потеря мультифрактальности - критерий перехода системы из одного состояния в другое//Проблемы безопасности и чрезвычайных ситуаций. 2019. № 5. С. 20-29

УДК 62-539.442

ПРИМЕНЕНИЕ ТЕОРИИ ФРАКТАЛОВ ПРИ ДИАГНОСТИКЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

APPLICATION OF FRACTAL THEORY IN DIAGNOSTICS OF COMPOSITE MATERIALS

Ахметханов Р.С.- д.т.н., г.н.с.
Институт машиноведения им. А.А.Благонравова (ИМАШ РАН)
mibsts@mail.ru

Abstract. The article presents the results of studies to identify the features of diagnostic acoustic signals when defects are detected in composite materials using the methods of the theory of fractals. The use of the analysis of the spectral power density (PSD) and wavelet spectra of these signals did not lead to the detection of significant quantitative differences in the acoustic signals during the process of sample diagnostics (panel 4 mm thick). Acoustic signals were analyzed from the standpoint of analyzing the characteristics of multifractal spectra. It is shown that the defect state of the sample corresponds to the monofractal characteristic of the multifractal spectrum.
Key words: acoustic signal, acoustic impedance method, spectral power density, wavelet spectrum, multifractal analysis, monofractal spectrum

Аннотация. В статье представлены результаты исследований по выявлению особенностей диагностических акустических сигналов при обнаружении дефектов в композиционных материалах с использованием методов теории фракталов. Использование анализа спектральной плотности мощности (СПМ) и вейвлет-спектров этих сигналов не привело к обнаружению значимых количественных различий акустических сигналов в процессе диагностики образца (панель толщиной 4 мм). Акустические сигналы анализировались с точки зрения исследований характеристик мультифрактальных спектров. Показано, что дефектное состояние образца соответствует монофрактальной характеристике мультифрактального спектра.
Ключевые слова: акустический сигнал, метод акустического импеданса, спектральная плотность мощности, вейвлет-спектр, мультифрактальный анализ, монофрактальный спектр.

Цель работы – исследование особенностей акустических сигналов при диагностике и обнаружении дефектов в композиционных материалах, определение наиболее чувствительных числовых параметров, которые зависят от наличия дефектов.

В экспериментах по диагностике повреждений в образце из композиционного материала (КМ) использовался дефектоскоп низкочастотный акустический АД-701, предназначенный для неразрушающего контроля многослойных конструкций и изделий из слоистых пластиков, как в условиях производства, так и эксплуатации. Акустический контроль производился в 5 – точках образца – одна контрольная точка (1) и 4 точки контроля, где были выявлены амплитудные значения диагностического сигнала выше контрольного значения. Образец – панель толщиной 4 мм, ширина 600 мм, высота 800 мм.

Импедансный метод, который был использован, позволяет выявлять дефекты типа расслоения и непроклея в неметаллических покрытиях и изделиях из слоистых пластиков, залегающих на глубине до 15-20 мм. Этот метод применяется для контроля соединений, имеющих несколько слоев: обнаружения несплошности клеевых и паяных соединений, контроля качества посадки шпилек, штифтов, осей и других деталей, установленных с натягом. При данном контроле не требуется двустороннего доступа к изделию и нанесения контактной жидкости на его поверхность [1,2].

На рис. 1 приведены вейвлет-спектры $C(a,b)$ акустических сигналов измеренные в точках контроля 1, 2 и 4 [3]. Их сложно оценить и найти отличия в вейвлет-спектрах. Можно только привести качественные характеристики частотного спектра, их

изменчивости. Но не более того.

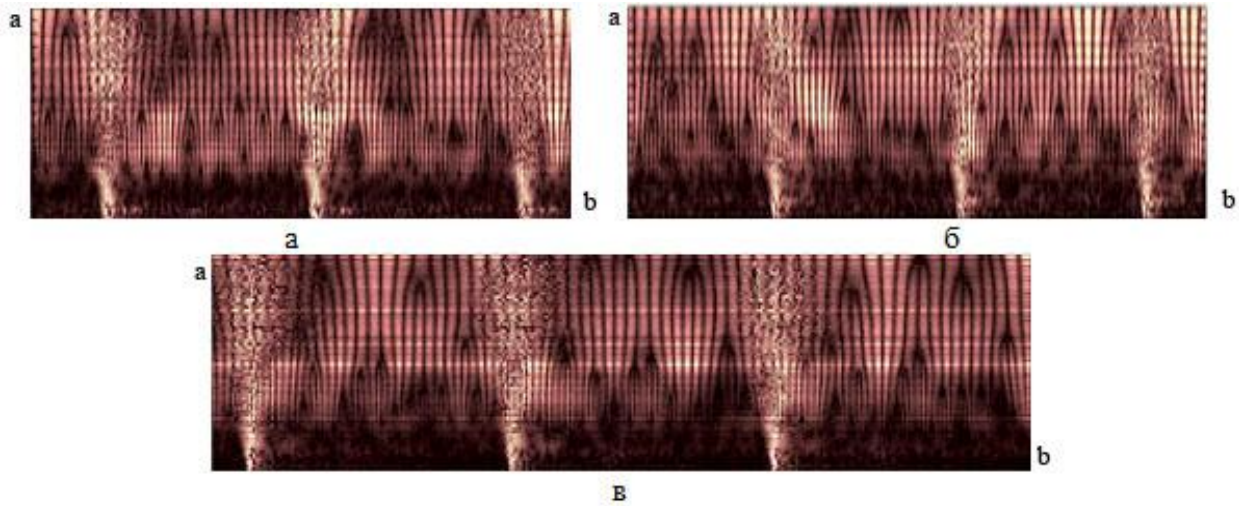


Рис.1.Вейвлет-спектры акустических диагностических сигналов в точках контроля 1(а), 2(б) и 4(в)

Кластеризация вейвлет-спектров C(a,b) акустических сигналов методом k-средних во всех диагностируемых точках не показало отличия по числу кластеров. Число кластеров во всех сигналах было 10. Изменение числа кластеров показало бы наличие отличий в стуктуре сигнала.

Также для вейвлет-спектров акустических сигналов была вычислена функция связонсти Минковского χ, которая оценивает количеспвенно связанность изображения вейвлет-спектра C(a,b) по значениям энергии E частотных составляющих в сигнале:

$$\chi = \frac{E_{\mathrm{W}} - E_{\mathrm{B}}}{n},$$

где E_{W}, E_{B} – условные обозначения величин энергий частотных составляющих по отношению к определенному уровню энергии E, которые определяются из следующего условия: $E_{\mathrm{W}} < E$, $E_{\mathrm{B}} > E$; n – число пикселей в изображении вейвлет-спектра.

На рис.2 приведены функции связности Минковского для точек 1 и 4. Отличие этих функций состоит в том, что для точки 1 присутствует более значительная связность (+,-) на уровне значений близких значению $10 \cdot 10^{-3}$, тогда как в точке 4 она меньше - $7 \cdot 10^{-3}$.

Известно, что при переходе систем из одного состояния в другое, т.е. при приближении к точке бифуркации в системе повышается восприимчивость к шумам, причём основной вклад дают мягкие моды. Слабый шум, присущий всякой реальной системе, усиливается. Малые низкочастотные возмущения становятся основными модами (параметрами порядка), а высокочастотные становятся соподчиненными им. Нарастание мягких мод около бифуркации стационарного режима является универсальным. Таким образом, можно судить о приближении бифуркации (катастрофы) заранее по нарастанию мягких мод в спектре её шумов [4]. Полученная частотная характеристика вблизи от точки бифуркации может быть описана в виде зависимости $S=f^{-\beta}$, которая описывает степенные самоподобные законы. Особую приверженность к простым однородным степенным законам вида – $f^{-\beta}$ проявляют спектры мощности (СПМ) (квадраты амплитуд преобразования Фурье), часто называемые *шумами.* Среди шумов широкой известностью пользуется *белый шум* со спектральным показателем *(β = 0)*. В зависимости от величины показателя β различают шумы: белый, розовый (f^{-1}), коричневый (f^{-2}) и черный (f^{-3}) [5] . Такой вид степенной зависимости спектральной характеристики является монофрактальным – термин, используемый в теории фракталов.

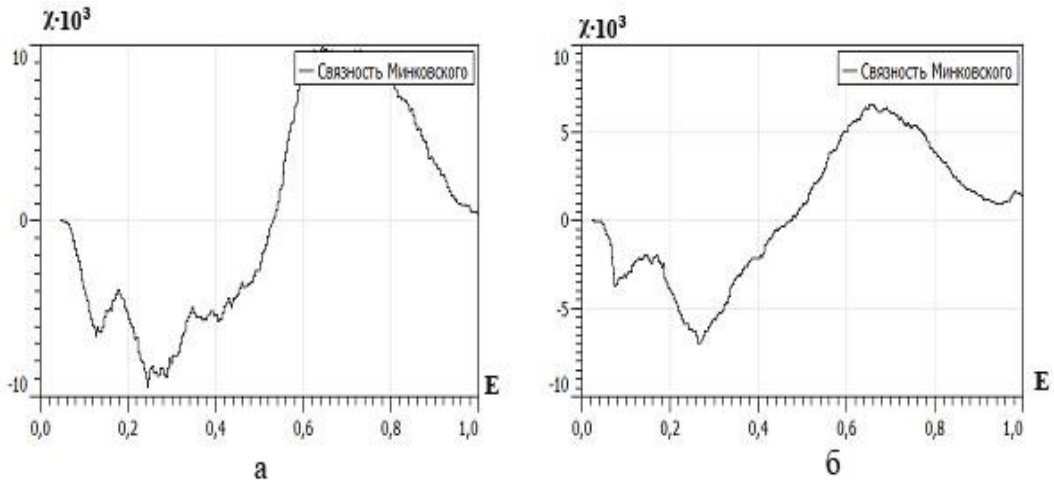


Рис. 2. Связанность Минковского χ для контрольных точек: а – 1; б - 4

В данной работе был проверено, как меняется акустический сигнал в зоне дефекта по виду мультифрактального спектра. Монофрактальные и мультифрактальные динамические процессы отличаются характером распределений спектральной плотности мощности. Если при монофрактальном процессе распределение спектральной плотности мощности можно описать функцией, зависящей от частоты f виде - $S(f) \sim f^{-\beta}$, где β является константой, то в случае мультифрактального процесса СПМ описываются более сложной зависимостью.

По результатам обследования данной панели обнаружено 4 точки (точки 2-5, табл. 1), где амплитуда импеданса была выше установленного порога по точке 1..

Мультифрактальность процесса обычно представляется мульти-фрактальным спектром (спектр сингулярности) $f(\alpha)$. Мультифрактальные спектры характеризуются шириной спектра, асимметрией, кривизной [6].

Мультифрактальный спектр (сингулярностей) $f(\alpha)$ характеризует зависимость числа элементов покрытия N_α с различными масштабами ε, соответствующих точкам с экспонентой сингулярности, равной некоторому значению α:

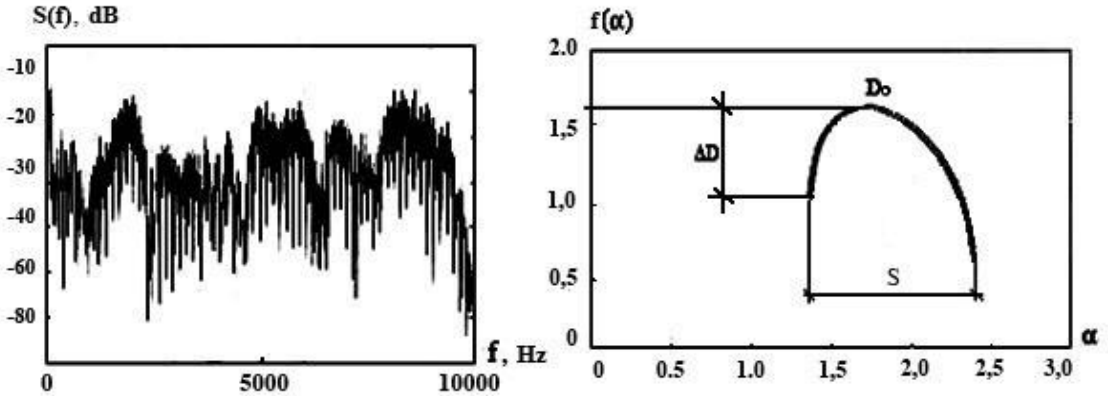
$$N_\alpha(\varepsilon) \sim \varepsilon^{-f(\alpha)}.$$

По смыслу величина $f(\alpha)$ при условии α=const соответствует размерности Хаусдорфа. В этом случае равномерного распределения меры на множестве спектр сингулярностей представляет собой единственную точку на плоскости (α,f), что соответствует монофрактальному процессу. При неравномерном распределении меры функция $f(\alpha)$ имеет более сложный (колоколообразный) вид. Функция $f(\alpha)$ называется мультифрактальным спектром, характеризуется значениями D_i (i = -∞,…,2,1,0,1,2,…,∞) асимметрией, шириной спектра S. Уменьшение ширины спектра S приводит к потере мультифрактальности. Когда количество значимых фрактальных размерностей D_i в спектре становится минимальным, он становится монофрактальным.

Так как СПМ акустических сигналов были схожи визуально, то и их мультифрактальные спектры похожи, с той разницей, что для бездефектной зоны фрактальная размерность определена значением D_0=1,6090 (максимальная точка на мультифрактальном спектре) (рис. 3), а для дефектной области величиной D_0 =1,6356 (табл.1). Эти значения близки и не могут быть объективным критерием обнаружения дефекта в объекте исследования.

Таблица 1.Данные акустических сигналов и их мульти-фрактальных спектров

Номер дефекта	Максимальная амплитуда сигнала, A_m	Фрактальная размерность, D_0	Показатель неоднородности спектра, ΔD	Ширина мульти-фрактального спектра, S
1	0,037	1,6090	0,609	0,975
2	0,038	1,4732	0,423	1,065
3	0,148	1,4957	0,745	0,950
4	**0,295**	**1,6356**	**0,273**	**0,715**
5	0,140	1,6232	0,550	1,435



(а) (б)

Рис. 3. СПМ акустического сигнала в точке 1(а) и его мультифрактальный спектр (б)

Получено, что если сравнивать две точки (1 и 4), которые схожи по виду СПМ, по гистограмме распределения амплитудных значений акустического сигнала они значительно отличаются по мультифрактальному спектру – он монофрактальный. Это принципиальные качественные отличия в полученных диагностических акустических сигналах.

Таким образом, представленные результаты показывают связанность типа мультифрактального спектра с наличием дефекта или значительной неоднородности материала. Дефектным структурам отвечают сигналы с монофрактальной характеристикой мультифрактального спектра, что соответствует преобладанию условно низкочастотных составляющих в сигнале (в определенном диапазоне частот) по отношению к высокочастотным составляющим.

Литература

1. Якубович Б.И. О природе избыточного низкочастотного шума (обзор) Успехи прикладной физики, 2016, том 4, № 2 . С. 127-138
2. Разуменко Д. Низкочастотные шумы электронных компонентов как инструмент для диагностики внутренних дефектов. Компоненты и технологии. №9, 2008. С.168-174
3. Дьяконов В. Вейвлеты. От теории к практике. М.: СОЛОН-Р, 2002. 448 с.
4. Г.Хакен. Информация и самоорганизация. Макроскопический подход к сложным системам. М.:. КомКнига, 2005. 248 с.
5. Руманов Э.Н. Критические явления вдали от равновесия// Успехи физических наук. №1 (183), 2013. С.103-112
6. Akhmetkhanov R.S. The patterns of the power spectral density distribution of fractal and multifractal processes. Journal of Machinery Manufacture and Reliability.2018. Т. 47. № 3. С. 235-240.

УДК 669.13

ВЛИЯНИЕ ПРОЦЕССА ФЕРРИТИЗАЦИИ ДЕНДРИТОВ СЕРОГО ЧУГУНА НА ПРОЧНОСТЬ ТОНКОСТЕННЫХ ОТЛИВОК

EFFECT OF GREY IRON DENDRITES FERRITIZATION PROCESS ON STRENGTH OF THIN-WALLED CASTINGS

Барон А.А. – д.т.н, проф., **Палаткина Л.В** – к.т.н., доцент,
ФГБОУ ВО «Волгоградский государственный технический университет»
a_baron@mail.ru, lv.palatkina@yandex.ru

Abstract. For low-strength pearlite cast iron of SCh 18 grade, changes occurring in dendritic crystals of primary austenite when heated to temperatures not exceeding the critical point of A_{C1} were studied.

Key words: grey cast iron, dendrites of primary austenite, ferritization, decarburization, microhardness.

Аннотация. Для низкопрочного перлитного чугуна марки СЧ 18 изучены изменения, происходящие в дендритных кристаллах первичного аустенита при нагреве до температур, не превышающих критической точки A_{C1}.

Ключевые слова: серый чугун, дендриты первичного аустенита, ферритизация, обезуглероживание, микротвердость.

Особенности микроликвационного распределения элементов при кристаллизации чугуна закономерно сопровождаются прямой ликвацией углерода в жидкую фазу при одновременном вытеснении его из дендритов первичного аустенита ликвирующим в них кремнием [1, 2]. Дальнейшее $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение фиксирует в дендритных ветвях пониженную дисперсность перлита и при технологических или эксплуатационных нагревах в области ниже критических температур такая ликвационная поляризация первичной структуры чугуна создает термодинамические условия для образования в дендритах преимущественно феррита, что сопровождается снижением прочностных свойств чугунных отливок [3, 4].

Однако на основе композиционного подхода к первичной структуре серого перлитного чугуна (как к аналогу композиционного материала, армированного дискретными волокнами), в работе [5] нами показано, что происходящие при нагреве структурные изменения в дендритных кристаллах серого чугуна до конца не изучены. Также отсутствие информации об изменении свойств дендритных кристаллов в интервале между «100 % перлита» и «100 % феррита» затрудняет прогноз оценки надежности и эксплуатационного ресурса чугунных тонкостенных отливок ответственного назначения. Исследования в данном направлении способствуют поиску новых путей повышения качества чугунных деталей для современного машиностроения, что является актуальной научно-практической задачей.

В рамках настоящей работы ограничились рассмотрением перлитного чугуна марки СЧ 18, содержащего %, масс: углерод 3,26, кремний 1,48, марганец 0,95, сера 0,10, фосфор 0,14. Металлографический анализ первичной и вторичной структур серых чугуна, полученного ваграночным способом по штатной технологии в производственных условиях литейного цеха, проводили на шлифах, изготовленных из материала стандартных разрывных образцов выполненных по ГОСТ 24648-90 [6]. Заготовки в виде стержней ∅ 30 мм отливали в сырую песчано-глинистую форму. При этом осуществляли просмотр всей поверхности шлифа путём перемещения предметного столика микроскопа с исследуемым образцом и выбирали для анализа в плоскости шлифа наиболее типичные 3 - 5 полей зрения. Оценка вторичной структуры проводилась в соответствии с требованиями ГОСТ 3443-87 [7]. Для выявления перлитной структуры металлической основы проводили кратковременное травление в 4 % HNO_3. Количественные металлографические исследования определения объемной доли дендритных кристаллов

первичного аустенита $f_{ДК}$ выполняли методом секущих на микроскопе МЕТАМ ЛВ-41, при увеличении 100. Дендритные кристаллы первичного аустенита выявлялись с помощью кратковременного (6 – 10 с) травления в смеси борной (10 – 30 г) и серной (объём 100 мл) кислот, чередующегося с промывкой шлифа в проточной воде и его переполировкой.

С целью выбора температур нагрева, провоцирующих процессы ферритизации, рассчитали (по эмпирической формуле A_{C1} = 730 + 28 • (% Si) – 25 • (% Mn)[8]) для исследуемой композиции чугуна критическую температуру, которая составила 748 °С. Выбор критической температуры по номограмме [4] составил 776 °С.

На следующем этапе исследований одну из половинок стандартного разрывного образца после испытаний разделили на 5 равных частей и подобрав температуры (см. табл.) провели нагрев с целью изучения происходящих процессов в дендритных кристаллах первичного аустенита.

Таблица 1.Обоснование температуры нагрева для исследования структурных изменений в дендритных кристаллах

№ образца	Температура нагрева, $t_н$, °С	Обоснование выбора температуры *
1	300	Верхний интервал нагрева при низкотемпературной тепловой обработке, используемой для снятия напряжений тонкостенных чугунных корпусных отливок [4]
2	500	Предельно допустимая температура отжига для снятия напряжений для марок СЧ 15 – СЧ 20 [4, 9]
3	700	Температуры, максимально приближенные к температуре начала аустенизации металлической основы чугуна. A_{C1} приняли как среднюю после расчетов по различным методикам, представленным выше: (748 + 776) / 2 = 762 °С
4	725	
5	765	
* время выдержки 1 ч. с последующим охлаждением на спокойном воздухе в тигле		

Для предотвращения обезуглероживания, образцы, перед загрузкой в печь, обрабатывали в насыщенном водном растворе медного купороса, а при нагреве дополнительно защищали, помещая их в тигель с порошкообразным графитом.

Изменений в микроструктуре при нагреве образцов до температур 300 и 500 °С обнаружено не было. Структура металлической основы, как и в состоянии после литья, характеризовалась средним процентом площади, занятой пластинчатым перлитом (со средним расстоянием между пластинами цементита от 0,3 до 1,0 мкм) 95 – 98, а количество осажденного на графитовых кристаллах феррита эвтектической матрицы соответственно не превышало 5 %. При этом с увеличением температуры нагрева наблюдалось увеличение площади, занимаемой зернами перлита с наименьшей дисперсностью, в которых расстояние между пластинами цементита достигало 1,4 – 1,6 мкм, а изменений в количестве феррита не наблюдалось.

Нагрев образцов при температурах, максимально приближенных к субкритическим, спровоцировал дендритную ориентацию вторичной структуры, проявившуюся в ферритизации дендритных ветвей (рис. *1*) а перлит сохранился в металлической основе эвтектических ячеек. Следует отметить, что процесс обезуглероживания дендрита протекает последовательно, начинаясь в центре кристалла и постепенно распространяясь по всему его объёму.

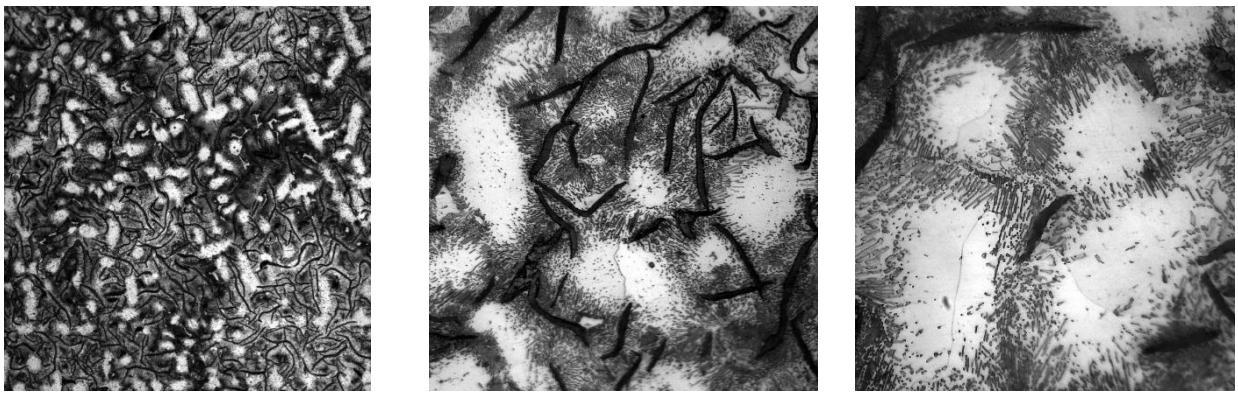


Рис. 1. Типичная микроструктура металлической основы (ферритизированные дендритные кристаллы первичного аустенита и перлитная эвтектическая матрица) после нагрева до 765 °С

С целью подтверждения металлографической оценки процессов ферритизации, по разработанной в работе [10] методике определяли микротвердость на приборе ПМТ-3 в зонах дендритных кристаллов и эвтектической матрицы, предварительно подвергнув шлифы травлению на первичную структуру. Результаты замеров представлены на рис. 3.

При сопоставлении полученных значений микротвердости с характерной микроструктурой [4] показано, что в состоянии литья в дендритных кристаллах наблюдается наряду с пластинчатым перлитом более твердый и более прочный собитообразный перлит.

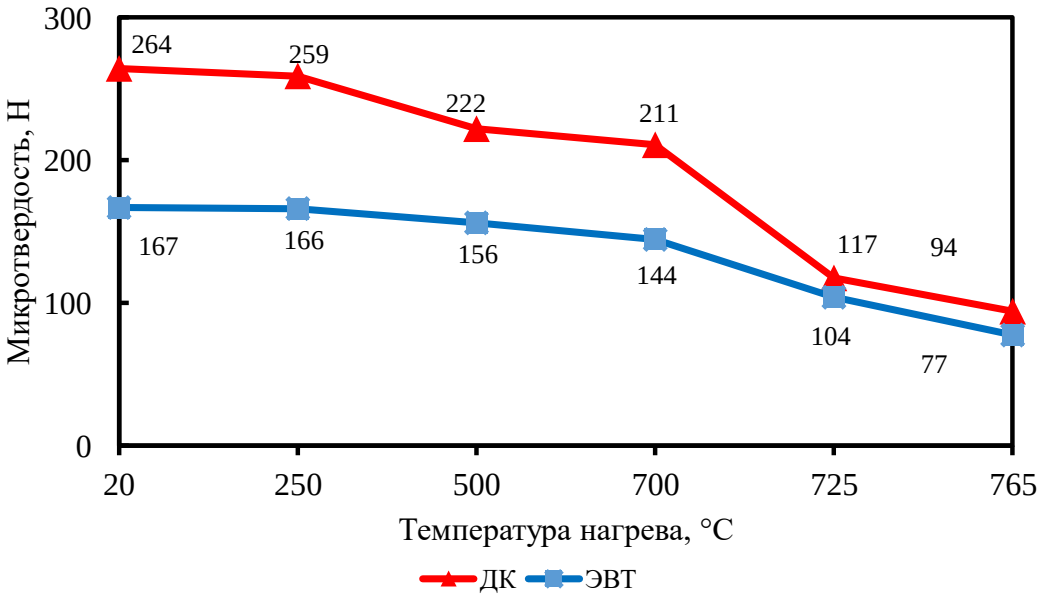


Рис. 2. Изменение значений микротвердости в зонах дендритных кристаллов и эвтектической матрице после проведения термических воздействий

Видимые изменения, фиксируемые металлографическим анализом как ферритизация, сопровождаются снижением значений микротвердости в зонах дендритных кристаллов вплоть до начала процесса фазового превращения. При этом происходит сближение значений микротвердости в зонах эвтектики и дендритных кристаллов, хотя полное совпадение не достигается. Это обусловлено образованием в зонах дендритных кристаллов легированного кремнием феррита [4].

Таким образом, в заключении следует отметить, что в серых чугунах, при проведении анализа микроструктуры металлической основы, ее целесообразно оценивать применительно к конкретным элементам структуры кристаллизации – дендритам и эвтектике, исходя из той роли, которую каждый из них играет в упрочнении композиции.

А также судя по полученным значениям микротвердости, для данного состава чугуна структурные изменения при нагреве в дендритных кристаллах до температур 725 °С и выше должны привести к существенному снижению прочности. На это указывает отношение значений микротвердости в зонах дендритных кристаллов в состоянии после литья и после нагрева до критических температур.

Литература

1. Ильинский, В. А. Закономерности микроликвации в железоуглеродистых сплавах и новые возможности литейной технологии / В. А. Ильинский, А. А. Жуков, Л. В. Костылева // Международный конгресс литейщиков МКЛ - 55. - М., 1988. – С. 1 - 11.
2. Ильинский В. А. Микроликвация кремния в железоуглеродистых сплавах / В. А. Ильинский, Л. В. Костылева // Металловедение и термическая обработка металлов. 1989. №12. - С. 39 - 43.
3. Ильинский В. А., Влияние дендритной ликвации на перлитно-ферритную структуру серого чугуна / В. А. Ильинский, Л. В. Костылева // Металловедение и термическая обработка металлов. 1987. №5. - С. 47 - 50.
4. Чугун: справочник / под ред. А. Д. Шермана, А. А. Жукова. М.: Металлургия , 1991 – 576 с.
5. Барон, А. А. Структурные изменения при нагреве в дендритных кристаллах серого чугуна / А.А. Барон, Л.В. Палаткина, М.С. Таранова, Д.Н. Гурулев // Известия ВолгГТУ. Сер. Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении. - Волгоград, 2020. - № 2 (237). - С. 76-80.
6. ГОСТ 24648-90 Чугун для отливок. Отбор проб и изготовление образцов для механических испытаний – М.: Издательство стандартов, 2004. – 9 с.
7. ГОСТ 3443–87. Отливки из чугуна с различной формой графита. Методы определения структуры. – М.: Стандартинформ, 2005. – 42 с.
8. Машиностроение. Энциклопедический справочник. Технология производства машин. Р.3 Т.7 / под. ред. В. М. Кована. М: МАШГИЗ, 1949 – 728 с.
9. Могутов Б.М., Термодинамика железоуглеродистых сплавов / Б.М. Могутов, И.А. Томилин, Л.А Шварцман. М.: Металлургия, 1972. - 328 с.
10. Барон, А.А. О расчётном прогнозировании прочности серого чугуна / А.А. Барон, Л.В. Палаткина // Известия ВолгГТУ. Сер. Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении. - Волгоград, 2018. - № 3 (213). - С. 91-94.

УДК 678

КОНТРОЛЬ КАЧЕСТВА КОМПОЗИТНЫХ ИЗДЕЛИЙ

QUALITY CONTROL OF COMPOSITES

Березин А.В.[1] **-** д.т.ф.м., проф.**, Майданов И.С.**[2] – инженер, **Смелов С.А.**[2] – инженер,
Гадолина И.В.[1] – к.т.н., старший научный сотрудник
[1]ИМАШ РАН
[2]АО «ОНПП «Технология» им. А.Г. Ромашина»
gadolina@mail.ru

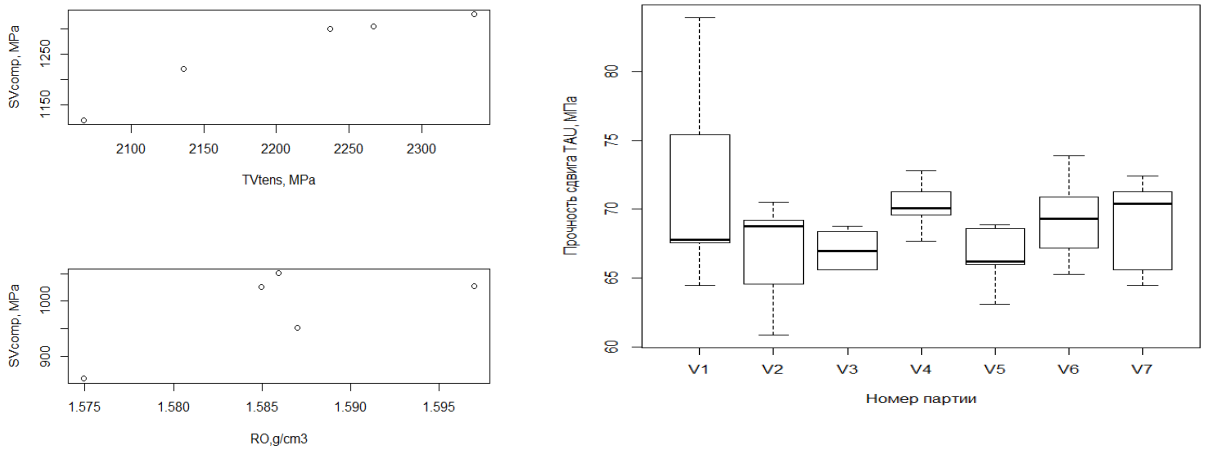
Abstract. According to the kanban (just in time) system, any production system needs continuous improvement. Possessing excellent mechanical properties, composite materials demonstrate a significant variation of properties (in particular, strength indicators). The composite manufacturing process is multi-stage and requires optimization after thoughtful consideration of the nuances. Exploratory data analysis was applied as a first step for this analysis. It serves as a basis for further experimental research, which it is desirable to carry out using the mathematical theory of experimental design. After the first stage of the study of the process, namely, the study of the statistical reproducibility of the technological process, in order to obtain more complete information about the process, it will be necessary to introduce additional influences on it.
Key words: polymer composite materials, strength, exploratory data analysis

Аннотация. В соответствии с системой канбан (точно в срок) любая производственная система нуждается в непрерывном совершенствовании. Обладая отменными механическими свойствами, композитные материалы демонстрируют при этом значительный разброс свойств (в частности, показателей прочности). Процесс производства композитов многоэтапный и требует оптимизации после вдумчивого рассмотрения нюансов. В качестве первого шага для такого анализа был применен разведочный анализ данных. Он является основой для дальнейших экспериментальных исследований, которые желательно проводить с использованием математической теории планирования эксперимента. После первого этапа исследования процесса, а именно, исследования статистической воспроизводимости технологического процесса, для получения более полной информации о процессе, потребуется вводить дополнительные воздействия на него.
Ключевые слова: полимерные композитные материалы, прочность, разведочный анализ данных

В задаче контроля качества полимерных композитных материалов (ПКМ), в которых в качестве основных несущих элементов используются высокопрочные углеродные материалы (наполнитель), а в качестве связующего применяется полимерная термореактивная эпоксидная смола (матрица) применяются современные методы контроля, включая ультразвуковую диагностику. Необходимо отметить, что показатели должны быть подтверждены в статистическом аспекте [1], при этом должны измеряться ряд характеристик: пределы прочности на сжатие и растяжение, сопротивление сдвигу, модуль Юнга и прочее. В настоящем исследовании были использованы инструменты РАД – разведочного анализа данных [2]. Далее приведены некоторые результаты по РАД применительно к контролю качества по выборочным партиям продукции.

Поля рассеивания. На Рис. 1 приведены поля рассеивания для некоторых характеристик одной из партий композитов изготовленных в 2019 году. Были рассмотрены 1) плотность; 2) предельная прочность при растяжении; 3) предельная прочность при сжатии. На рисунке прослеживается положительная корреляция экспериментальной прочности на растяжение и на сжатие, что не удивительно. Хотя теоретически известно, что повышение плотности приводит к увеличению прочности, для данной серии опытов корреляция не вполне однозначна, что может быть объяснено недостаточным числом опытов. Тем не менее, фактор повышения плотности следует иметь в виду в дальнейшем

при планировании эксперимента.



а *б*

Рис.1. а - поля рассеивания одной из партий композитов; б - диаграмма boxplot анализа выбросов

Диаграмма boxplot для анализа выбросов. Авторы [3] ранее отмечали, что параметрические методы отбраковки резко выделяющихся значений крайне неустойчивы к отклонениям от распределений от нормальности. В связи с этим в [3] применены непараметрические методы. На рис. 1б показана диаграмма boxplot (ящик с усами) в качестве примера одного из инструментов разведочного анализа. Значение 83.9 МПа в партии V1 является выбросом (что подтверждено также применением специального статистического критерия). Его исключение позволило повысить уровни значимости для всех распределений.

Факторы, влияющие на качество физико–механических показателей препрега в технологическом процессе. Список качественных и количественных факторов, возможно влияющих на прочность исследуемых материалов, должен быть составлен на основании мнения экспертов. Откликами, т. е. функциями, которые предстоит оптимизировать, служат прочность и ее рассеивание. Примерный список факторов, влияющих на показатели, приведен в таблице 1.

Таблица 1. Список производственных факторов

Изготовление препрега (влияющие факторы на стабильность тех. процесса)	Изготовление образцов
Температура и влажность в помещении. Плотность связующего в ванне и температура связующего. Температура в камере сушки. Зазор валов. Влияние сырья (при хранении) на результаты. Влияние % содержания связующего на результат (см Табл. 2)	Выкладка образцов (ручной труд) Автоклавное формование углепластика Измерение толщины плиты по точкам Прикрепление накладок для испытаний

Парадоксы входного контроля. Многочисленные дебаты о целесообразности входного контроля тесно связаны с проблемой поставщиков [4]. В России отношения между потребителями и поставщиками складывались на основе подозрительности, недоверия и поиске виноватых. Если в полной мере проверять сырье (поставки) на паспортные данные по ГОСТ, то получается:

- Удорожание продукции. Трата времени на испытания (7дней) и повторные испытание при несоответствии ТУ или ГОСТ (7 дней+ удвоенное количество образцов).
- Проведенные сравнения измерений на начальных образцах с результатами, заложенными производителем, налагает определенные требования к метрологическим характеристикам поставщика и потребителя на образцы, материалы, оборудование.

Из-за входного контроля часто тратится время на подтверждение заложенных характеристик поставщиком. Если образцы не проходят испытаний с первого раза то, проводится повторной контроль на удвоенном количестве. Из-за этого увеличивается количество образцов, увеличивается число материала, используемого на образцы, повышается время персонала, занятого повторными испытаниями, требуется дополнительная работа оборудования. Современным является отказ от принципа: числом поболее, ценою подешевле. Повторные испытания дорого обходятся предприятию. Поставщик должен быть надёжный и желательно, это должен быть изготовитель для возможности корректировки техпроцесса.

В таблицах 2 и 3 показаны результаты входного контроля по условной партии продукции №1, проведенного на предприятии-заказчике. В таблице 2 приведен анализ препрега (заготовки для изготовления композита) пропитанного эпоксидным связующим. Помимо этого, образцы партии №1 испытывали на компонентный состав отвержденного углепластика, что отраженно в таблице 3:

Таблица 2. Анализ препрега (партия №1)

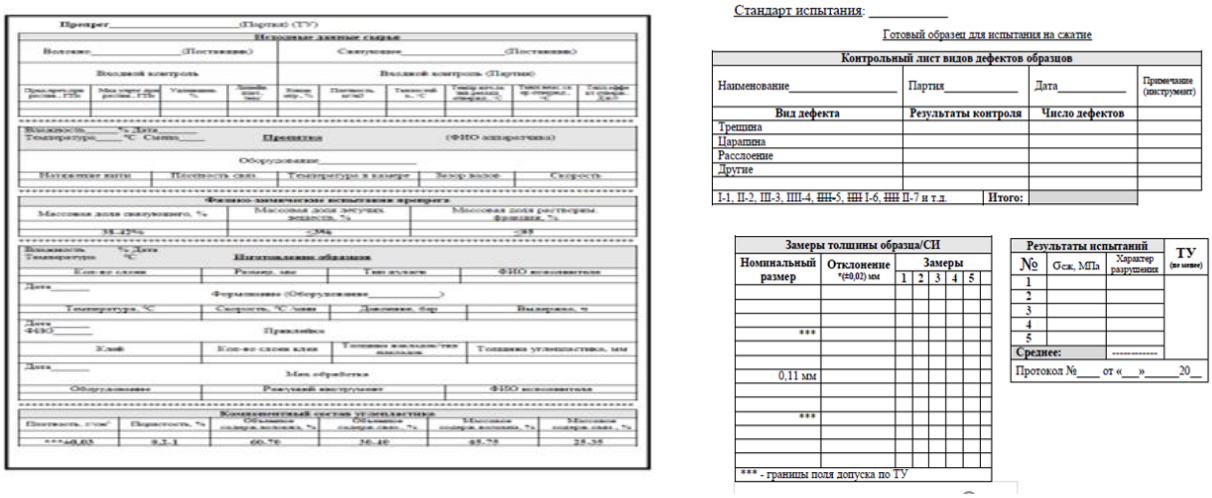
	Показатели		
№ катушки	Содержание лету-чих веществ, %	Содержание связующего, %	Массовая доля растворимой фракции связующего
1	1.05	40,25	98,73
2	1,57	39,56	99,86
3	1,78	41,13	97,58
Требования ТУ	<3%	38-42%	<95%

Таблица 3. Компонентный состав отвержденного углепластика

№ n/n	Контролируемые показатели	Результаты испытаний	Требование ТУ
1	Кажущаяся плотность г/см3	1,600	1,58-1,62
2	Пористость %	0,3	0,2-1,0
3	Объёмное содержание волокна%	67,2	60-70
4	Объёмное содержание связующего %	32,5	30-40
5	Массовое содержание волокна%	74,8	65-75
6	Массовое содержание связующего%	25,2	25-35

Из таблиц 2 и 3 видно, испытания входного контроля подтвердили соответствие всех показателей катушек партии №1 требованиям ТУ, что означает, что входной контроль в данной ситуации является избыточным.

Контрольный лист. Это название формы для сбора и регистрации данных [5]. Контрольный лист —это инструмент, предназначенный для облегчения процесса сбора данных и их упорядочения с целью облегчения дальнейшего использования (обработки) собранной информации. Это бумажный бланк с заранее напечатанными таблицами, формами, рисунками для контролируемых параметров. На рисунке 2 приведены примеры контрольных листов.



Стандарт испытания: _____

Готовый образец для испытания на сжатие

Контрольный лист видов дефектов образцов			
Наименование _____	Партия _____	Дата _____	Примечание (инструмент)
Вид дефекта	**Результаты контроля**	**Число дефектов**	
Трещина			
Царапина			
Расслоение			
Другие			
I-1, II-2, III-3, IIII-4, ~~IIII~~-5, ~~IIII~~ I-6, ~~IIII~~ II-7 и т.д.		**Итого:**	

Замеры толщины образца/СИ						
Номинальный размер	**Отклонение** *(±0,02) мм	**Замеры**				
		1	2	3	4	5
***						
0,11 мм						
***						
*** - границы поля допуска по ТУ						

Результаты испытаний			ТУ (не менее)
№	σсж, МПа	Характер разрушения	
1			
2			
3			
4			
5			
Среднее:		----------	
Протокол №____ от «___»_____20__			

Рис.2 Контрольные листы

Выводы. Прочностные свойства композитов зависят от многих факторов и подвержены значительному по сравнению с металлами разбросу. В соответствии с системой канбан, был проведен предварительный анализ производственного процесса. Применение инструментов разведочного анализа (поля рассеивания, ящик с усами) позволило выявить некоторые особенности показателей прочности композитов. Дополнительные усилия должны быть направлены на то, чтобы обеспечить качественное проведение испытания по определению показателей прочности - предельного напряжения сжатия при статике. Дальнейший анализ предполагает применения контрольных карт для анализа общих и специальных причин вариации [2]. В соответствии с принципами современного менеджмента, желательно по возможности избегать (сокращать) входной контроль.

Литература

1. Березин А.В. и др. Применение углепластиковых композиционных материалов в агрегатах планера гражданских самолетов ПАО «Туполев»/ Проблемы машиностроения и автоматизации 2016, №3, С. 4-9.
2. Адлер Ю., Шпер В. Практическое руководство по статистическому управлению процессами. «Альпина Паблишер», 2019. 320 с.
3. Лисаченко Н.Г., Попов А.Г., Думанский А.М. Принятие решений при расчете статистически обоснованных характеристик полимерных композиционных материалов на этапе анализа выбросов/Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2018. Том.84. № 5. С. 74-80.
4. Адлер Ю.П. Возлюбите своих поставщиков. - В сб.: Поставщик и потребитель. - М.: РИА "Стандарты и качество", 2000. - 128 с.; С. 6-34. https://www.lobanov-logist.ru/library/all_articles/54258/
5. Зайнетдинов Р.И. Менеджмент качества. Часть 2. Семь простых статистических инструментов качества. Москва, 2018. 36 с.

УДК 621.891.22

ОПРЕДЕЛЕНИЕ СВОЙСТВ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ АДДИТИВНЫМИ ЛАЗЕРНЫМИ ТЕХНОЛОГИЯМИ

DETERMINATION PROPERTIES OF CERMET COATINGS OBTAINED BY ADDITIVE LASER TECHNOLOGIES

Бирюков В.П. – к.т.н., в.н.с.
Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН (ИМАШ РАН)
laser-52@yandex.ru

Abstract. The paper presents the results of metallographic and tribological studies of 40Kh steel and multicomponent coating (Ni-Cr-B-Si, Co-Cr-W-Ni-B-Si) with the addition of 5 and 10 vol.% nano-tungsten carbide powder to the charge. the regularities of changes in the friction coefficients from pressure, sliding speed, jamming load from sliding speed and wear intensity of steel and surfaced coatings are Shown.
Key words: laser surfacing, microhardness, wear intensity, jamming load, coefficient of friction.

Аннотация. В работе представлены результаты металлографических и трибологических исследований стали 40Х и многокомпонентного покрытия (Ni-Cr-B-Si, Co-Cr-W-Ni-B-Si) с добавлением в шихту нано порошка карбида вольфрама (WC) 5 и 10 об.%. Показаны закономерности изменения коэффициентов трения от давления, скорости скольжения, нагрузка заедания от скорости скольжения и интенсивности изнашивания стали и наплавленных покрытий.
Ключевые слова: лазерная наплавка, микротвердость, интенсивность изнашивания, нагрузка заедания, коэффициент трения.

Введение. В современном машиностроительном производстве важную роль занимают аддитивные лазерные технологические процессы. Эксперименты по наплавке проводились с использованием IPG волоконного лазера мощностью 4 кВт. Оптическая головка с коаксиальным соплом перемещалась 6-осевой роботизированной системой [1]. В качестве подложки использовали образцы из низкоуглеродистой стали с размерами 100 × 45 × 45 мм. Для лазерной наплавки применяли композиционный порошковый материал, содержащий сферические частицы стали Н13 размером 50 – 150 мкм и колотый карбид титана (TiC) 30, 40, 50, 60,70 и 80% от состава шихты размером 60 – 150 мм. Общая норма подачи порошка составляла 9-10 г/мин. Типичными технологическими параметрами, использованными при наплавке были плотность мощности лазера 180-220 Вт/мм^2, диаметр пятна 4 мм и скорость перемещения 0,2-0,3 м/мин. Кроме того, использовался защитный газ аргон, при расходе 10 л / мин. Первый слой наплавляли порошком Н13. Самая высокая средняя твердость композита TiC/H13 составляет 1365 HV при 80% TiC, что более чем в два раза больше, чем твердость подложки Н13 - 644 HV. С увеличением содержания TiC средняя твердость возрастает. Так при 30% TiC в составе шихты средняя твердость наплавленных слоев – 787 HV.

Для лазерной наплавки порошка WC-10Co-4Cr с размером частиц 11 - 45 мкм использовали плоские образцы стали AISI-SAE 1020 с размерами 76 × 25 × 6 мм [2]. Обработку выполняли с использованием 4кВт Yb: YAG лазерной системы Trumpf TruDisk 6002, оснащенной порошковым питателем, лучом диаметром 3,8 мм с длительностью импульса 0,014 с и частотой 50 Гц. Плотность энергии лазерного луча составляла 24,32 и 39 Дж/мм^2 при скорости его перемещения 10 мм/с. Результаты металлографии показали, что при значении энергии 24 Дж/ мм^2 пористость составляла около 11%, в то время как перемешивание покрытия с основой на уровне 15%. Увеличение плотности энергии снижает пористость до 4% и увеличивает перемешивание до 25%. Максимальное значение микротвердости 1200 HV получено при плотности энергии 24 Дж/мм^2. С увеличением

плотности энергии размер зерна увеличивается, а микротвердость падает до 1000 HV.

Наплавку образцов из стали SS 304 с размерами 50×25×6 мм производили порошками инконель 718 и TiC с размером частиц 43-100 мкм и 5-20 мкм соответственно[3]. Первую партию образцов с предварительно нанесенным покрытием с использованием связующего вещества толщиной 1 мм наплавляли при мощности излучения 1200 Вт, скорости перемещения 200-1200 мм/мин, диаметром лазерного пятна 3 мм. Содержание карбида титана в шихте для наплавки составляло 30, 50 и 70%. Вторую партию образцов обрабатывали с использованием порошкового питателя, по следующим режимам: расход порошка 8 – 28 г/мин, диаметр лазерного луча 2,2 мм, мощность излучения 400 – 1200 Вт. Установлено, что продолжительность жизни расплавленной ванны в диапазоне $0,25 < \tau \leq 0,45$ с приводит к хорошему качеству наплавленных валиков. Более длительное время жизни расплава выше 0,45 с, ведет к полному разложению частиц TiC.

Плита нержавеющей стали 304 с размерами 160 × 80 × 10 мм использована в качестве подложки для лазерной наплавки спеченного композитного порошка WC-12Co с размером сферических частиц 125-180 мкм [4]. Обработку выполняли на лазерной системе (LMD8060), содержащей диодный лазер фирмы Laserline LDF 3.000-60. Использовали следующие режимы: мощность излучения 900, 1100, 1300, 1500, 1700 и 1900 Вт, скорость перемещения луча 500 мм/мин, диаметр лазерного пятна 2 мм, расход порошка 0,5 г/мин, коэффициент перекрытия дорожек 50%, толщина наплавленного слоя за три прохода 2 мм. Трибологические испытания покрытий, при комнатной температуре, проводили по схеме диск (наплавленный образец) – шар (Al_2O_3 диаметром 6 мм), на трибометре (ТНТ−1000), в условиях трения без смазочного материала. Скорость скольжения составляла 0,2 м/с, путь трения 200 м. Каждый образец был испытан в течение 20 мин под нагрузкой 5 Н. Микротвердость, первого наплавленного слоя, увеличивалась от подложки, и достигала 1000-1200 HV0.3 у его поверхности, и была примерно в 6 раз выше среднего значения микротвердости материала основы. Микротвердость второго и третьего слоев также увеличивалась с 1200-1400 до 1500-1600 HV0.3. Покрытие, полученное при мощности лазера 1500 Вт, имело самый низкий коэффициент трения 0,55 и скорость износа $(2,15\pm0,31)\times10^{-7}$ мм^3/(Нм).

Целью работы является определение трибологических характеристик многокомпонентных покрытий с добавлением нано порошка карбида вольфрама.

Оборудование и методы исследований. В экспериментальных исследованиях использовали лазерную систему коллективного центра ИМАШ РАН. Образцы изготавливали из стали 40Х размерами 15×20×70 мм. Для изготовления шихты выбраны порошки на основе никеля ПР-НХ13СР3 и кобальта ПР-КХ30Н6ВСР в соотношении 2:1 соответственно с размером частиц 40-150 мкм. Порошок нано карбида вольфрама WC с размером частиц 40-100 нм. Состав порошков можно представить в виде (Ni-Cr-B-Si, Co-Cr-W-Ni-B-Si) + WC 5 и 10 об.%. Шликерные покрытия наносили толщиной 0,85-1,0 мм. В качестве связующего материала использовали водный раствор оксиэтилцеллюлозы. Металлографические исследования наплавленных покрытий выполняли на микротвердомере ПМТ-3 при нагрузке 0,98 Н, металлографическом микроскопе Альтами МЕТ 1С и цифровом микроскопе AM413ML. Структура и химический состав наплавленных слоев исследовались на сканирующем электронном микроскопе TESCAN VEGA 3 SBH с системой энергодисперсионного анализа с применением режимов отраженных и вторичных электронов. Для определения трибологических характеристик наплавленных образцов проводили испытание при нормальной температуре по схеме плоскость (наплавленный образец) – кольцо (сталь 50ХФА, 49-52). Скорость скольжения и давление на образец изменялись дискретно в интервале 0,25–3,0 м/с и 1–5 МПа соответственно. В качестве смазочного материала использовали масло ТП22С.

Варьируемыми параметрами были выбраны мощность излучения *P*=700–1000 Вт,

скорость обработки V=7–10 мм/с и диаметр пучка d=2,5-3,5 мм. В качестве дополнительного фактора рассматривалось сканирование луча с фиксированной частотой f=225 Гц. Для построения математических моделей при выполнении полного факторного эксперимента (ПФЭ) в качестве откликов системы рассматривались высота Н и ширина В наплавленных валиков. В таблице 1 представлены уровни факторов эксперимента.

Таблица 1. Уровни факторов эксперимента

Фактор z_i	Верхний уровень фактора z_i^+	Нижний уровень фактора z_i^-	Центр плана z_i^0	Интервал варьирования λ_i	Зависимость кодированной переменной от натуральной
P (Вт)	1000	700	850	150	$x_i = \frac{P_i - 850}{150}$
V (мм/с)	9	7	8	1	$x_i = V_i - 8$
d (мм)	3,5	2,5	3	0,5	$x_i = \frac{d_i - 3}{0,5}$

Поскольку выполнялся ПФЭ 2^3, количество экспериментов составило 8 для каждой серии. Уравнение регрессии имеет вид:

$$y = b_0 + b_1x_1 + b_2x_2 + b_3x_3 + b_{13}x_1x_3 + b_{13}x_1x_3 + b_{23}x_2x_3 + b_{123}x_1x_2x_3 \quad (1)$$

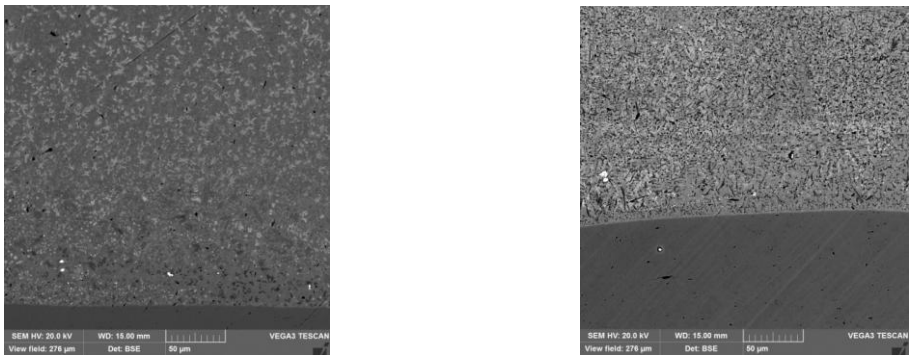
где:

y – отклик системы;

x_i - уровни факторов;

b – коэффициенты уравнения регрессии.

Результаты экспериментальных исследований. Лазерная наплавка образцов выполнялась на оптимальных режимах расфокусировнанным лучом и с поперечными колебаниями луча по нормали к вектору скорости лазерной обработки. На рис. 1(а, б) представлены микрошлифы наплавленных дорожек с содержанием нано карбида вольфрама 10 об. % с размерами 0,87×2,34 мм, твердостью (980-1040 HV), и 0,83×3,56 мм - (1030-1120HV), полученных расфокусированным лучом и сканирующим с частотой 225 Гц лучом соответственно.



а *б*

Рис. 1. Микроструктуры наплавленных покрытий с содержанием нано карбида вольфрама 10 об. %: а – наплавка расфокусированным лучом; б – наплавка сканирующим лучом.

Зона проплавления основы при обработке расфокусированным лучом и сканирующим лучом составила 189 и 86 мкм соответственно. Площадь поперечного сечения единичного наплавленного слоя при сканировании луча в 1,57 раза больше, чем при наплавке расфокусированным лучом.

Уравнение для определения высоты валика без сканирования, H имеет вид:

$$H = 888125 + 0{,}119375x_1 - 0{,}081875x_2 + 0{,}078125x_3 - 0{,}010625x_1x_2 - 0{,}016875x_2x_3 + 0{,}009375x_1x_2x_3 \quad (2)$$

Высота валика при наплавке с поперечными колебаниями луча, *Hc*:

$$Hc = 0{,}93375 + 0{,}09625 - 0{,}02625x_2 + 0{,}02375x_3 + 0{,}01625x_1x_3 - 0{,}07625x_2x_3 - 0{,}04875x_1x_2x_3 \quad (3)$$

Ширина наплавленного валика без сканирования луча, *B*:

$$B = 1{,}7125 + 0{,}235x_1 - 0{,}15x_2 + 0{,}0475x_3 - 0{,}1075x_1x_2 - 0{,}045x_1x_3 - 0{,}065x_2x_3 \quad (4)$$

Ширина наплавленных валиков с поперечными колебаниями луча *Bc*:

$$Bc = 3{,}61625 + 0{,}35875x_1 - 0{,}37875x_2 + 0{,}07125x_3 - 0{,}03125x_1x_2 + 0{,}21375x_1x_3 + 0{,}15625x_2x_3 \quad (5)$$

По уравнениям регрессии (2-5) проведены расчеты, которые сопоставлены с результатами эксперимента. Расчетные значения отличаются от фактических значений глубины и ширины зон закалки не более чем на 3,14%.

Для зависимостей типа *H (P,V), B (P,V)* построены сравнительные поверхности с помощью программы MsExcel (рис. 2) при диаметре пятна 2,5 мм.

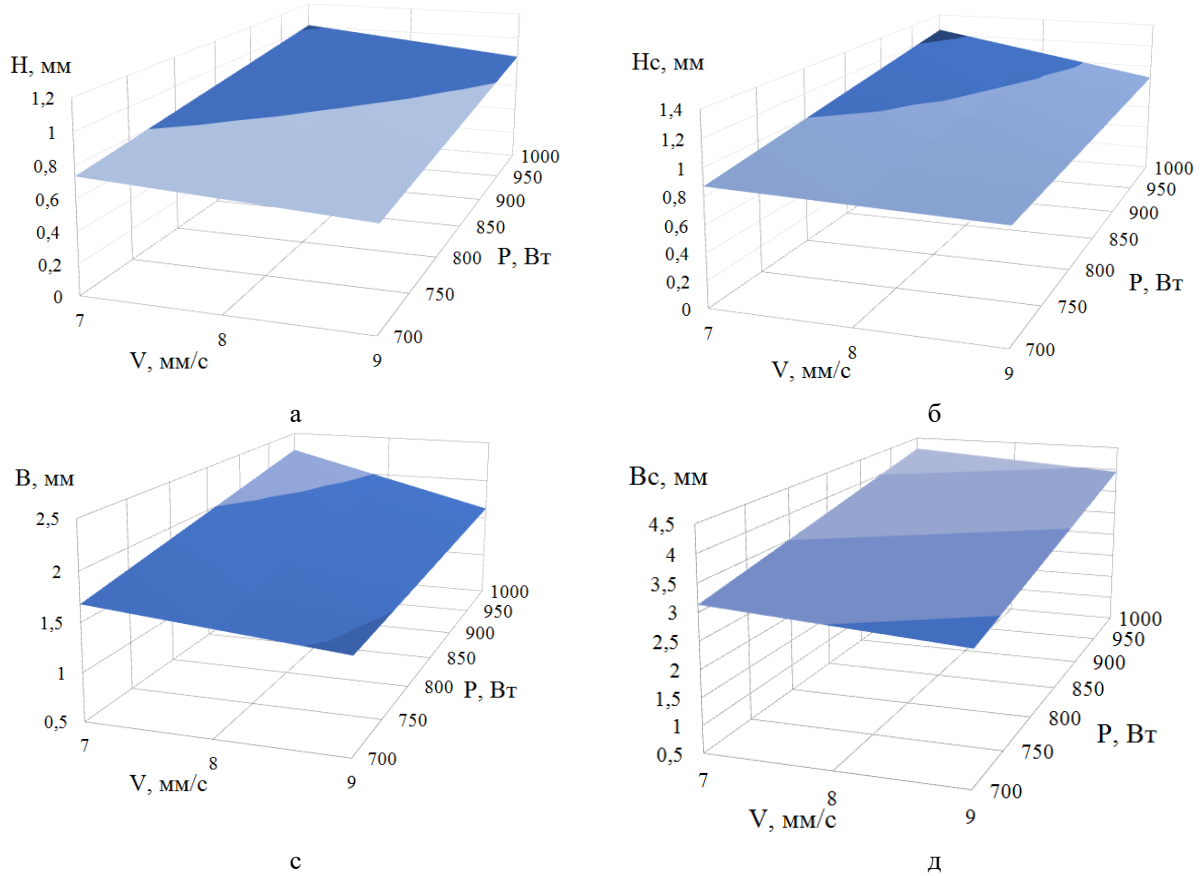
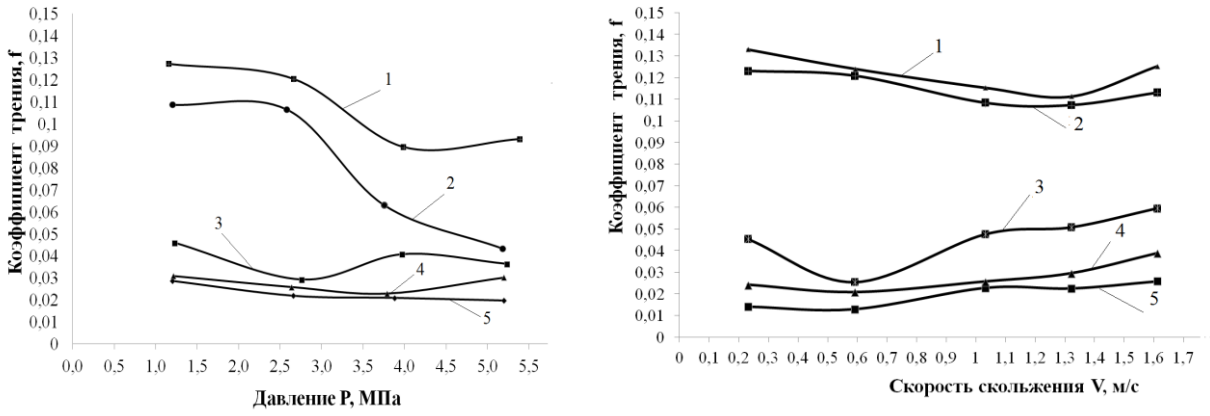


Рис. 2. Зависимость высоты (а, б) и ширины (в, г) наплавленных валиков от скорости и мощности обработки при диаметре луча 2,5 мм: а и в –расфокусированным лучом, б и г сканирующим лучом

Превалирующее влияние на геометрические параметры наплавленных валиков имеет мощность излучения. С увеличением мощности растут ширина и высота наплавленных дорожек. С ростом скорости перемещения глубина и ширина валиков уменьшается. С увеличением дефокусировки лазерного излучения глубина и ширина валиков растет.

Одной из важнейших характеристик узлов трения является низкий коэффициент трения, который влияет на показатели расхода топлива и смазочных материалов при эксплуатации транспортной техники. Как правило, пары трения с низким коэффициентом трения имеют более высокую нагрузку заедания.

Одной из важнейших характеристик узлов трения является низкий коэффициент трения, который влияет на показатели расхода топлива и смазочных материалов при эксплуатации транспортной техники. Как правило, пары трения с низким коэффициентом трения имеют более высокую нагрузку заедания. Зависимость коэффициентов трения стали 40Х в улучшенном и закаленном состоянии и наплавленных покрытий представлена на рис. 3.



а б

Рис. 3. Зависимость коэффициентов трения от давления (а) и скорости скольжения (б): 1 – Сталь 40Х (250-296HV), 2 – Сталь 40Х (450-510HV), 3 - Ni-Cr-B-Si, Co-Cr-W-Ni-B-Si (750-860HV), 4- (Ni-Cr-B-Si, Co-Cr-W-Ni-B-Si) + 5 WC об.% (850-970HV),, (Ni-Cr-B-Si, Co-Cr-W-Ni-B-Si) + 10 WC об.% (890-1270HV)

С увеличением нагрузки с 1,2 до 4,0 МПа на улучшенные и закаленные образцы стали 40Х коэффициент трения падает с 0,13 и 0,11 до 0,1 и 0,07 соответственно. При дальнейшем увеличении нагрузки для улучшенного образца коэффициент трения возрастает, а для закаленного продолжает снижаться до 0,048. Коэффициент трения для многокомпонентного покрытия изменяется в пределах 0,03-0,043. Минимальный коэффициент трения 0,01-0,02 получен на покрытии с добавками 10 об. % нано порошка WC. С увеличением скорости скольжения от 0,25 до 1,35 м/с, при нагрузке 2,0 МПа, коэффициент трения для стали 40Х уменьшается с 0,12-0,13 до 0,1-0,11. При дальнейшем увеличении скорости до 1,6 м/с незначительно увеличивается. Для наплавленных покрытий в интервале 0,6-1,6 м/с коэффициент трения плавно возрастает.

На рис. 4 приведены закономерности изменения нагрузки заедания от скорости скольжения. Улучшенные и закаленные образцы стали 40Х уступают наплавленным многокомпонентным покрытиям и с добавлением порошка нано карбида вольфрама. При давлении 5,5 МПа заедание наступает на скорости в 3-5 раз и 0,25-2 раза меньшей для улучшенного и закаленного образца стали 40Х, по сравнению с наплавкой многокомпонентным покрытием и с добавками 10 WC объемных процентов соответственно.

На рис. 5 показаны интенсивности изнашивания образцов стали 40Х с различной термической обработкой и наплавленных покрытий. Износостойкость, величина обратная интенсивности изнашивании, возрастает для многого компонентного покрытия на 25 и 30% и 57 и 62% по сравнению с закаленной и улучшенной сталью 40Х с добавкой в шихту 5 и 10 объемных процентов нано порошка WC соответственно.

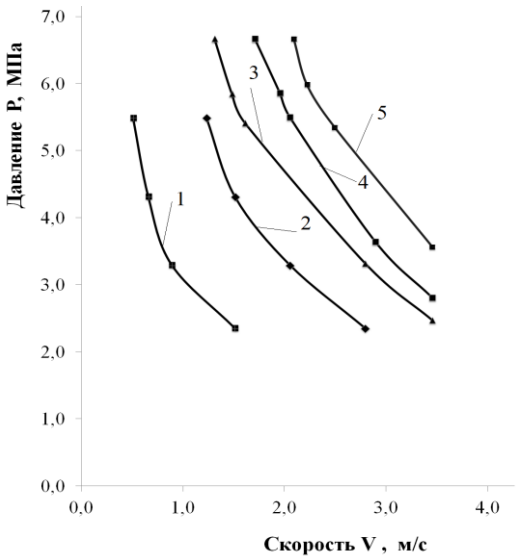


Рис. 4. Зависимость нагрузки заедания от скорости скольжения: 1 – Сталь 40Х (250-296HV), 2 – Сталь 40Х (450-510HV), 3 - Ni-Cr-B-Si, Co-Cr-W-Ni-B-Si, 4- (Ni-Cr-B-Si, Co-Cr-W-Ni-B-Si) + 5 WC об.% (850-970HV), 5 - (Ni-Cr-B-Si, Co-Cr-W-Ni-B-Si) + 10 WC об.% (890-1270HV)

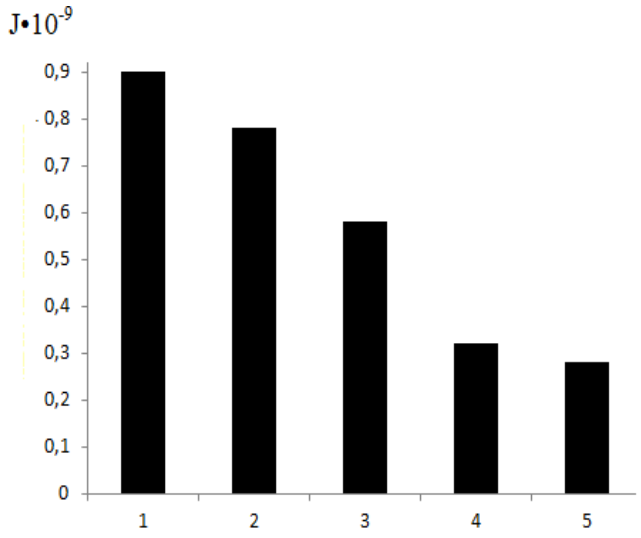


Рис. 5. Интенсивности изнашивания образцов: 1 – Сталь 40Х (250-296HV), 2 – Сталь 40Х (450-510HV), 3 - Ni-Cr-B-Si, Co-Cr-W-Ni-B-Si 4- (Ni-Cr-B-Si, Co-Cr-W-Ni-B-Si) + 5 WC об.% (850-970HV), 5 - (Ni-Cr-B-Si, Co-Cr-W-Ni-B-Si) + 10 WC об.% (890-1270HV)

Выводы. Разработана технология лазерной наплавки многокомпонентных покрытий с добавками нано карбида вольфрама 5 и 10 об.%. Износостойкость этих покрытий была выше закаленной и улучшенной стали 40Х на 25-30% и 57– 62% соответственно. При скорости скольжения 2,5 м/с давление заедания наплавленных покрытий с нано карбидами было в 2,2-2,5 раза выше, по сравнению с закаленной сталью 40Х. Покрытия с нано карбидами вольфрама имели коэффициенты трения 0,01-0,02.

Литература

1. Chen H., et al. Coarse TiC particles reinforced H13 steel matrix composites produced by laser cladding // Surface and Coatings Technology. 2020. 395. 125867 DOI: 10.1016/j.surfcoat.2020.125867.
2. López-Baltazar E. A., et al. Effect of the Average Energy on WC Grain Growth of WC-10Co-4Cr Composite by Laser Cladding // Metals. 2019. 9. P.1245 - 1257. DOI: 10.3390/met9121245.
3. Muvvala G., Mullick S., Nath A.K. Development of process maps based on molten pool thermal history during laser cladding of Inconel 718/TiC metal matrix composite coatings // Surface and Coatings Technology. 2020. DOI: 10.1016/j.surfcoat.2020.126100.
4. Miao H. U., et al. Microstructure and properties of WC−12Co composite coatings prepared by laser cladding //Transaction Nonferrous Metals Society of China. 2020. 30. P.1017−1030. DOI: 10.1016/S1003-6326(20)65273-6.

УДК 621.891.22

ВЛИЯНИЕ ЛАЗЕРНОЙ ЗАКАЛКИ СТАЛИ НА РЕСУРС РАБОТЫ УЗЛОВ ТРЕНИЯ

INFLUENCE OF LASER STEEL QUENCHING ON THE SERVICE LIFE OF FRICTION UNITS

Бирюков В.П. - к.т.н., в.н.с., **Савин А.П.** - м.н.с., **Принц А.Н.** - м.н.с.
Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН (ИМАШ РАН)
laser-52@yandex.ru

Abstract. This paper presents the results of metallographic and tribological studies of 65Mn steel samples with laser and bulk quenching. A full factorial experiment was performed that allowed calculating the depth and width of the quenching zones with an error of no more than 3.28%. It is shown that laser hardening reduces the friction coefficients by 2-3 times and increases the jamming load compared to bulk steel quenching.
Key words: laser hardening, microhardness, coefficient of friction, jamming load, wear intensity

Аннотация. В работе представлены результаты металлографических и трибологических исследований образцов стали 65Г с лазерной и объемной закалкой. Проведен полный факторный эксперимент позволивший производить расчет глубины и ширины зон закалки с погрешностью не более 3,28%. Показано, что лазерное упрочнение снижает коэффициенты трения в 2-3 раза и повышает нагрузку заедания по сравнению с объемной закалкой стали.
Ключевые слова: лазерное упрочнение, микротвердость, коэффициент трения, нагрузка заедания, интенсивность изнашивания

Введение. Образцы стали 44MnSiVS6 в виде дисков толщиной 10 мм и диаметром 110 мм с шероховатостью поверхностью Ra 0,5 - 1 мкм упрочняли с помощью волоконной лазерной системы фирмы IPG Photonics [1]. Максимальная мощность лазера составляла 3000 Вт, скорость перемещения луча 100 мм/с. Обработку производили тремя видами лазерного пятна. Круглой формы диаметром 4 мм, с Гауссовым распределением энергии излучения. Пятном прямоугольной формы 4×4 мм с равномерным распределением энергии и прямоугольной формы 4×4 мм с 16 точками излучения, суммарной потерей мощности 37.9% от круглого пятна. Глубина, ширина и микротвердость по глубине зон упрочнения стали, составили 0,4×1,6 мм, 5800-8000 МПа, 0,3×1,4 мм, 4200-7300 МПа, 0,2×1,1 мм, 3800-7200 МПа для круглого, прямоугольного и точечного пятен соответственно. Обработка круглым лазерным лучом привела к остаточным напряжениям сжатия до -506 МПа в зоне закалки на глубину 400 мкм.

Лазерная обработка поверхности проводилась на образцах порошковой углеродистой стали, содержащих 1% углерода ПА - ЖГр с пористостью 4%, 8% и 10%, а также для сравнения стали У10 [2]. Порошки смешивали в смесителе со смещенной осью вращения, прессование проводили в пресс-форме под давлением 400 МПа, затем отжигали в вакуумной печи при температуре 900 ^{0}С, повторно уплотняли в пресс-форме под давлением 500 или 550 МПа и, наконец, спекали в вакууме при температуре 1150 ^{0}С. Лазерная обработка поверхности проводилась на образцах в виде параллелепипедов размером 25×25×200 мм с использованием промышленной аддитивной машины Optomec LENS 850-R с волоконным лазером мощностью 1 кВт в аргоне. Диаметр пятна лазерного луча при лазерной обработке принимали равным 1,5; 2;2,5 и 4 мм. Мощность лазерного излучения составляла 251-502 Вт, скорость перемещения луча 8-12 мм/с. В отличие от стали У10, в порошковых сталях анализ микроструктуры позволил разделить область упрочнения на 4 зоны: I - плавления с пониженной пористостью, II- плавления с начальной пористостью, III- отверждения из твердого состояния, IV-основа. Структура в зонах I и II мартенситная микротвердость высокая, до 1000 HV0. 05. Пористость не влияет

на микротвердость поверхностного слоя, однако она влияет на глубину упрочнения, которая больше при меньшей пористости, а для образца стали У10 глубина упрочнения соответствует глубине зоны термического воздействия.

Для лазерного упрочнения использовали образцы стали AISI 1538MV диаметром 66 мм, толщиной 5 мм с твердостью 23,31 ± 1,75 HRC [3]. Лазерная термическая обработка выполнялась на диодном лазере Laserline LDF 10.00-100 с максимальной мощностью излучения 10 кВт, с трех координатной и угловой системой управления луча с диаметром 3,5 мм, с линейной скоростью 168 мм/с. Твердость поверхности образцов составила 51,5 ± 2,5 и 52,7 ± 1HRC, соответственно, после лазерной и объемной закалки. Глубина зоны лазерного упрочнения составляла 760 мкм. Испытания на трение и износ выполняли в соответствии с ASTM G99 на трибометре CSM, S/N 18-259 по схеме диск-шар (WC 5мм, 1500 HV). Использовались следующие параметры испытаний: нагрузка 5 Н, скорость скольжения 0,10 м/с, путь трения 100, 200, 300 и 500 м, радиусы колеи 4, 6, 8 и 10 мм. Образец исходной стали показал постоянный средний коэффициент трения скольжения 0,37 на дистанции 200 м, а затем эта величина значительно возросла до 0,45 на пути трения 500 м. Образец с лазерной закалкой показал самый низкий коэффициент трения 0,295 для расстояний скольжения 100 и 200 м, а затем коэффициент трения увеличился до 0,361 для пути трения 300 и 500 м. Глубина лунки износа составила 540, 430 и 385 мкм для исходной, объемно закаленной и упрочненной лазером стали соответственно.

Материалы и методы исследования. Лазерную обработку образцов стали 65Г с размерами 12×20×70 мм выполняли на технологическом комплексе коллективного центра ИМАШ РАН. В качестве варьируемых параметров были выбраны мощность излучения *P*=700–1000 Вт, скорость обработки *V*=7–10 мм/с и диаметр пучка *d*=3,6-5,0 мм. В качестве дополнительного фактора рассматривалось сканирование луча с фиксированной частотой *f*=226 Гц. Использовалось устройство резонансного типа с упругим элементом, на котором закреплено зеркало. Металлографические исследования наплавленных покрытий проводились на микротвердомере ПМТ-3 при нагрузке 0,98 Н, металлографическом микроскопе и цифровом микроскопе AM425. Трибологические испытания проводили по схеме плоскость (термоупрочненный лазерным лучом образец) – втулка, сталь 40Х (49-52 HRC). Скорость скольжения и давление на образец изменялись дискретно в интервале 0,5–3,5 м/с и 1–5 МПа соответственно. В качестве смазочного материала использовали масло ТП22С.

С помощью метода полного факторного эксперимента (ПФЭ) определяли влияние режимов обработки на параметры упрочненных дорожек. Для построения математических моделей в качестве откликов системы рассматривались глубина *H* и ширина *B* зон лазерного упрочнения. В таблице 1 представлены уровни факторов эксперимента.

Таблица 1. Уровни факторов эксперимента

Фактор z_i	Верхний уровень фактора z_i^+	Нижний уровень фактора z_i^-	Центр плана z_i^0	Интервал варьирования λ_i	Зависимость кодированной переменной от натуральной
P (Вт)	1000	700	850	150	$x_i = \frac{P_i - 850}{150}$
V (мм/с)	10	7	8,5	1,5	$x_i = \frac{V_i - 8,5}{1,5}$
d (мм)	5,0	3,6	4,3	0,7	$x_i = \frac{d_i - 4,3}{0,7}$

Поскольку выполнялся ПФЭ 2^3, количество экспериментов составило 8 для каждой серии. Уравнение регрессии имеет вид:

$$y = b_0 + b_1x_1 + b_2x_2 + b_3x_3 + b_{13}x_1x_3 + b_{13}x_1x_3 + b_{23}x_2x_3 + b_{123}x_1x_2x_3 \quad (1)$$

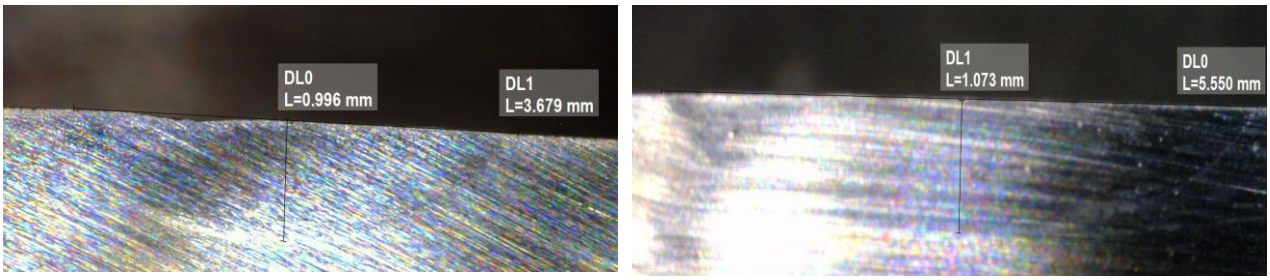
где:

y – отклик системы;

x_i - уровни факторов;

b – коэффициенты уравнения регрессии.

Результаты экспериментальных исследований. На рис. 1 представлены микрошлифы зон лазерного термоупрочнения стали 65Г полученные при мощности излучения P = 1000 Вт, скорости перемещения луча V = 9 мм/с, диаметре луча d = 5,0 мм. При поперечных колебаниях луча с частотой 223 Гц и тех же режимах обработки площадь зоны закалки увеличивается в 1,56 раза (рис 1. б). По результатам металлографии всех образцов получены уравнения регрессии для определения параметров зон лазерного упрочнения.



а б

Рис. 1. Микрошлифы зон лазерного термоупрочнения стали 65Г: P = 1000 Вт, V = 9 мм/с, d = 5,0 мм: а – расфокусированным лучом, б – сканирующим с частотой 223 Гц

Уравнение для определения глубины закалки без сканирования, H имеет вид:

$$\text{H} = 0{,}917 + 0{,}08775x_1 - 0{,}0445x_2 + 0{,}09375x_3 - 0{,}02175x_1x_2 + 0{,}0325x_1x_3 - 0{,}02025x_2x_3 \quad (2)$$

Глубина закалки с поперечными колебаниями луча, *Нск*:

$$\text{Нск} = 0{,}866125 + 0{,}090875x_1 - 0{,}032125x_2 + 0{,}097875x_3 - 0{,}026875x_1x_2 + 0{,}027625x_1x_3 - 0{,}031375x_2x_3 \quad (3)$$

Ширина зон лазерного термоупрочнения без сканирования луча, B:

$$\text{B} = 3{,}512625 + 0{,}122875x_1 - 0{,}088375x_2 + 0{,}330125x_3 - 0{,}041125x_1x_2 + 0{,}079375x_1x_3 - 0{,}022875x_2x_3 \quad (4)$$

Ширина зон закалки с поперечными колебаниями луча Bc:

$$Bc = 5{,}97875 + 0{,}3265x_1 - 0{,}204x_2 + 0{,}23125x_3 - 0{,}02325x_1x_2 + 0{,}163x_1x_3 + 0{,}066x_2x_3 \quad (5)$$

По уравнениям регрессии (2-5) проведены расчеты, которые сопоставлены с результатами эксперимента. Расчетные значения отличаются от фактических значений глубины и ширины зон закалки не более чем на 3,28%.

Полученные регрессионные модели зависимостей типа *H (P,V), B (P,V)* введены в табличный редактор MsExcel и построены сравнительные поверхности для этих функций (рис. 2) при дефокусировке лазерного пятна диаметром 5,0 мм. Превалирующее влияние на геометрические параметры зон закалки имеет мощность излучения. С увеличением мощности растут ширина и глубина зоны закалки. С ростом скорости перемещения глубина и ширина закаленных зон уменьшается. С увеличением дефокусировки лазерного излучения глубина и ширина упрочненных зон возрастает.

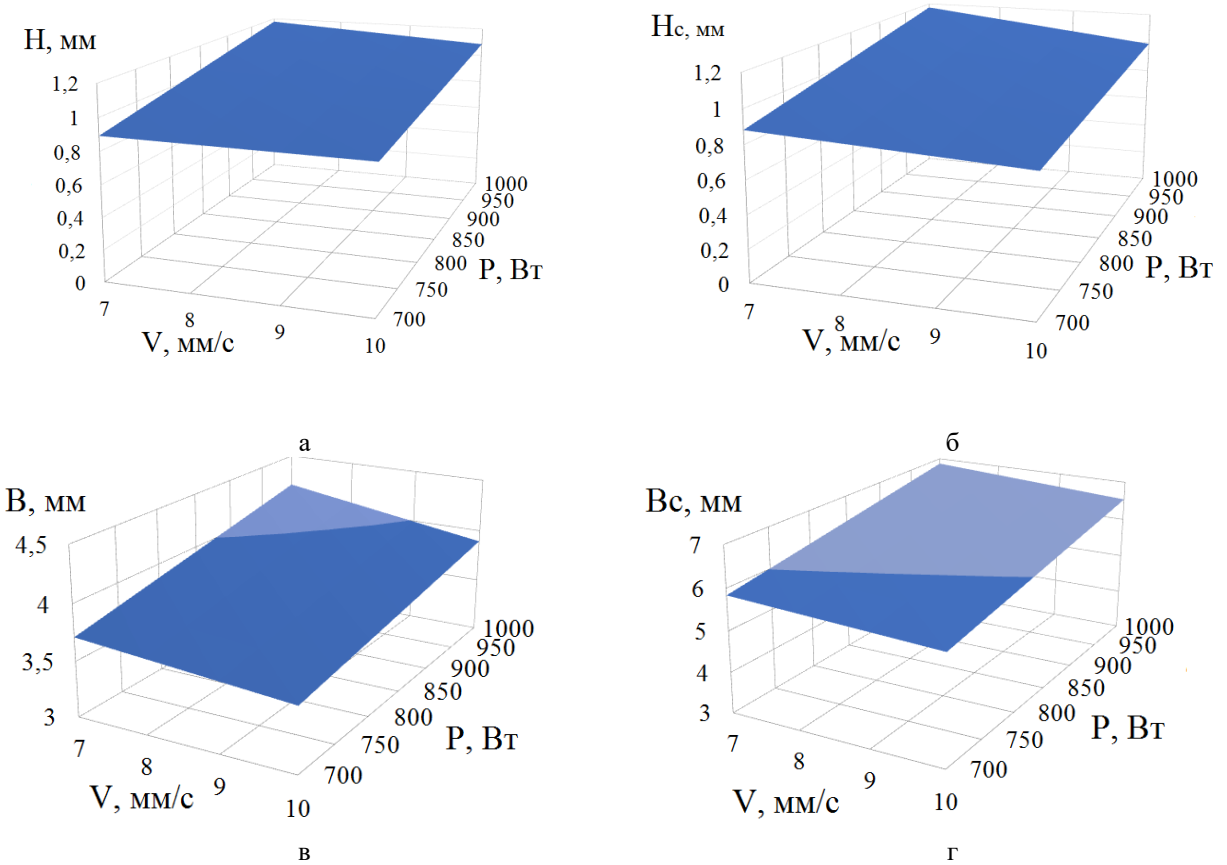


Рис. 2. Зависимость глубины (а,б) и ширины (в,г) зон лазерной закалки стали 65Г от скорости и мощности обработки при диаметре луча 5,0 мм: а и в –расфокусированным лучом, б и г сканирующим лучом

Микротвердость упрочненных зон изменялась в пределах 7780 – 9760 МПа в зависимости от режимов обработки. При лазерном термоупрочнении на высокой мощности и низкой скорости перемещения луча микротвердость зоны закалки снижается на 450-760 МПа. Однако она значительно на 1600-2800 МПа превышает микротвердость объемно закаленной стали 65Г.

Одной из важнейших характеристик узлов трения является низкий коэффициент трения, который влияет на показатели расхода топлива и смазочных материалов при эксплуатации транспортной техники. Как правило, пары трения с низким коэффициентом трения имеют более высокую нагрузку заедания. Преимущество технологий лазерного термоупрочнения по сравнению с объемной закалкой проявляются в отсутствии или минимальных остаточных деформациях деталей после закалки. Например, при объемной закалке длинномерных деталей, накладных направляющих скольжения остаточные деформации достигают 3,5 мм на 1 м длины. Для дальнейшей механической обработки требуется рихтовка заготовок. Припуск на шлифование таких рихтованных заготовок составляет 0,7- 0,8 мм на сторону. При лазерном термоупрочнении можно снизить припуски до 0,1 мм на сторону и повысить производительность последующей механической обработки.

На рис. 3 показаны зависимости коэффициентов трения от давления и скорости скольжения в паре трения.

Кривые 1 и 2 получены при трении образцов с лазерной закалкой с поперечными колебаниями луча с шагом 5 и 4 мм соответственно. Уменьшение шага наложения зон лазерного термоупрочнения (ЛТО) приводило к увеличению площади зон отпуска между дорожками и как следствие к увеличению коэффициента трения. На величину коэффициента трения объемно закаленных (ОТ) образцов оказывала твердость, чем она выше, тем меньше коэффициент трения. Независимо от вида упрочнения с повышением давления коэффициенты трения снижались в исследованном диапазоне нагрузок.

Увеличение скорости скольжения ОТ образцов до 1,3 м/с, приводило к резкому росту коэффициента трения. Образцы с лазерным упрочением имели низкие коэффициенты трения 0,02-0,03 и при скорости 1,6 м/с.

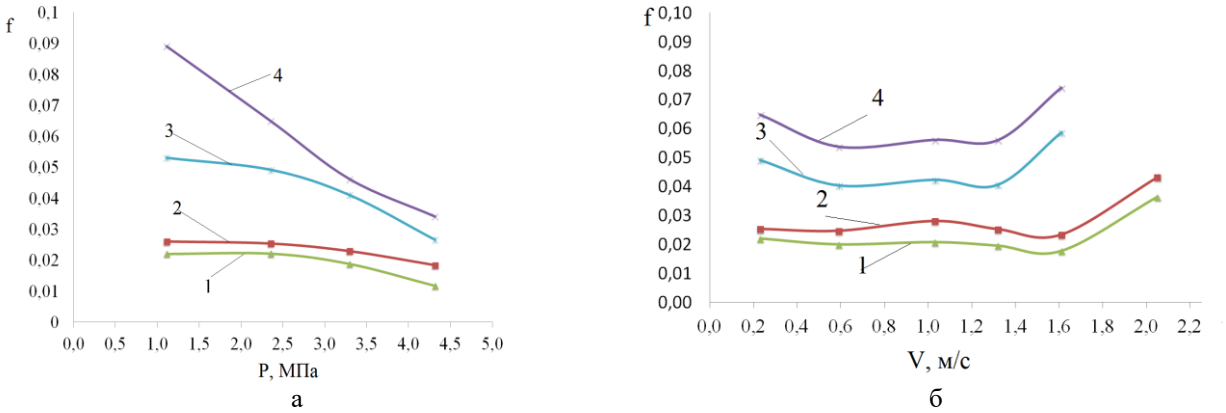


Рис. 3. Зависимость коэффициентов трения от давления (а) и скорости скольжения (б): 1- ЛТО шаг дорожек 5 мм, 2 = ЛТО шаг дорожек 4 мм, 3-ОТ, 52-56HRC, 4 – ОТ, 48-51 HRC

На рис. 4 показаны закономерности изменения нагрузки заедания от скорости скольжения образцов. Увеличение скорости скольжения приводит к снижению нагрузки заедания для всех видов упрочнения. Образцы с лазерным термоупрочнением выдерживали нагрузку 4,7 МПа до заедания при скорости скольжения 1,7 м/с, что практически в 2 раза выше по сравнению объемно закаленными образцами. Для деталей, работающих в условиях высоких контактных давлений, нагрузка заедания является важным критерием долговечности их работы. Не мене важным критерием является интенсивность изнашивания пар трения, который определяет ресурс работы узлов и механизмов машин и агрегатов. На величину интенсивности изнашивания оказывают механические свойства поверхностей трения, эксплуатационные нагрузки, скорости скольжения или качения, условия эксплуатации и смазывания механизмов. Традиционные технологии упрочнения деталей являются энергоемкими и не всегда отвечают требованиям экологической чистоты процесса. Современные лазерные комплексы оснащены роботизированными системами или многокоординатными системами с числовым программным управлением (ЧПУ). Технологические процессы по лазерной модификации поверхностей трения являются экологически чистыми. При лазерном термоупрочнении круглым пятном время воздействия луча в центре пятна определяется отношением диаметра луча к скорости его перемещения d/V, а по краям пятна стремится к нулю. Кроме того, мощность излучения распределена по пятну неравномерно имеются один или несколько максимумов излучения. Для выравнивания времени воздействия и плотности мощности по пятну применено поперечное сканирование луча, при котором площадь закаленного лазером слоя увеличивается в 1,6 – 2,1 раза, а значит и производительность процесса. При закалке круглым лучом по краям единичной дорожки формируются зоны отпуска шириной 0,5-1,8 мм. Упрочнение колеблющимся лучом снижает эти зоны до ширины 0.1-0,18 мм. Поэтому в работе показано влияние шага дорожек закалки на коэффициенты трения и интенсивность изнашивания образцов. В табл. 2 приведены экспериментальные данные по интенсивности изнашивания термоупрочненных лазерным лучом образцов с различным шагом и с объемной закалкой стали 65Г до твердости 52-57HRC.

Интенсивность изнашивания образцов с лазерным упрочнением с шагом 4 и 5 мм ниже на 22 и 43%, чем образцов с объемной закалкой. Следует отметить, что интенсивности изнашивания контробразцов закаленной стали 40Х повышаются до 3,6% в паре трения с образцами закаленными лазером с шагом 5 мм.

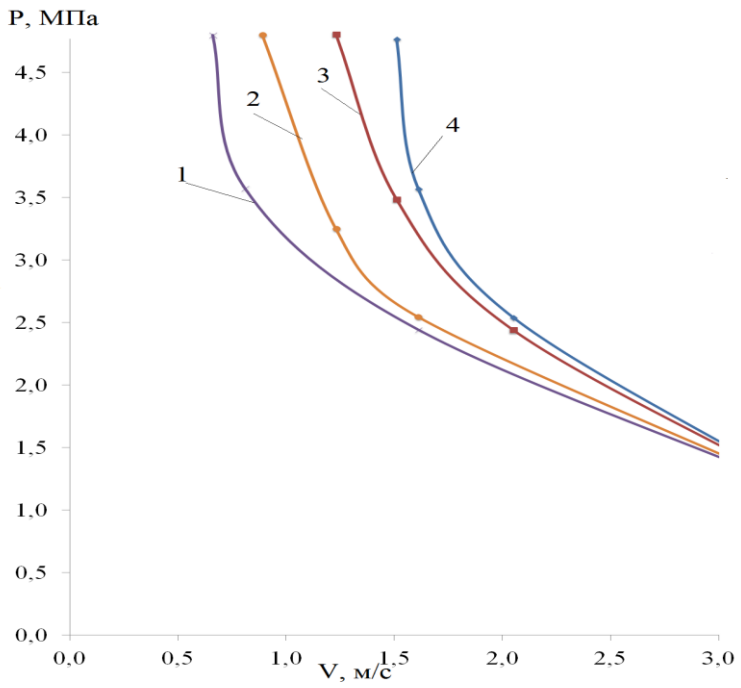


Рис. 4. Зависимость нагрузки заедания от скорости скольжения: 1- ОТ, 48-51 HRC, 2 – ОТ, 52-57HRC, 3 – ЛТО шаг дорожек 4 мм, 4 – ЛТО шаг дорожек 5 мм.

Таблица 2. Интенсивность изнашивания стали 65Г

Вид обработки стали 65Г	Интенсивность изнашивания образца I_1 и контробразца I_2		Интенсивность изнашивания образца $Iср_1$ и контробразца $Iср_2$	
	$I_1 \cdot 10^{-9}$	$I_2 \cdot 10^{-9}$	$Iср_1 \cdot 10^{-9}$	$Iср_2 \cdot 10^{-9}$
ЛТО, шаг- 4 мм	0,328	0,881	0,346	0,885
	0,361	0,862		
	0,349	0,914		
ЛТО, шаг 5 мм	0,293	0,856	0,296	0,892
	0,269	0,925		
	0,327	0,897		
ОТ 52-57HRC	0,412	0,857	0,425	0,861
	0,424	0,832		
	0,441	0,894		

Выводы. Разработана технология лазерного термоупрочнения стали 65Г с поперечными колебаниями луча позволяющая повысить производительность процесса в 1,6-2,1 раза в зависимости от режимов лазерной обработки. Коэффициенты трения образцов с лазерной закалкой в 2 – 3 раза ниже, а нагрузка заедания при скорости скольжения 1,7 м/с в 2 раза выше по сравнению объемной закалкой. Интенсивность изнашивания образцов с лазерной закалкой с различным шагом дорожек снизилась на 22 и 43% по сравнению с образцами после объемной закалки.

Литература

1. Dewi H.S. et al. Microstructure and mechanical properties of laser surface treated 44MnSiVS6 microalloyed steel //Optics and Laser Technology. 2020. 127. DOI:10.1016/j.optlastec.2020.106139.
2. Oglezneva S. et al. Determination of the limiting values of the laser parameters to heat treatment of powder carbon steels surface // MATEC Web of Conferences. 2019. 298. 00058. DOI:10.1051/matecconf/201929800058.
3. Carrera-Espinoza R. et al. Surface Laser Quenching as an Alternative Method for Conventional Quenching and Tempering Treatment of 1538MV Steel // Advances in Materials Science and Engineering. 2020. 9. DOI:10.1155/2020/7950684.

УДК 621.891.22

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТРИБОЛОГИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ

DETERMINATION OF TRIBOLOGICAL CHARACTERISTICS OF POLYMER MATERIALS

Бирюков В.П. – к.т.н., в.н.с., **Принц А.Н.** – м.н.с.
Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН (ИМАШ РАН)

Abstract. The paper presents the results of tribological tests of thermoplastic polyurethanes (TPU) and rubber based on nitrile butadiene rubber (BNR) on rigidly fixed silicon carbide and free abrasive. The influence of pressure and sliding speed on the coefficients of friction is shown. For Elastollan 1164, the coefficient of friction and mass loss were 0.2-0.3 and 0.028 g, which is 5-7 times lower than for BNR.
Key words: polyurethanes, coefficient of friction, mass loss.

Аннотация. В работе представлены результаты трибологических испытаний термопластичных полиуретанов (ТПУ) и резины на основе бутадиен-нитрильного каучука (БНК) о жестко закрепленный карбид кремния и свободный абразив. Показано влияние давления и скорости скольжения на коэффициенты трения. Для Elastollan 1164 коэффициент трения и потеря массы составили 0,2-0,3 и 0,028 г., что в 5 - 7 раз ниже, чем у БНК.
Ключевые слова: полиуретаны, коэффициент трения, потеря массы.

Образцы ТПУ (Ellastolan ET870-11V, BASF, Германия) были получены методом литья под давлением листа с толщиной 4 мм [1]. Кроме того использовали образцы бутадиенового каучука БК и стирол-бутадиенового каучука СБК. Листы были разрезаны на блоки с размерами 5 × 5 × 3 мм. При испытании образец скользил по абразивной бумаге однонаправлено на длине 0,07 м. Затем образец поднимался вверх и возвращался в исходное положение. Этот процесс повторялся 100 раз. Путь трения образца составлял 7,0 м. Листы абразивной бумаги из карбида кремния SiC, с различной зернистостью 3000, 1000, 500, 240, и 80 с шероховатостью Ra 1,94, 4,02, 8,64, 17,8 и 45,7 мкм соответственно были приклеены к неподвижному основанию. Для трех повторных измерений коэффициента трения f образцов ТПУ не было заметно влияния размера зерна абразивной бумаги ($1{,}05 \le f \le 1{,}12$). В отличие от этого, коэффициент трения для образцов БК снизился с 0,96 до 0,69 с увеличением Ra при Ra ≤ 8,64 мкм, а затем он увеличивался с 0,69-0,96 при Ra ≥ 8,64 мкм. Для образцов СБК коэффициент трения немного уменьшился от 0,91 до 0,84 с увеличением Ra при Ra ≤ 17,8 мкм и затем увеличивался с 0,84 до 0,98 при Ra≥17,8 мкм. Значения коэффициента трения для ТПУ превышали 1,0 по сравнению с образцами БК и СБК независимо от Ra абразивной бумаги. Удельная скорость износа для всех материалов, как правило, увеличивались с ростом Ra. Скорость износа для ТПУ была выше, чем у БК, однако образцы из термопластичного полиуретана имели более высокое сопротивление износу по сравнению с образцами СБК.

Для испытаний выбран термопластичный полиуретан ТПУ (UT-74D) фирмы Байер, Германия, обладающий хорошей износостойкостью, механической прочностью и широко используемый для герметизации, в автомобильной и обувной промышленности [2]. Высота и диаметр образцов составляли 10 ± 0,05 мм и 30 ± 0,05 мм соответственно. В качестве контробразца использовали медные шарики (Н65, с Ra ≤ 0,2 мкм, диаметром 10 ±0.03 мм). Пара трения имитировала реальные условия работы кормовых подшипников, смазываемых морской водой. Трибологические испытания проводились по схеме диск - шар и использованием многофункционального Трибометра (MFT5000, США). Приложенные нагрузки составляли 2, 6, 10 и 14 Н, обеспечивая начальное среднее контактное давление 14,34, 20,68, 24,52, 27,44 МПа по Герцу. Частота вращения диска

составляла 70 мин$^{-1}$ (0,04 м/ с). Шар скользил по окружности с радиусом 6 мм. Образцы ТПУ облучали излучением Co 60 источник, EL PONT Inc. Китай, с возрастающей поглощенной энергией излучения для каждой партии 50, 150 и 250 кГр. Необлученные образцы обозначали 0К. Коэффициент трения образцов ТПУ при различных нагрузках и степени облучения 0К и 50К ТПУ оставался относительно стабильным, по сравнению с образцами 150К и 250К, при которых он возрастал до 0,17-0,35 и 0.35 и 0,42 соответственно с повышением давления.

Для определения трибологических характеристик использовали смеси полипропилена и термопластичного полиуретана (ПП/ТПУ) в различных соотношениях по массе (25/75 и 75/25) с добавлением в качестве связующего вещества, привитого к полипропилену малеинового ангидрида ПП-g-МА. в количестве 0, 3, 5, 7, 9, 11 мас.ч. на 100 мас.ч. ПП/ТПУ [3]. Испытания на трение и износ проводили по стандарту США ASTM G99 по схеме диск (образец композита диаметром 29 мм толщиной 8 мм) - шар (Al_2O_3 диаметром 5 мм). Нагрузка испытаний составляла 2,5 Н, скорость скольжения 0,576 м/с, (1100 мин$^{-1}$), путь трения 345 м, продолжительность - 10 мин. Образцы композитов ПП25/ТПУ75 имели коэффициент трения 0,39 - 0,6 и скорость износа 1200 - 1800$\times 10^{-6}$мм^{3}Н$^{-1}$м$^{-1}$ с максимальными их значениями при 5 мас.ч. ПП-g-МА. Для смеси ПП75/ТПУ25 коэффициент трения составил 0,39 - 0,4 и скорость износа 1000 - 1600 $\times 10^{-6}$мм^{3}Н$^{-1}$м$^{-1}$. По результатам испытаний на износ было установлено, что смесь ПП75/ТПУ25 с содержанием 11 мас.ч. ПП-g-МА превосходит другие смеси.

Целью работы является определение трибологических характеристик термопластичных полиуретанов для замены резиновых прокладок и амортизаторов в узлах трения подвижного состава.

Материалы и методы исследований. Для проведения испытаний на трение и износ выбраны термопластичные полиуретаны (ТПУ) технические характеристики, которых приведены в табл. 1. Для сравнения с полиуретанами выбрана резина, на основе бутадиен-нитрильного каучука (БНК). Каждый из 7 исследуемых материалов представлял собой пластину с размерами 20×70×2 мм, которая наклеивалась на фанеру с размерами 20×70×12 мм.

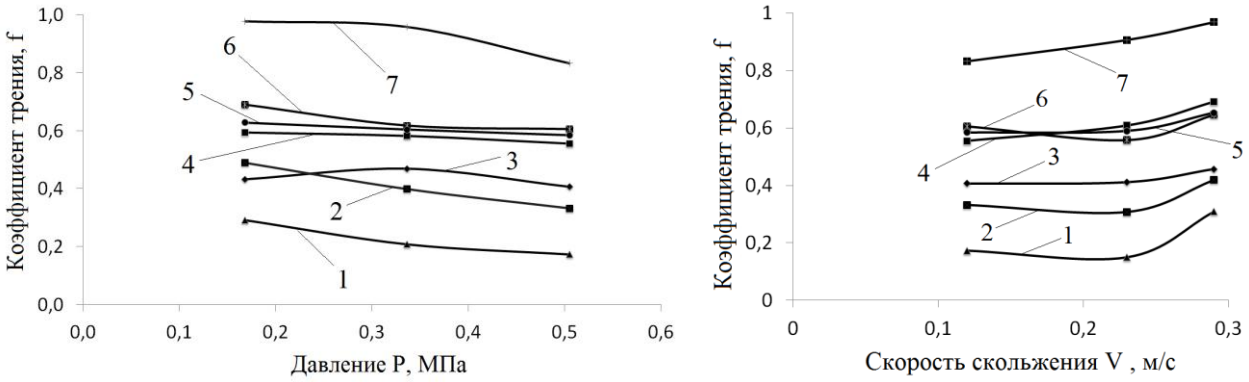
Таблица 1. Технические характеристики ТПУ

Марка материала	Твердость, Шор	Плотность, г/см^3	Предел прочности, МПа	Относительное удлинение при разрыве, %
Elastollan 560 A	60 D	1,22	24	850
KOPEL KP 3340	40 D	1,15	24,5	850
Elastollan 1164 D 11	69 A	1,18	50	350
Elastollan 1154 D 10	53 A	1,17	50	450
Elastollan 1175 A 10 W	75 A	1,14	40	700
Elastollan 1185 A 10 W	83 A	1,16	40	700
БНК	75 A	1,3	25	425

В качестве контробразца использовали стальную кольцевую оправку с наклеенной на ее торец наждачной бумагой из карбида кремния с зернистостью 120 мкм. Испытания на трение и износ выполняли по схеме «плоскость (исследуемый образец) - кольцо». Скорость скольжения и давление на образец изменялись дискретно в интервале 0,1–0,3 м/с и 0,1–0,5 МПа соответственно. Испытания на износ свободным абразивом производили при трении плоского образца по образующей поверхности резинового диска. В зону трения подавался кварцевый песок с размером частиц 0,2-0,6 мм. Испытания выполняли при нормальном атмосферном давлении и температуре. Нагрузка испытаний составляла 15 Н, время - 5 минут. Испытывали по три образца каждого материала. Величина износа

определялась как средняя арифметическая потеря массы по трем образцам.

Результаты экспериментальных исследований. На рис. 1 (а, б) представлены результаты в виде зависимостей коэффициента трения от нормального давления и скорости скольжения при испытании по закрепленному абразиву.



а *б*

Рис. 1 Зависимость коэффициентов трения ТПУ от давления(а) и скорости скольжения (б): 1 – 1164, 2 – 1154, 3 – 560, 4 – 3340, 5 – 1185А, 6 – 1175А, 7 –БНК

С повышением давления значения коэффициентов трения уменьшались для ТПУ1164, 1154, 1175А и БНК во всем диапазоне давлений. У ТПУ 3340 и 1185А значения коэффициентов трения 0,6 и 0,61 оставались постоянными не зависящими от давления. Для полимера 560 коэффициент трения увеличивался с 0,4 до 0,43 при давлении 0,34 МПа, а затем снижался до 0,38 при давлении 0,5 МПа. Повышение скорости скольжения с 0,12 до 0,24 м/с приводило к незначительному снижению коэффициентов трения для ТПУ1164, 1154, 1175А. При дальнейшем увеличении скорости до 0,3 м/с коэффициент трения возрастал для всех видов полимерных материалов. Коэффициент трения БНК - 0,8 - 0,9 возрастал пропорционально во всем диапазоне скоростей скольжения.

На рис. 2. показаны потери массы образцов от давления.

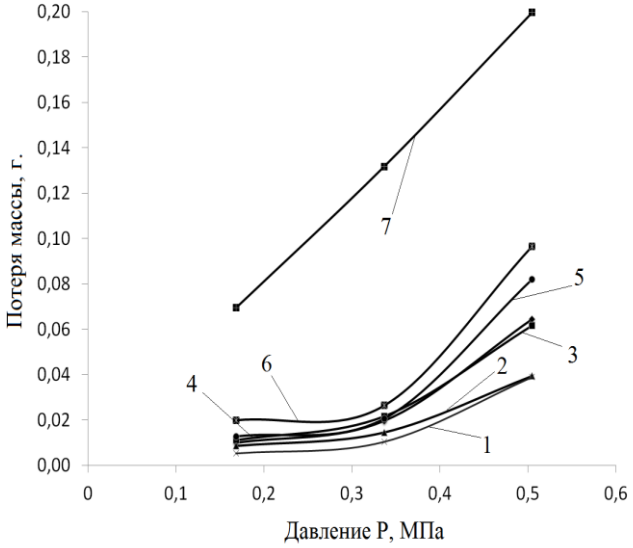


Рис. 2 Зависимость потери массы образца ТПУ от давления при испытании по закрепленному абразиву: 1 – 1164, 2 – 1154, 3 – 3340, 4 – 560, 5 -1185А, 6 -1175А, 7 – БНК

Для БНК потеря массы увеличивалась пропорционально давлению. Износ образцов ТПУ при низких давлениях до 0,3 МПа незначителен, при дальнейшем увеличении давления до 0,52 МПа для Elastollan 1175 А и 1185 А возрастает до 0,078 и 0,087 г

соответственно. Минимальная потеря массы получена для ТПУ 1164 0,004 г. При давлении 0,52 МПа минимальный износ 0.037 г зафиксирован у образцов Elastollan 1164 и 1154. На рис. 3 приведена морфология поверхностей трения образцов.

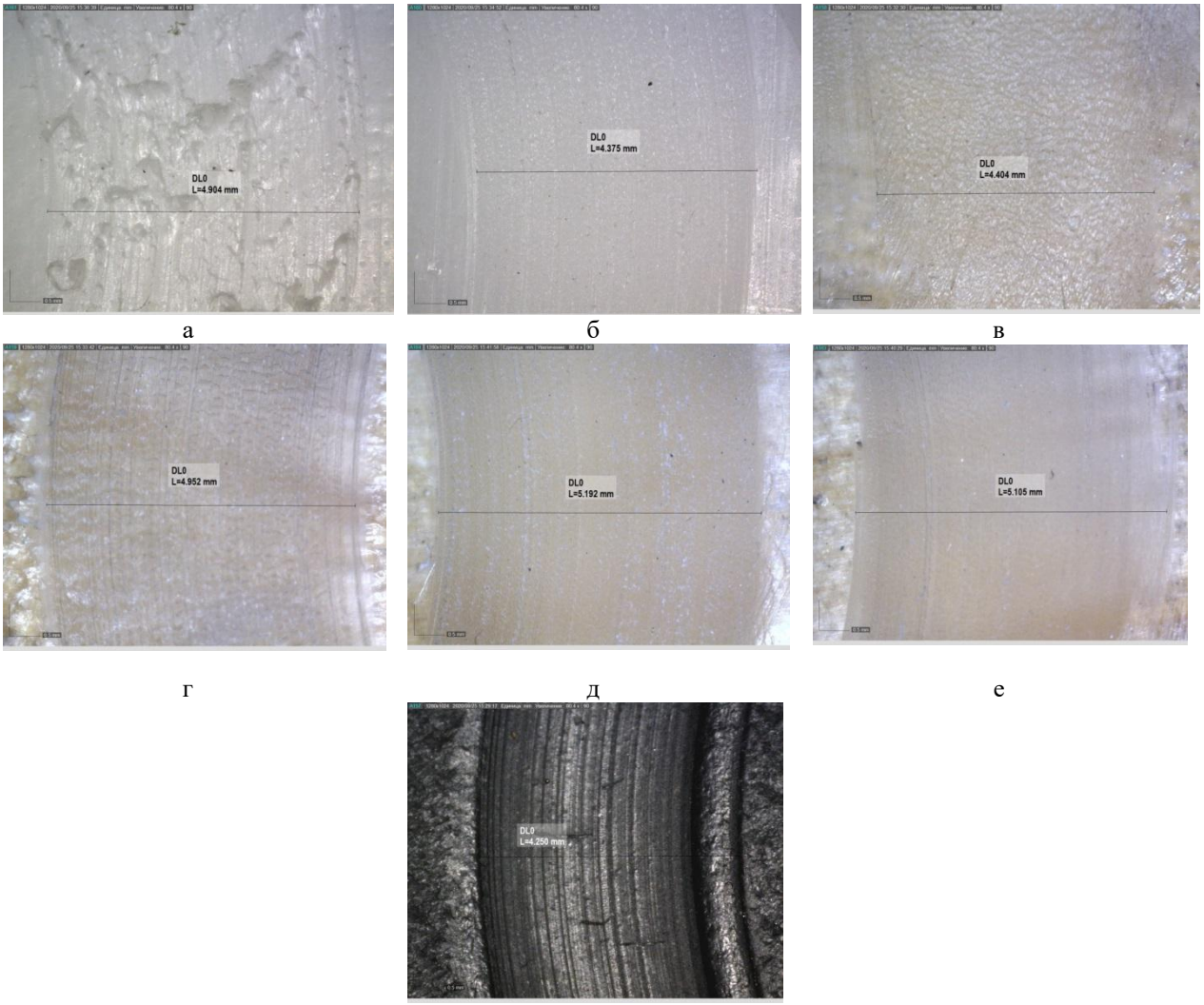


Рис.3. Морфология поверхности трения ТПУ и резины БНК при испытании закрепленным абразивом: а – 560, б – 3340, в-1164, г – 1154, д -1175А, е– 1185А, ж - БНК

Поверхность трения ТПУ560 (рис. 3, а) имеет наплывы и грубые отслоения материала, по-видимому, в результате многократной упругой и пластической деформации и усталостного отделения частиц износа. На поверхности образцов 3340, 1175А,1185А (рис. 3, б, д, е) видны риски в направлении скольжения закрепленного зерна абразива. Волнистость поверхности образцов ТПУ 1164 и 1154 (рис.3, в, г) свидетельствует о постепенном накоплении повреждений и отделении частиц износа по усталостному механизму. Поверхности трения образцов БНК (рис.3, ж) на всем протяжении имели риски в направлении скольжения. Можно предположить, что превалирующим режимом изнашивания было микро резание при трении по закрепленному абразивному зерну. На рис. 4 показаны профили лунок износа полимерных материалов и резины БНК при испытании незакрепленным абразивом. Аналогичные результаты испытаний с минимальной потерей массы показали образцы ТПУ 1164 и 1154 свободным и закрепленным абразивом. Образцы полимеров 3340 и 560 при трении свободным абразивным зерном показали результаты хуже, чем БНК. Образцы 1185А и 1175А сохранили меньшую потерю массы по сравнению с резиной.

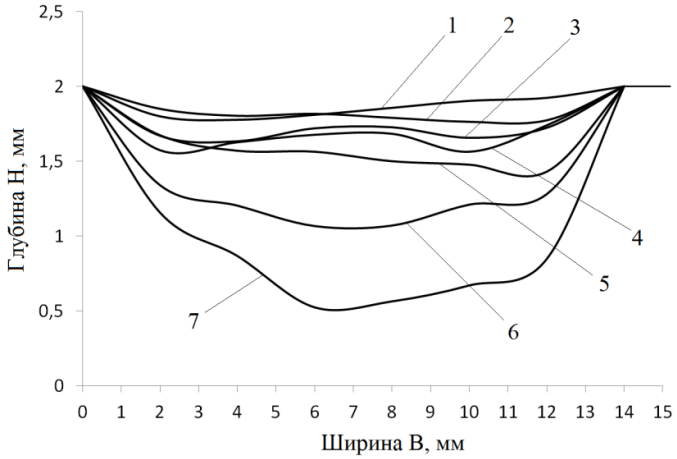
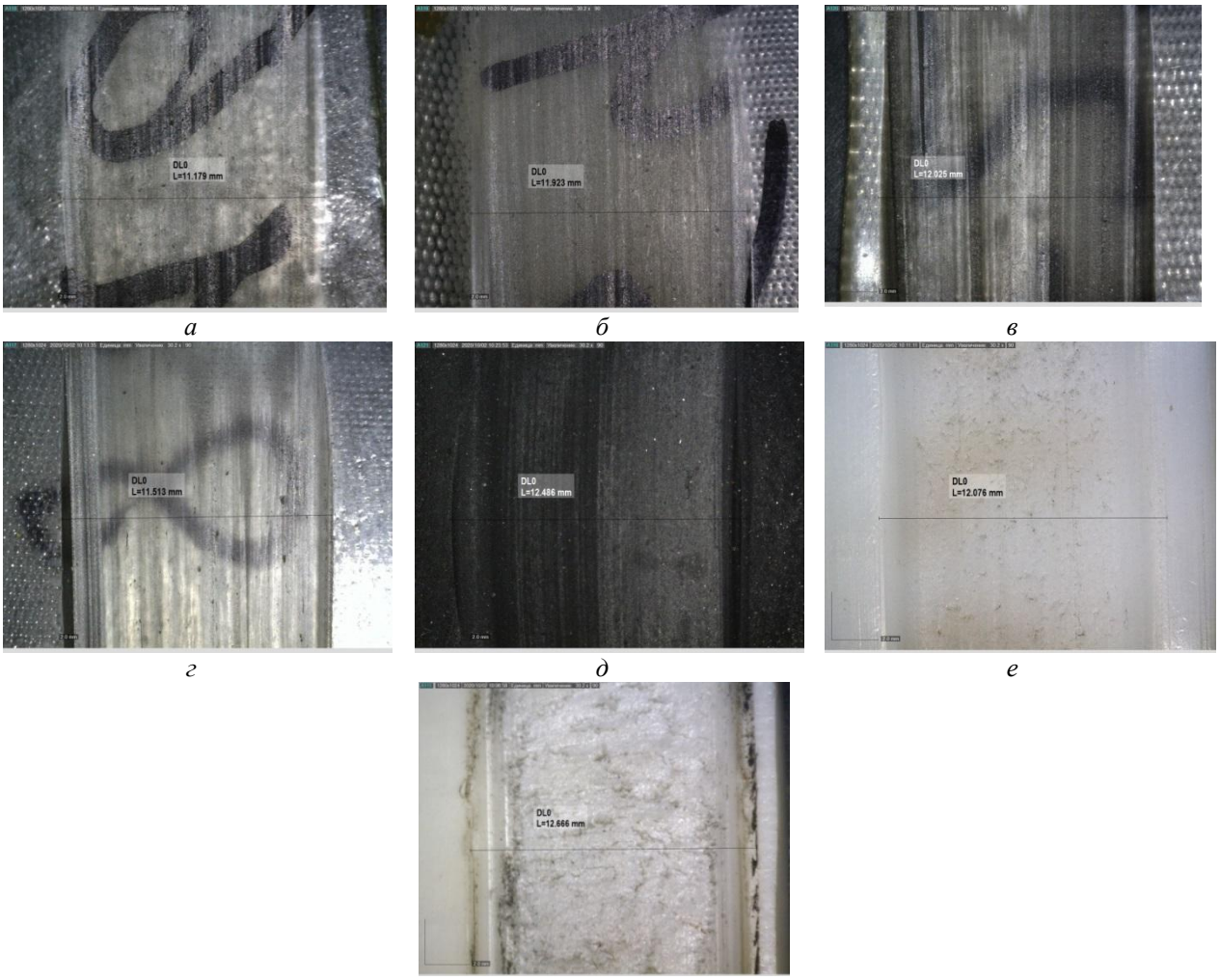


Рис. 4. Профили лунок износа материалов: 1 – 1164, 2 – 1154, 3 -1185А, 4 – 1175А, 5 –БНК, 6 – 3340, 7 – 560

На рис. 5 представлены фрагменты лунок износа материалов при трении по свободному абразиву.



а *б* *в*

г *д* *е*

ж

Рис. 5. Морфология поверхностей трения полимеров и БНК при испытании по свободному абразиву: а – 1164, б – 1154, в -1185А, г – 1175А, д –БНК, е – 3340, ж – 560

Поверхности трения ТПУ 1164, 1154, 1185А, 1175А и БНК имели продольные риски в направлении скольжения абразивного зерна и механизм изнашивания можно отнести к микро резанию. Волнистость поверхности образцов 3340, 560 свидетельствует о

постепенном накоплении повреждений и отделении частиц износа по усталостному механизму. Эти материалы значительно уступают по износостойкости БНК при трении незакрепленным абразивом, и не могут быть использованы, для замены резиновых изделий. Несмотря на различные результаты оба метода испытаний дополняли друг друга и дали полную характеристику полимерных материалов эксплуатируемых в природных условиях при эксплуатации машин и механизмов, когда возможно воздействие на поверхности трения закрепленным и свободным абразивным зерном.

Выводы. Получены закономерности изменения коэффициентов трения и потери массы образцов от давления при трении по закрепленному абразиву. Коэффициент трения для ТПУ 1164 - 0,2-0,3, а для БНК 0,8-1,0. Минимальную потерю массы показали ТПУ 1164 и 1154 при испытаниях на износ свободным и закрепленным абразивом. Образцы 3340, 560 имели большую потерю массы, чем БНК при испытании свободным абразивом и не могут быть применены для ее замены.

Литература

1. Sato S. et al. Dry sliding friction and Wear behavior of thermoplastic polyurethane against abrasive paper // Biotribology. 2020. vol. 23. p.100130. DOI:10.1016/j.biotri.2020.100130
2. Jiang S.et al. Effect of crosslink on tribological performance of polyurethane bearing material // Tribology International. 2019. vol. 136. p. 276–284. DOI:10.1016/j.triboint. 2019.03.064
3. Savas S., Al-Obaidi A. Y. Influence of PP-g-MA Compatibilization on the Mechanical and Wear Properties of Polypropylene/Thermoplastic Polyurethane Blends // Tribology Transactions. 2018. V. 61. NO 4. p. 754–764. DOI:10.1080/10402004.2017.1406173

УДК 620.1

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ОБРАЗЦОВ ИЗ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ПРОЧНОСТЬ ПРИ ДОБАВЛЕНИИ НАНОПОРОШКОВ[1]

EXPERIMENTAL RESEARCH OF THE STRENGTH OF SAMPLES MADE OF LAYERED COMPOSITE MATERIALS WITH ADDED NANOPOWDERS

Бохоева Л.А.[1]- д.т.н., проф., зав.кафедрой «Сопротивление материалов», **Рогов В.Е.**[2] – д.т.н., ст. науч. сотрудник, **Чермошенцева А.С.**[3] – к.т.н., доц., **Балданов А.Б.**[1]- ст. преп.
[1]Восточно-Сибирский государственный университет технологий и управления
[2]Байкальский институт природопользования Сибирского отделения РАН
[3]Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана

Abstract. This work presents the compression tests of samples made of layered composite materials with the introduction of nanodisperse additives in the binder, the following tasks solved: choice of nanomaterial; the effect of the concentration of nanodispersed additives in the binder on the strength of the samples. The material of the samples is fiberglass, carbon fiber.
Key words: composite material, nanoadditives, samples, tests, compression.
Аннотация. В работе при испытании на сжатие образцов из слоистых композиционных материалов с нанодисперсными добавками в связующем, были решены задачи: выбор наноматериала; влияние концентрации нанодисперсных добавок в связующем на прочность образцов. Материал образцов: стеклоткань, углеткань.
Ключевые слова: композиционный материал, нанодобавки, образцы, испытание, сжатие.

Внедрение наночастиц в слоистые композиционные материалы (КМ) приводит к повышению их прочности и улучшению деформационных свойств элементов конструкций из них. Наночастицы придают материалам новые свойства, которые обусловлены тем, что размеры наночастиц сравнимы с характерными размерами зародышей (инициаторов) образования дефектов (микротрещины, пустоты, межслойные отслоения) и поэтому способны повлиять на их рост. В таких дисперсно-упрочненных материалах прочность самих частиц не используется, данные частицы служат барьером на пути движения трещины в матрице, и таким образом упрочняют исходную фазу [1,2].

Образцы были изготовлены из стекдоткани и углеткани, промышленная марка стеклоткани – Т-25 (ВМ) ТУ 6-11-380-76, углеткани – ЛУ-П/0,2-А с добавлением в связующее нанодисперсных добавок с концентрацией (от 1% до 3% масс.). В таблице 1 представлены нанодисперсные нанодобавки, их % содержание в образцах, количество слоев в образцах. Совмещения компонентов смолы и наночастиц проводили с использованием УЗ-колебаний. В качестве термореактивной матричной смолы брали эпоксидно-диановую неотвержденную смолу марки ЭД-20 ГОСТ 10587-84. Отверждающим агентом для эпоксидной смолы использовали полиэтиленполиамины ТУ 2413-357-0203447-99. Для равномерного распределения наночастиц в матрице использовали ультразвуковую ванну «Сапфир», объемом 4 литра, мощностью 450 ватт с рабочей частотой 35 кгц. Подготовка полимерного связующего представлена на рисунке 1. Технологический процесс изготовления образцов состоит из следующих операций. Материал раскраивают в размер, поверхность формы покрывают пленкой, на нее выкладывают определенное количество слоёв материала и между слоями наносят связующее с нанадосперсными добавками с различной концентрацией. Затем полученные образцы помещают на плиты гидравлического пресса и выдерживают под давлением. Один образец изготавливается в течение 3-4 дней. Образцы обрезают и шлифуют. Затем образцы разрезаются на пластины с размерами 200 мм*25 мм.

[1]Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 18-29-18050/19 и государственного задания БИП СО РАН

Процесс изготовления образцов представлен на рисунке 2. Для проведения механических испытаний использовали электромеханическую разрывную машину «Instron 3367» с усилием 30 кН.

Таблица 1. Образцы для испытаний

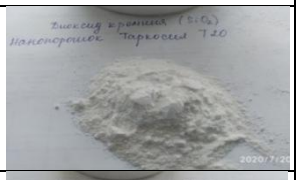
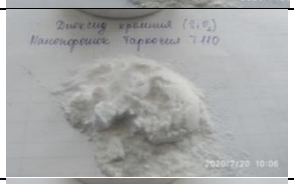
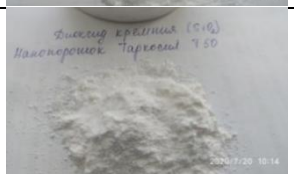
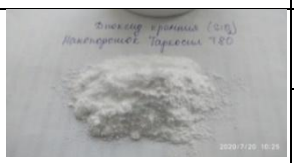
№	Название порошка		Материал	Концент. наночастиц в % масс.	Кол-во слоев
1	Диоксид кремния (sio2) – Таркосил Т20		Стеклоткань	1	15
				3	15
			Углеткань	1	5
				3	5
2	Диоксид кремния (s_io_2) – Таркосил Т110		Стеклоткань	1	5
				3	5
			Углеткань	1	5
				3	5
3	Диоксид кремния (s_io_2) Таркосил Т50		Стеклоткань	1	5
				3	5
			Углеткань	1	5
				3	5
4	Диоксид кремния (s_io_2) – Таркосил Т80		Стеклоткань	1	10
				3	10
			Углеткань	1	15
				3	15
5	Тонкодисперсный порошок меди – Таркосил C_2		Стеклоткань	1	5
				3	5
			Углеткань	1	5
				3	5
6	Биоактивный материал, полученный из некондиционных шкур животных		Стеклоткань	1	5
				3	5
			Углеткань	1	5
				3	5
7	Волокна микрокристаллической целлюлозы		Стеклоткань	1	5
				3	5
			Углеткань	1	5
				3	5

Рис. 1. Подготовка полимерного связующего, добавление нанопорошков

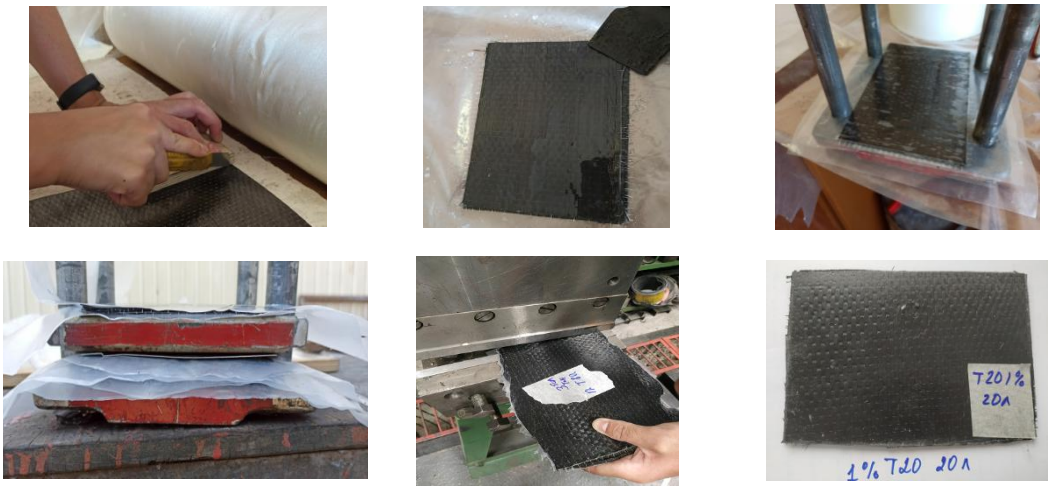


Рис. 2. Процесс изготовления образцов

В данной работе представлена только часть полученных результатов. Максимальное напряжение при сжатии - $\sigma_{\max}(\text{МП}\,\alpha)$. Результаты испытаний пятислойных образцов, изготовленных с добавлением в связующее нанодобавок 1% масс. и 3% масс., представлены на рисунках 3-4. На рисунке 5-6 представлены результаты испытаний образцов из углеткани (5 слоев) с добавлением в связующее нанопорошков с концентрацией 1% масс. и 3% масс.

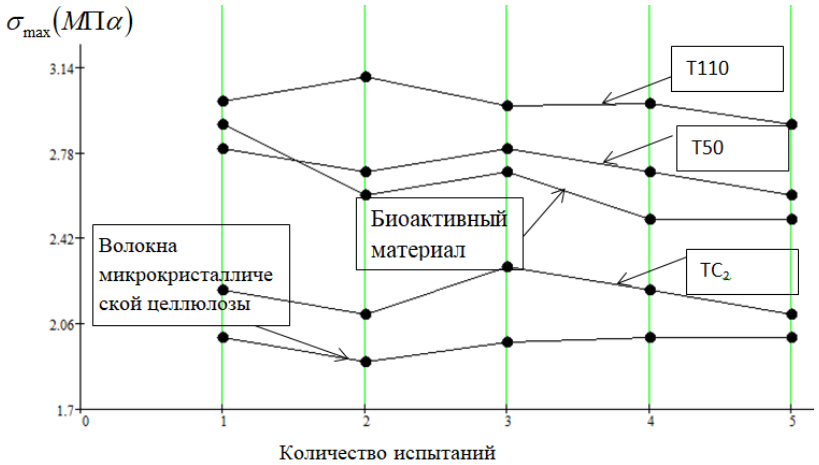


Рис. 3. Результаты испытаний образцов на сжатие из стеклоткани с добавление в связующее нанодобавок (1% масс.)

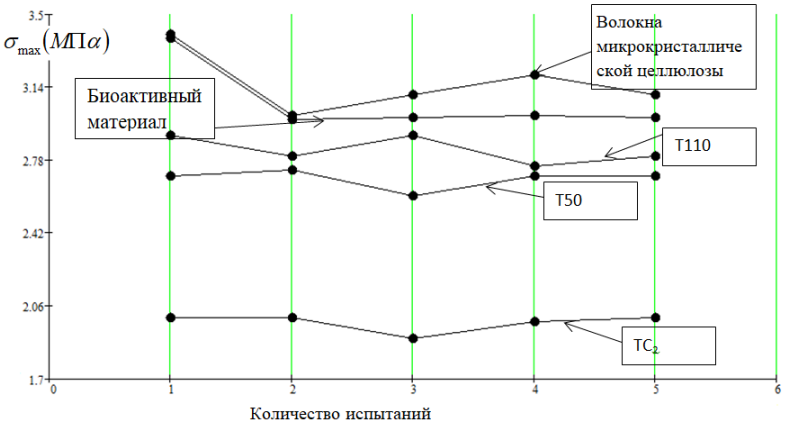


Рис. 4. Результаты испытаний образцов на сжатие из стеклоткани с добавление в связующее нанодобавок (3% масс.)

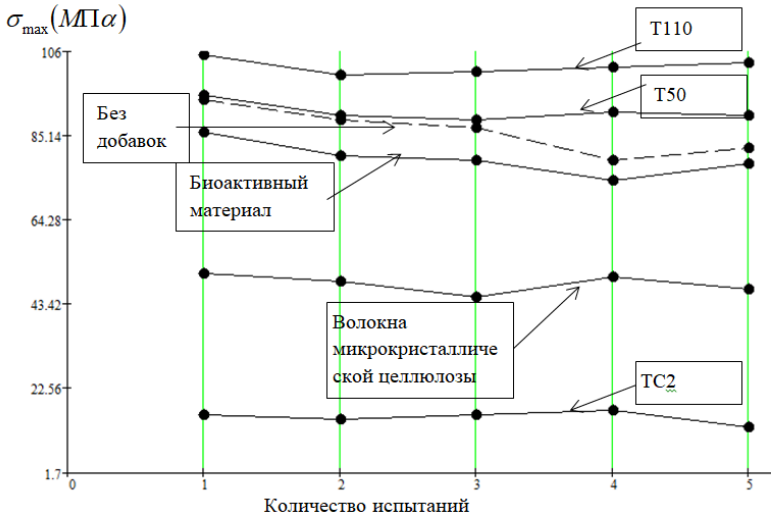


Рис. 5. Результаты испытаний образцов на сжатие из углеткани с добавление в связующее нанодобавок (1% масс.)

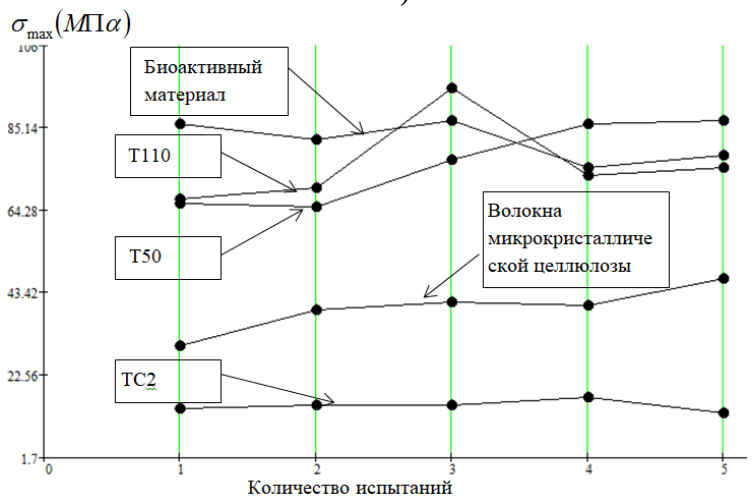


Рис. 6. Результаты испытаний образцов на сжатие из углеткани с добавление в связующее нанодобавок (3% масс.)

Выполнен комплекс экспериментальных работ с образцами из слоистых КМ при введение нанодисперсных добавок в связующее и получены следующие результаты. Введение нанопорошка в КМ приводит к изменению их прочностных свойств. Максимальное значение напряжения наблюдается у образцов с наноматериалом «Т110» при концентрации 1% масс. и 3% масс. Выдерживают нагрузку и образцы с нанопорошками: биоактивный материал, полученный из некондиционных шкур животных в ВСГУТУ, и с волокнами микрокристаллической целлюлозы. Для образцов с тонкодисперсным порошком меди (ТС2) выявлены минимальные значения напряжения, хотя по стоимости этот порошок самый дорогой.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 18-29-18050/19 и государственного задания БИП СО РАН.

Литература

1. Бохоева Л.А., Пнев А.Г., Филиппова К.А. Разработка алгоритма автоматической обработки результатов эксперимента образцов из композиционных материалов с дефектами// Вестник Казанского государственного технического университета им. А.Н. Туполева. 2010. № 4. С. 10-16.

2. Chermoshentseva A.S., Pokrovskiy A.M., Bokhoeva L.A. Influence of modification by nanodispersed powders on layered composite aerospace hulls and protective shields// IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2019. Т. 560. С. 1.

УДК 539.3

АНАЛИЗ КОНЦЕНТРАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ КАПСУЛЬНОМ САМОЗАЛЕЧИВАНИИ МАТЕРИАЛОВ[1]

STRESS CONCENTRATION ANALYSIS FOR CAPSULE SELF-HEALING OF MATERIALS

Перельмутер М.Н. – д.ф.-м.н., ведущий научный сотрудник, **Бухалов В.И.** – инженер
Институт проблем механики им. А.Ю. Ишлинского РАН, Москва
perelm@ipmnet.ru, vlad.buhalov@yandex.ru

Abstract. The results of numerical simulation of the interaction of a crack and cylindrical capsule with a self-healing agent are presented. The calculations are performed for a square isotropic plate with a crack and capsules under uniaxial tension in the formulation of the plane problem of the theory of elasticity. The dependences of the stress concentration coefficient at the interface between the capsule and the matrix on the ratio of the materials elastic modulus, capsules shell thickness, and the cohesive deformation curve parameters are studied.
Key words: self-healing, capsule, stress concentration.

Аннотация. Представлены результаты численного моделирования взаимовлияния трещины и цилиндрической капсулы с залечивающим агентом. Расчеты выполнены в постановке плоской задачи теории упругости при одноосном растяжении квадратной изотропной пластины с трещиной и капсулами. Исследована зависимость коэффициента концентрации напряжений на границе между капсулой и матрицей от соотношения модулей упругости материалов, толщины оболочки капсулы и параметров когезионной кривой деформирования.
Ключевые слова: самозалечивание, капсула, концентрация напряжений.

В последние десятилетия ведутся (инициированные самовосстановлением тканей в живой природе) разработка и изучение материалов, обладающих свойством самозалечивания (автономно восстанавливающих начальные свойства при возникновении в них дефектов и трещин) [1-3]. Самозалечивание материалов особенно важно, когда вмешательство человека затруднено при удаленной эксплуатации изделия или при экстремальных условиях эксплуатации, а также при предотвращении разрушений в недоступных частях конструкций и внутри материала. Наибольший эффект самозалечивания проявляется на начальной стадии формирования трещин, на микро- и нано- уровнях. Механизмы процессов самозалечивания зависят от типа материала. В природе понижение температуры может приводить к изменению агрегатного состояния вещества и восстановлению сплошности (залечиванию) материала (лёд, например). В полимерных материалах самозалечивание трещин может происходить при соответствующих внешних воздействиях (преимущественно, нагреве), активизирующих химические или физические процессы. Разработаны также композиционные материалы, содержащие специальные капсулы с "залечивающей жидкостью" (циклопентадиеном [2]) и микрокапсулы катализирующего вещества. Если в материале возникает трещина, то, распространяясь, она разрушает стенки капсулы и захватывает микрокапсулы катализатора. Происходит реакция полимеризации циклопентадиена, которая приводит к его затвердеванию.

Экспериментальное изучение процессов самозалечивания материалов может быть чрезвычайно длительным и трудоемким. Моделирование этих процессов позволяет дополнить экспериментальные исследования и заполнить пробелы в эксперименте. Проблемы, связанные с моделированием процессов самозалечивания материалов, являются многопрофильными и включают как физико-химические, технологические, так

[1] Работа поддержана Российским научным фондом, проект № 19-19-00616

и механические задачи. Важным направлением является развитие моделей восстановления работоспособности материала и времени после восстановления в зависимости от условий эксплуатации. Можно выделить три основных этапа в процессе самозалечивания дефектов и трещин при восстановлении работоспособности материалов [4]: 1) формирование и рост дефектов/трещин под действием внешней нагрузки и агрессивных сред в ослабленных областях материала и зонах высокой концентрации напряжений; 2) инициирование процесса самозалечивания при внешнем воздействии и/или внедрении в дефект/трещину залечивающего агента; 3) самозалечивание дефекта (восстановление связей между берегами трещины), приводящее к восстановлению (частичному или полному) несущей способности материала или изделия. Экспериментальные исследования выполнены по широкому кругу указанных проблем [1-3, 5], но механическо-математические модели и расчетные методики только начинают развиваться [6,7]. В данной работе рассматривается задача для композиционных материалов, залечивающий механизм которых основан на внедрении в материал на этапе производства специальных капсул, содержащих залечивающий агент, относящаяся к второму из указанных выше этапов. Форма и материал капсул должны быть такими, чтобы при развитии трещины происходила деструкция капсулы, сопровождающаяся высвобождением залечивающего агента в пространство между поверхностями трещины, приводящее к заполнению пространства внутри трещины и формированию связей между ее поверхностями.

Численное моделирование взаимовлияния трещины и цилиндрической капсулы с залечивающим агентом проводилось с использованием метода конечных элементов в комплексе программы ANSYS. В двумерной постановке рассматривалась квадратная пластина под действием внешних растягивающих напряжений σ_0, содержащая две капсулы кругового сечения с внешним радиусом R и трещину длиной $2l_0$ (со свободными берегами), расположенную симметрично между капсулами, см. рис. 1а. Расчетная модель с учетом симметрии задачи показана на рис. 1б.

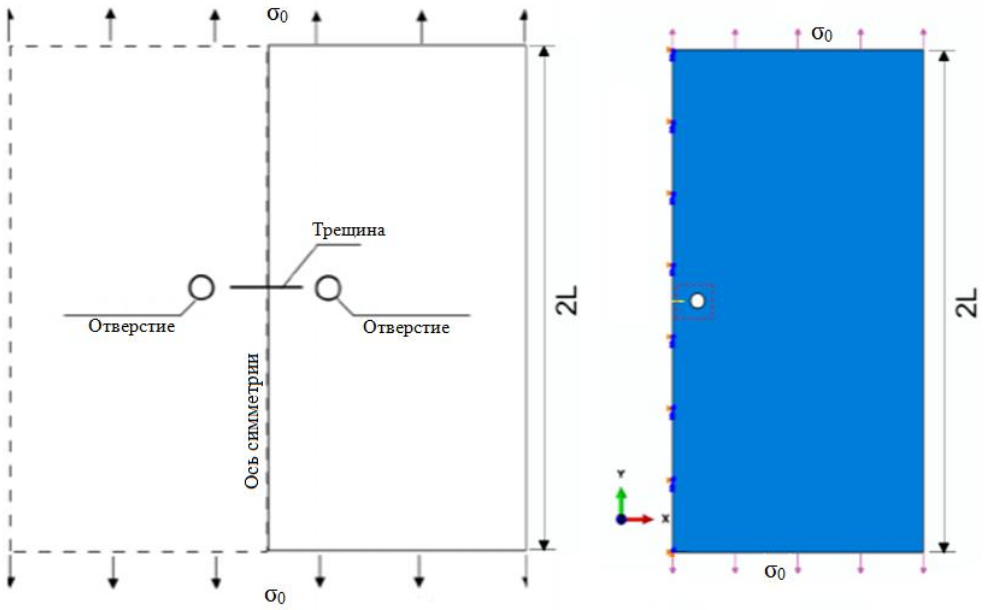


Рис. 1. а - квадратная пластина с цилиндрическими капсулами и трещиной; б - расчетная модель

Параметры расчетной модели приведены на рис. 2: t - толщина стенки капсулы, r- радиус полости в капсуле, d – расстояние от вершины трещины до поверхности капсулы, s – расстояние от центра трещины до центра капсулы.

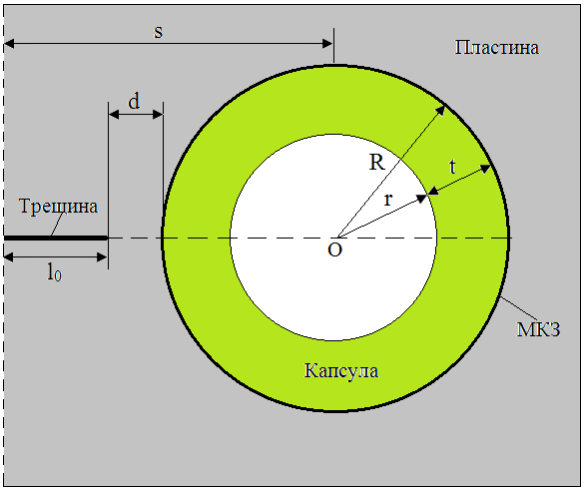


Рис. 2. Модель капсулы и трещины в пластине

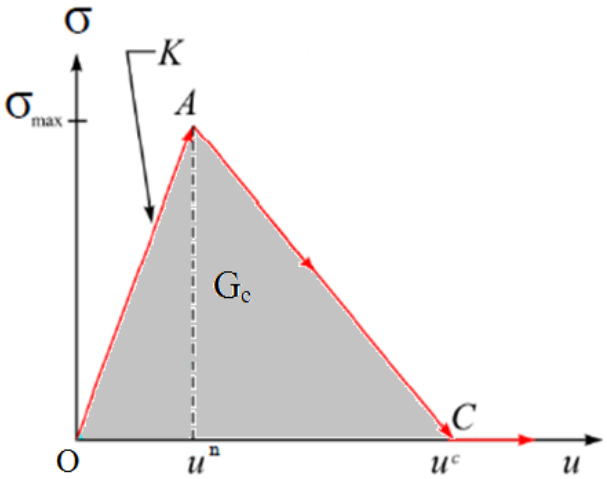


Рис. 3 Билинейная кривая деформирования когезионного слоя

Решение задачи было реализовано в ПК Ansys Workbench [8]. На границе соединения различных материалов (между пластиной и капсулой) использовалась модель когезионной зоны (МКЗ) с билинейной диаграммой деформирования (рис. 3). Коэффициент $K = (\sigma_{\max}) / u^n$ определяет нормальную жесткость контакта. Площадь под диаграммой деформирования равна критической величине интенсивности высвобождения упругой энергии $G_c = 0.5\left(\sigma_{\max} \bullet u^c\right)$. Материал пластины - бетон с модулем упругости $E_1=25*10^6$ Па и коэффициентом Пуассона $\nu_1=0,2$. Для капсулы выбран материал с модулем упругости $E_2=1*10^9$ Па и коэффициентом Пуассона $\nu_2=0,45$ [9]. В расчете определялись коэффициенты концентрации напряжений (ККН) на границе соединения капсулы и матрицы (материала пластины), а также коэффициенты интенсивности напряжений для трещины. Внешняя нагрузка принималась равной $\sigma_0=2*10^6$ Па.

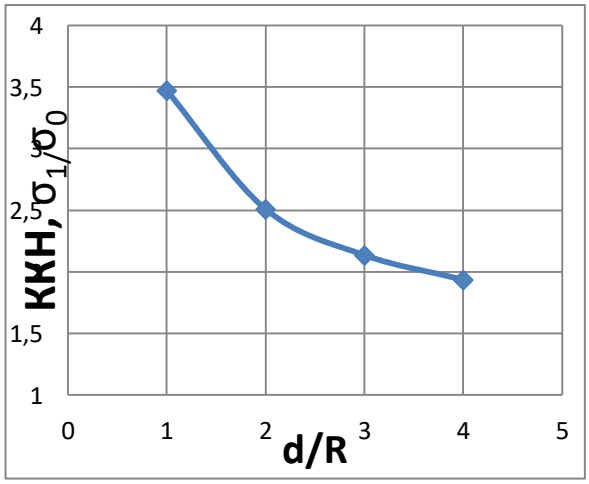


Рис. 4а. Зависимость ККН от расстояния до капсулы с залечивающим веществом

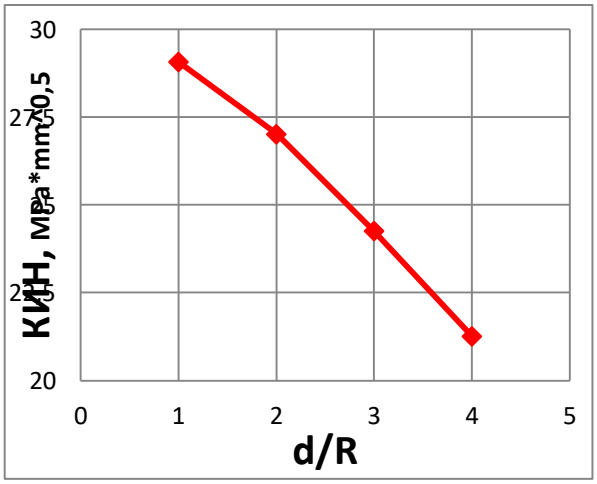


Рис. 4б. Зависимость КИН от расстояния до капсулы с залечивающим веществом

Значения ККН определялись по величине главного максимального напряжения σ_1 на отверстии в пластине, отнесенной к величине внешнего растягивающего напряжения σ_0. Значения КИН определись методом вычисления J-интеграла [10]. Расчеты выполнялись для следующих значений геометрических параметров модели: R=25 мм, t/R=0.05, L=500 мм, полудлина трещины l_0 определялась в зависимости от расстояния от вершины трещины до поверхности капсулы - параметра d=R, 2R, 3R, 4R. Значения ККН и КИН, полученные для одного из вариантов расчета, в зависимости от безразмерного параметра d/R приведены на рис. 4 (а, б). Величины ККН и КИН уменьшаются при возрастании параметра d (сокращении длины трещины l_0). При увеличении d в 4 раза -

ККН уменьшается в ≈ 1,4 раза, а КИН - уменьшается в ≈ 1,8 раз. В докладе представлен детальный анализ результатов.

Работа поддержана Российским научным фондом, проект № 19-19-00616

Литература

1. Ситников Н.Н., Хабибуллина И.А., Мащенко В.И., Ризаханов Р.Н. Оценка перспектив применения самовосстанавливающихся материалов и технологий на их основе // Перспективные материалы. – 2018. –№ 2. – С. 5-16.
2. S. R. White, N. R. Sottos, P. H. Geubelle, J. S. Moore, M. R. Kessler, S. R. Sriram, E. N. Brown, S. Viswanathan, Autonomic healing of polymer composites // Nature, 2001, V. 409, P.794-797.
3. Xue C., Li W., Li J., Tam VWY., Ye G. A review study on encapsulation-based self-healing for cementitious materials // Structural Concrete. 2019 -V. 20 – P. 198– 212.
4. Перельмутер М. Н., Моделирование кинетики самозалечивания трещин // Физическая мезомеханика. 2019.– Т. 22 – № 4. – С. 47–55.
5. Recent Advances in Smart Self-healing Polymers and Composites (Eds. by G. Li and H. Meng). – New York: Woodhead Publishing, 2015. – 426 p.
6. Ozaki S., Osada T., Nakao W. Finite element analysis of the damage and healing behavior of self-healing ceramic materials // Int. J. Solids Struct. – 2016. – V. 100 – P.307–318.
7. Ponnusami S. A., Krishnasamy J., Turteltaub S., Zwaag S. A cohesive-zone crack healing model for self-healing materials // Int. J. of Solids and Struct. – 2018 –V. 134. – P. 249-263.
8. ANSYS Mechanical APDL Structural Analysis Guide // ANSYS, Inc. Southpointe 275 Technology Drive. Canonsburg, Release 15 – November 2013 – P. 522.
9. Hilloulin B., Tittelboom K.V., Gruyaert E., De Belie N., Loukili A., Design of polymeric capsules for self-healing concrete, Cement and Concrete Compos. – 2015 – V. 55 – P. 298 – 307.
10. Морозов Е.М., Никишков Г.П. Метод конечных элементов в механике разрушения. Изд. стереотип. URSS. 2017. 256 с.

УДК 517.958: 534.2: 537.8: 539.3

ИЗВИЛИНЫ И ПЕТЛИ ДИСПЕРСИОННЫХ, ТРАНСЦЕНДЕНТНЫХ И ВИРТУАЛЬНЫХ ФУНКЦИЙ И КРИВЫХ & СИНГУЛЯРНЫЙ АНАЛИЗ, КИНЕМАТИКА ОБРАТНЫХ ВОЛН

CRINKLES AND LOOPS OF DISPERSIVE, TRANSCENDENTAL AND VIRTUAL FUNCTIONS AND CURVES & SINGULAR ANALYSIS, BACKWARD WAVES KINEMATICS

Бырдин В.М. – к.ф.-м.н., с.н.с., **Пузакина А.К.** – н.с.
Институт Машиноведения им. А.А. Благонравова РАН
V_M_Byrdin@mail.ru

Abstract. Our method is based on implicit functions, Weierstrass theorem, complex analysis and geometry of plane curves. The crinkle is the main figure of complex, transcendental, algebraic and virtual curves. Major singularities: arc, kink, cross; high-multiple features are extremely rare. The inflection, arc and crinkle are represented by arbitrarily precise asymptotics. The crinkle $f(x)$ gives a loop $\varphi=\partial x/\partial f$. At the inflection point of the dispersion curve, there are the extrema of the group velocity and wave attenuation, the Airy phase, and the singular front. For backward waves: negative gyrus, loop and quasi-parabola.
Key words: cross, loop, arc, gyrus, transcendental curve, singular figure, backward and normal waves, dispersion curves, group velocity.

Аннотация. Наш метод на базе неявных функций, теоремы Вейерштрасса, комплексного анализа и геометрии плоских кривых. Извилина – основная фигура сложных, трансцендентных, алгебраических и виртуальных кривых. Основные сингулярности: дуга, перегиб, крест; высокократные особенности крайне редки. Перегиб и две дуги извилины представлены сколь угодно точными асимптотиками. Извилина $f(x)$ даёт петлю $\varphi=\partial x/\partial f$. В точке перегиба дисперсионной кривой лежат экстремумы групповой скорости и затухания волны, фаза Эйри и сингул-фронт. Для обратных волн: отрицательная извилина, петля и квазипарабола.
Ключевые слова: крест, петля, дуга, извилина, трансцендентная кривая, сингулярная фигура, обратные и нормальные волны, дисперсионные кривые, групповая скорость.

В докладе два основных ракурса: анализ кривых и обратные волны, уже с вековой историей [1 и др.]. Большинство современных задач аналитически неразрешимы, отсюда актуальность эффективных методов, асимптотических и точных решений. Мы анализируем трансцендентные плоские кривые, уравнения и функции, их приложение в теории волн. Метод анализа основан на теоремах о неявных функциях и Вейерштрасса, положениях комплексного анализа и геометрии кривых. Впервые В.И. Кейлис-Борок, ещё в 1952 г. применил теорему о неявных функциях в теории волн [см. в 2]. В современной же геометрии, насколько мы можем судить, преобладают алгебраическая тематика и численные методы. Однако анализ трансцендентных кривых весьма важен не только в теории волн, компьютерной графики и технической эстетики, но и в большинстве современных областей с экспериментальными и численными данными и сложными кривыми, [2–5 и мн. др.]. Ниже изучается дисперсия, прежде всего, обратных волн, обладающих противоположными фазовой и групповой скоростями. Современная механика и электродинамика обратных волн богата фундаментальными явлениями и эффектами, ведущими к новым технологиям и приложениям. Из них наиболее известны и разработаны тренды скрытности, суперлинза и метаматериалы [6–8,…].

Извилина как компонент и символ трансцендентности. Пример 1. Синусоида – простейшая извилистая трансцендентная кривая. Квазисинусоида дисперсии применяется

уже в такой простой модели, как одномерная решетка в классическом труде Л. Бриллюэна и М. Пароди, 1956г [9, с. 102, фиг. 59]. Две извилины в петле гистерезиса. Множество извилин присуще спектру Лэмба в пластине, хорошо изученному и крайне востребованному и что характерно в общей теории волноводов. Цепь алгебраических извилин задается тривиальным нечетным многочленом ${}_0\Sigma^K a_j x^j/a_K$, $\kappa \geq 3$, и, в частности, классическая кубика x^3; для четного дополнительные условия.

Определение 1. *Извилина – извилистый, зигзаговидный отрезок плоской гладкой кривой, объединяющий через точку перегиба две соседние дуги противоположных вершин.* Или, *Извилина – это отрезок кривой с внутренней точкой перегиба. Извилина – один из основных компонент трансцендентных объектов, кривых, уравнений и функций.*

Следствие 1. *В основе любой плоской извилины, как правило, квази-кубика* $a_0+a_1x+x^3(1+a_4x+\ldots)$. *Возможны также, но всё более редки, маловероятны, и высшие сингулярности: пента-ка, гепта-, нона- и т.д.* x^κ, $\kappa=5,7,9,\ldots$, *– в локальных осях (декартовых, повёрнутых и сдвинутых, в общем случае).*

Доказательства опускаем.

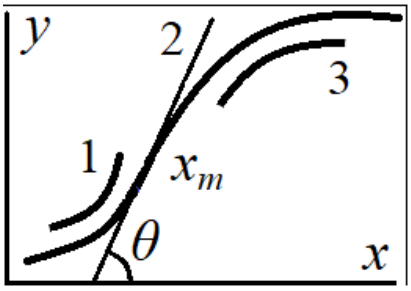


Рис. 1. Извилина: две её дуги, 1 и 3, и прямая перегиба 2

Дугу задаём квазипараболой $y \sim x^{2K}$ (в локальной системе $y_L 0 x_L$; индекс L часто опускаем, а степень K не уточняем, когда это не влечет вопросы). Возможны и другие аппроксимации, через выпуклость и др.; однако, алгебраическая редукция довольно эффективна и опосредована теоремами о неявных функциях и Подготовительной Вейерштрасса, как и в целом, изящным комплексным анализом [10,11]. Сложность кривых соотносится с кратностью особых точек. Высоко-кратные сингулярности встречаются крайне редко, т.к. определяются системами m уравнений, а m – кратностью точки. Дуги, как правило, 2-го порядка, перегибы 3-го ($y=a_1x+x^3+0^4$; $0^4=0(x^4)$), кресты простые (пересечения) бидвукратны $y \sim a_1x+x(1+b_3x+0^2)^{1/2}+0^2$, [2,12].

Замечание 1. 1) Очевидно, первый крест был описан ещё до н.э., хотя и косвенно, в Конхоиде Никомеда; термин же из [13, с. 7]. 2) Дуги $f(x)$ в геометрии идентичны в комплексном анализе ветвям двузначной $f(z)$, $z=x+iy$; отсюда порядок, степень дуги. Также и многозначные кривые и функции.

Петли. Определение 2. *Петля гладкая плоская* $y=\varphi(x)$ *– это самопересекающаяся кривая, ограничивающая и замыкающая конечную область* D *в области своего определения* E *на плоскости* $y0x$: $D+\partial D \subset E$; $\varphi \equiv \partial D$.

Возможны петли в виде дву- или многозначных кривых, локально регулярных всюду, кроме креста и ветвлений. Две или более дуги – соотв. у всюду выпуклой (оваловидной) петли или при наличии в петле извилин (что здесь не изучаем) и/или двух и более крестов. Так собственно и греческий символ φ – это овальная петля, примеры крестово многозначных петель на рис. 2 и 3, нижеслед.

Петлю оваловидную строим на базе повёрнутой извилины, что в теории волн соответствует связи волнового числа $\sigma(\nu)$ и групповой скорости $U=\partial\nu/\partial\sigma$ (см. ниже п. 3); отсюда же идея.

Теорема 1. *Петля φ(x) порождается гладкой убывающей извилиной f(x), как φ=∂x/∂f после поворота прямой перегиба на угол θϵ(90,135°), θ=arctg(∂f(x$_m$)/∂x).*

Доказательство графоаналитическое, например, рис. 2. Важно будет построить обратную теорему. Для синусоиды петлистая спираль возникает при повороте декартовых осей на *45–90°*, рис. 3; при *90* – вырождение в квазиэллипс.

Многие, если не большинство сингулярностей или, кратко, *сингул* (наша девиация термина) возникают в силу чётности функций.

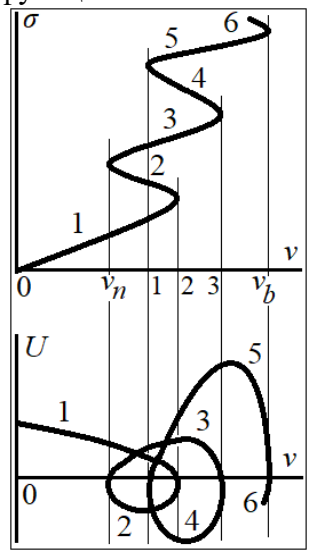


Рис. 2. Дисперсионная кривая волнового числа σ(v) в пять извилин (по мотивам [14, с. 53]) и петлистая спираль групповой скорости U(v) с 4-мя крестами

Лемма 1. *Все регулярные плоские кривые, определяемые чётными, по y и/или x, уравнениями, имеют в нуле, соотв., на осях (0;x) и/или (y;0), множество сингул, по меньшей мере, ветвления 2-го порядка*.

Ремарка доказательства: простейшая – парабола x^2, прямая – вырождение.

Сингулярная кинематика; скорость, затухание и головной фронт волны. Обратная волна. Её динамика, кинематика и энергетика сингулярны, т.к. волна частотно узкополосная и эффективно определяется сингулярным анализом и асимптотиками извилины дисперсии *σ(v)* и петли групповой скорости *U(v)* (см. п. 2). И в целом механика и физика обратных волн являются сингулярными, уже в физическом смысле, т.к. имеют необычную феноменологию фундаментальных эффектов [1,15,16 и др.]. Теория обратных волн базируется на законах дисперсии *σ(v)* и дисперсионных спектрах.

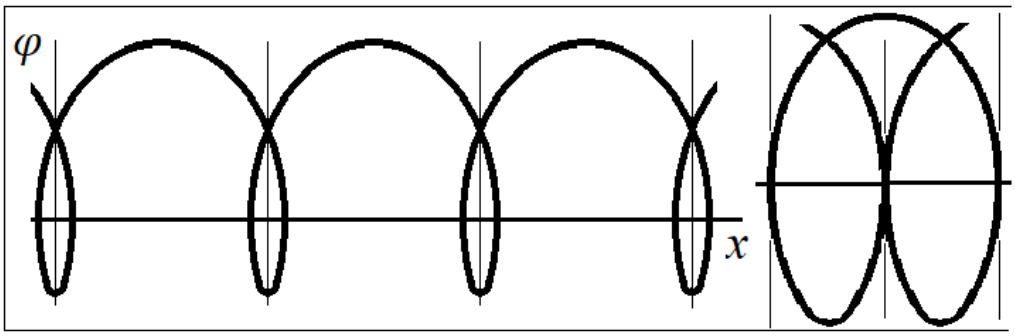


Рис. 3. Петли периодические, порождаемые синусоидой; справа – пример со сдвоенной петлёй и крестом-самокасанием при повороте осей синусоиды на 78°

Определение 3. *Наиболее типичны узкополосные обратные волны: (v_{Kr1},v_{Kr2}), v_{Kr} – критические частоты. Их дисперсионные кривые – это отрицательно наклонённая*

извилина волнового числа и отрицательная полу-петля групповой скорости. Второй, низкочастотный $(0,\nu_{Kr})$ тип – с отрицательными квазипараболами и волнового числа, и групповой скорости и с крестом в нуле частот. Другие обратноволновые типы и контрпримеры встречаются как исключения и упрощения.

Квазипарабола-дуга, очевидно, самый простой и ходовой вид и элемент кривых не только в дисперсии волн, но и в большинстве других разнообразных приложений, например, в [3,5]. Таковы волноводные моды [2,4,12 и мн. др.]. А низкочастотные обратные волны описываются неканоническим видом, отрицательной гиперболой, квази-гипербо-лой (уже по дуге и кресту) рис. 4 (ниже). Гипербола – в виду чётности дисперсионных уравнений по ν и σ. (Связь квази-гиперболы с -параболой через асимптотику, с контролируемой точностью).

При основном типе обратноволновой дисперсии эффективная асимптотика в точке перегиба $(\sigma_m\,;\,\nu_m)$ предопределяет групповую скорость в области её максимума, как и селективность и минимум затухания [4,12] волны $\alpha(\nu)$:

$$U=U_m(1-a_m\Delta^2+0^3);\;\; \alpha=\delta(\nu)(1+a_m\Delta^2+0^3);\;\; \Delta=\nu-\nu_m,\;\; 0^3=0(\Delta^3),\;\; a_m>0,\;\; \delta(\nu)\approx const.$$

$\delta(\nu)$ – медленно возрастающая функция, описывающая диссипативные потери в структуре. Точкой перегиба задаётся также фаза Эйри и фронт обратной волны [15].

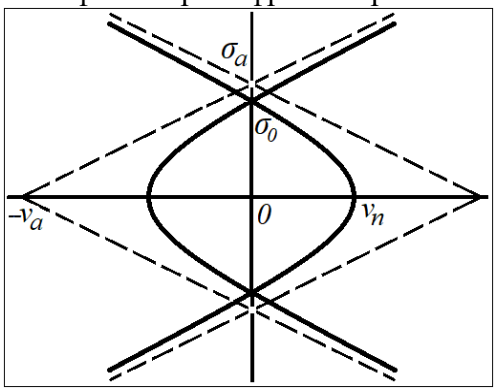


Рис. 4. Типичные, 2-го типа дисперсионные кривые волнового числа обратных волн, аналогично и групповой скорости; штрихами – асимптоты

Замечание о ZGV-проблеме, нулях групповой скорости, в механике и электродинамике [16 и мн. др.]. На критических частотах имеем нули групповой скорости, как двукратные точки ветвления. На верхней критической частоте обратной волны возможна четырехкратная точка, $U=a_1(\nu_n-\nu)^{3/4}(1-a_3(\nu_n-\nu)^{1/2}+0^1)$, или бидвукратная, $U\sim b_1(1-b_2(\nu-\nu_B))^{-1/2}(1-b_3(\nu-\nu_B))$, Для низкочастотных обратных волн аналогичный, бидвукратный крест на нуле частот $(U_0\,;\,0)$ (рис. 4).

Литература

1. Lamb Horace. On group velocity//Proc. L. Math. Soc. Ser. 2. 1904. V.1. N 849. P. 473–479.
2. Бырдин В.М. Дифракция нормальных волн в слоистых структурах: модель уровнемера, модификация метода факторизации, волноводные квазирезонансы// Изв. РАН. МТТ. 2017. № 3. С. 83–99.
3. Bruce J.W., Giblin P.J. Curves and singularities/ 2nd edition. Cambridge University Press, 1992. Pp. 321.
4. Ганиев О.Р., Ганиев Р.Ф., Звягин А.В., Украинский Л.Е., Устенко И.Г. Повышение нефтеотдачи пластов на основе волновых эффектов. Немонотонность затухания в волноводе// Справочник. Инж. ж-л с приложением. 2016. № 3 (228). С. 42–48.
5. Механика контактных взаимодействий/ Под ред. И.И. Воровича и В.М. Александрова. М.: ФМЛ, 2001. 672 с.
6. Алексеев Г.В. Проблема невидимости в акустике, оптике и теплопереносе. Владивосток: Дальнаука, 2016. 224 с.

7. Zi Jing Wong, Yuan Wang, Kevin O'brien and etc. Optical and acoustic metamaterials: superlens, negative refractive index and invisibility cloak// J. of Optics, 2017. V. 19. N 8.
8. Drachev V., Fedotov V. and Shadrivov I. Photonic metadevices: introduction// Journal of the Optical Society of America B: Optical Physics (JOSA B). 2017. V. 34. N 7. Spec. ed.
9. Бриллюэн Л., Пароди М. Распространение волн в периодических структурах/ Пер. с франц. М.: ИЛ, 1959. 457 с.
10. Еругин Н.П. Неявные функции. Л.: ЛГУ, 1956. 59 с.
11. Шабат Б.В. Введение в комплексный анализ. Ч. 1 и 2 (Функции одной – и – неск. переменных). 4 изд. М.–СПб: МГУ–«Лань», 2004. 336, 464 сс. (1 изд. 1969)
12. Бырдин В.М. О затухании нормальных и поверхностных волн и зависимости их фазовых и групповых скоростей от потерь// ДАН СССР. 1978. Т. 238. №3. С. 552–554.
13. Виро О.Я. Плоские вещественные алгебраические кривые: построения с контролируемой топологией// Алгебра и анализ. 1989. Т. 1. № 5. С. 1–73.
14. Рабинович М.И., Трубецков Д.И. Введение в теорию колебаний и волн: Уч. пос. М.: ФМЛ, 1984. 432 с. (2-ое изд. 2000)
15. Бырдин В.М. Обратные волны: столетие первой работы, истоки и развитие обратноволновой механики и электродинамики (обзор)// Радиотехника и электр. 2005. Т. 50. № 12. С. 1413–1438.
16. Hanyin Cui, Weijun Lin, Hailan Zhang and and etc. Backward waves with double zero-group-velocity points in a liquid-filled pipe// JASA. 2016. V. 139. N. 3.

УДК 624.014

АНАЛИЗ МЕТОДОВ РАСЧЕТА ПОДКРАНОВОЙ БАЛКИ НА УСТАЛОСТЬ

ANALYSIS OF FATIGUE CALCULATION METHODS FOR CRANE GIRDER

Васин А.Д. – студент, **Шилов С.С.** – студент
ФГБОУ ВО «Нижегородский государственный архитектурно-строительный университет»
vasinanton1998@yandex.ru

Abstract. Fatigue calculations of steel structures are relevant in construction. The formation of fatigue cracks can lead to structural failure. The calculation in this article is made tacking into account damage accumulation based on Veller's diagram to determine the period of trouble-free operation of the crane girder. Also a calculation according to regulations was made and a comparative analysis with the results calculated from the diagram was performed.
Key words: crane girder, calculation for fatigue, fatigue cracks, tension surges, Veller's diagram, multi-cycle work, durability of metal constructions.

Аннотация. Расчеты на усталость стальных конструкций в строительстве актуальны. Образование усталостных трещин может привести к разрушению конструкции. В данной статье производится расчет с учетом накопления разрушений по диаграмме Веллера для определения срока безаварийной работы подкрановой балки. Так же был произведен расчет по нормативным документам и выполнен сравнительный анализ с результатами, вычисленными по диаграмме.
Ключевые слова: подкрановая балка, расчет на усталость, усталостные трещины, скачки напряжений, диаграмма Веллера, многоцикловая работа, долговечность металлических конструкций.

В современном мире, из-за развития технологического процесса на различных предприятиях требуются мостовые краны большой грузоподъемности. Для обеспечения передвижения крана на производственной территории применяются подкрановые балки, которые работают с переменным или знакопеременным циклом напряжений, что вызывает необратимые последствия в виде усталости материала. В элементах подкрановой балки под действием нагрузки при движении крана происходят скачкообразные изменения напряжений, вызывающие накопление деформаций. При многократном действии таких нагрузок образуются усталостные трещины [1].

Расчет и прогноз образования усталостных трещин при циклическом нагружении был выполнен на примере подкрановой балки Мартеновского цеха АО «ВМЗ» пролетом 16,5 метров.

Для рассмотрения вопросов усталости в программно-вычислительном комплексе "SCAD" была смоделирована конечно-элементная модель исследуемой подкрановой балки (рис.1).

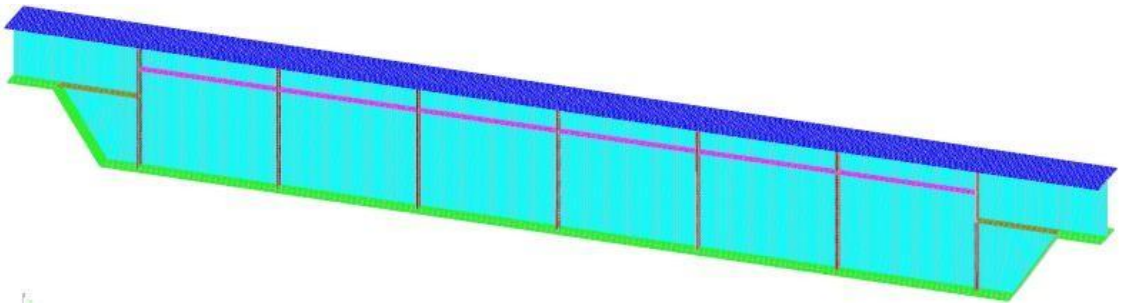


Рис.1. Расчетная конечно-элементная модель

Режим работы мостового крана - 8К. Исходя из этого, технология крана была принята условно и отображает суть производственного процесса. Полный цикл работы крана, принятый в расчетах, представлен в таблице 1.

Таблица 1. Цикл работы мостового крана

п/п	Направление	Нагрузка от собств. веса крана, кН	Нагрузка от груза, кН	Процент от максимального загружения мостового крана, %
1	Слева направо	320,0	63,0	30,0
2	Справа налево		0,0	0,0
3	Слева направо		126,0	60,0
4	Справа налево		84,0	40,0
5	Слева направо до середины пролета		105,0	50,0
	Справа налево от середины пролета		0,0	0,0
6	Слева направо до середины пролета		84,0	40,0
	Слева направо от середины пролета		0,0	0,0
7	Справа налево		168,0	80,0

Мостовой кран опирается пятью колесами, которые распределяют возникающие усилия на подкрановую балку. Скорость движения крана составляет 0,4 м/с. Для исследования напряженно-деформированного состояния в программно-вычислительном комплексе “SCAD” были созданы комбинации загружений, отображающие технологические процессы. Шаг приложенных нагрузок составляет 0,4 метра. Рассматриваемый элемент принят как наиболее опасный и располагается в середине пролета в верхней части стенки балки. Результатом расчета в ПВК “SCAD” является график изменения напряжений в рассматриваемой точке во время работы крана при действии усилий на исследуемую подкрановую балку (рис.2).

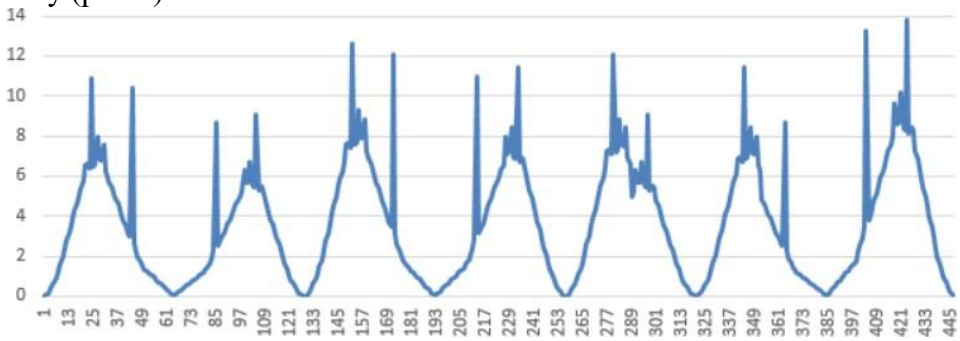


Рис.2. График изменения напряжений в процессе работы

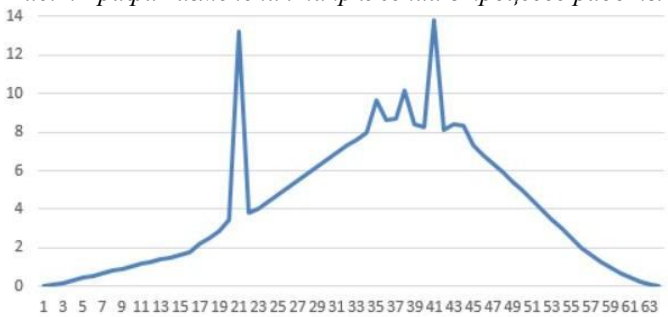


Рис.3. Фрагмент графика изменения напряжений

Усталость характеризуется постепенным накоплением под действием циклических нагрузок деформаций материала и возникновением микротрещин с последующим образованием макротрещины, приводящей к разрушению конструкции. Перераспределение нагрузок вызывают скачкообразное изменение напряженно-деформированного состояния конструкции. Скачки напряжений при многоцикловой работе балки приводят к необратимым изменениям физико-механических свойств материала. Расчет на усталость проводится на основании кривой Веллера (кривой усталости). Кривая Веллера показывает зависимость между максимальными напряжениями и числом циклов до разрушения. При резком изменении напряжения по графику фиксируется количество циклов до разрушения [2].

Рис. 4. Кривая усталости

Для определения накопления повреждений за один цикл необходимо просуммировать разрушения, образующиеся от скачкообразного изменения напряжений. Исходя из принятого технологического процесса, мостовой кран совершает 30 циклов за день при двухсменной работе. Учитывая, что кран эксплуатируется 244 дня в год, количество дней безаварийной работы составляет 274 или 13 месяцев после введения его в эксплуатацию.

Данная балка также была рассчитана на усталость по формуле 170 п. 12.1.2 в соответствии с [3]:

$$\frac{\sigma_{max}}{aR_v\gamma_v} \leq 1, \quad (1)$$

где σ_{max} =138,3 Н/мм^2, максимальное значение напряжения в рассматриваемом элементе по расчету из ПВК SCAD, α = 0,77 - коэффициент, учитывающий число циклов нагружений n, и принимается в соответствии с п. 12.2 [3], как для крана с режимом работы 8К, R_v = 132 Н/мм^2, по табл. 35 [3] для 1 группы конструкций при 440 ≤ R_{un} ≤ 520 Н/мм^2, γ_v – коэффициент, определяемый по табл. 36 [3] для сжатия:

$$\gamma_v = \frac{2,0}{1,0-\rho}, \quad (2)$$

$$\rho = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} \approx 0, \quad (3)$$

где: σ_{min} = 0,0 Н/мм^2, минимальные значения напряжения в рассматриваемом элементе по расчету из ПВК SCAD.

Подставляя значения, получим:

$$\frac{138,8}{0,77\cdot132,0\cdot2,0} = 0,68 < 1, \quad (4)$$

Условие выполняется.

На подкрановой балке Мартеновского цеха во время эксплуатации при циклической нагрузке были обнаружены усталостные трещины, что и подтверждают результаты расчета в программно-вычислительном комплексе SCAD. Согласно численному моделированию в ПВК SCAD сварная стальная подкрановая балка при

данном технологическом процессе может находиться в условиях нормальной эксплуатации на протяжении 13 месяцев, после чего начинают образовываться усталостные трещины. Расчет в соответствии с нормативными документами показал, что подкрановая балка может работать на протяжении всего срока эксплуатации без появления усталостных трещин. При сравнении результатов численного моделирования в программно-вычислительном комплексе SCAD и действующего свода правил по расчету стальных конструкций, можно сделать вывод, что нормативный документ не корректен, поскольку при проверке на выносливость учитывается только максимальное напряжение за один цикл. В расчетах следует учитывать все скачкообразные изменения напряжений, вызывающие накопление деформаций. Исследуемая балка с пролетом 16,5 метров имеет не стандартные габариты, следовательно, выполнять расчет уникальной конструкции по нормативным документам для типовых балок крановых путей не корректно.

Литература

1. Васин А.Д., Шилов С.С., Зайкова А.С. Исследование особенностей методов расчета подкрановой балки на усталость // IX Всероссийский фестиваль науки. Сборник докладов. – 2019. – Т. 1. – с. 189-191;
2. Никитина Е.А., Хазов П.А., Бриккель Д.М. Определение остаточного ресурса подкраново-подстропильной фермы с учетом накопления повреждений в реальных условиях эксплуатации // Приволжский научный журнал. – 2018. – №. 1. – с. 9-14;
3. СП 16.13330.2017 Стальные конструкции. Актуализированная редакция СНиП II-23-81* (с Поправкой, с Изменением №1). [Текст]/ Минстрой России. – М.: 2017;
4. Зайкова А.С. Расчетная оценка усталостной долговечности стальной подкрановой балки// Выпускная квалификационная работа по программе магистратуры. – 2020. – с. 75.

УДК 629.4.018

МЕТОДИКА ОЦЕНКИ ТОЛЩИНЫ ПОВРЕЖДЕННОГО СЛОЯ ПРИ МЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ ОБРАЗЦОВ ИЗ СТЕКЛОПЛАСТИКА

DAMAGED ZONE THICKNESS ESTIMATION METHODS FOR MACHINED FRP COMPOSITE SPECIMENS

Власов[2] Д.Д. - студент, **Ахмедшин[3] Э.Х.**- студент,
Полилов[1] А.Н.– д.т.н., проф., **Татусь[1] Н.А.**– к.т.н., с.н.с.
[1]Институт машиноведения им.А.А.Благонравова РАН
[2]МГТУ им. Н.Э. Баумана
[3]Московский политех

Abstract. The results of the experimental study of machining effect on the fiberglass specimens' tensile strength realization are presented. According to the data obtained, the size of the damaged zone, which does not carry applied loads and reduces the actual net cross-section of the specimen, has been estimated.
Key words: fibrous composites, machining, strength reduction, edge effect.

Аннотация. Представлены результаты экспериментального исследования влияния механической обработки образцов из стеклопластика на реализацию прочности при растяжении. По полученным данным оценен размер поврежденной зоны, не воспринимающей приложенные напряжения и уменьшающей фактическое нетто-сечение образца.
Ключевые слова: волокнистые композиты, механическая обработка, снижение прочности, кромочный эффект.

Введение. Волокнистые композитные материалы обладают неоднородной структурой, в которой основную несущую роль играют прочные и хрупкие волокна, которые легко повреждаются при механической обработке. Визуально эти повреждения могут быть не видны, но если для металлов процесс резания фрезой приводит лишь к локальному наклепу, появлению микропластических деформаций, мало влияющих на прочность, то для стекло-, углепластиков повреждения при резке могут давать заметный отрицательный эффект. В связи с этим механическая обработка по толщине композитных пластин не допускается, а технология и режимы вырезки прямолинейных образцов тщательно отрабатывались.

Необходимость обработки композитных материалов по криволинейным траекториям потребовала приобретения и наладки современного, импортного фрезерного станка с ЧПУ «CNC 6040Z», позволяющего направлять режущий инструмент по любой траектории, а не только прямолинейно.

Постановка задачи. При отработке режимов резания возникают естественные вопросы: как влияет технология резки на поврежденность прилегающего к линии реза материала? Как оценить толщину слоя материала, фактически выключающегося из работы в результате полученных повреждений?

Чтобы ответить на поставленные вопросы, на первом этапе было решено испытывать на растяжение вырезанные по единой технологии прямоугольные образцы с различной шириной. Это позволило оценить глубину поврежденной зоны – «кромки», которая формально является частью поперечного сечения образца, однако нагрузки не несет. Считалось, что в вырезанном из пластины прямоугольном образце с шириной b и длиной L по внешнему контуру остается поврежденный участок шириной δ (рис. 1).

Следует отметить, что ширина «кромки» должна быть постоянной для данного размера и типа режущего инструмента, а также при фиксированных режимах обработки (скорости вращения и подачи). Поэтому при увеличении размеров конструкции (ширины

образца) относительная ширина поврежденной кромки и её влияние на прочность должны снижаться.

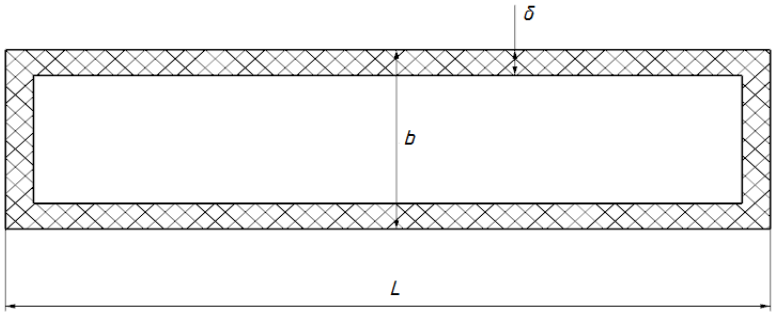


Рис. 1. Поврежденная зона при механической обработке или вырезке образца

Для оценки эффективной ширины поврежденной «кромки» в Институте машиноведения им. А.А. Благонравова РАН (ИМАШ РАН) были изготовлены и испытаны серии образцов различной ширины, вырезанные из одной плиты при фиксированных параметрах механической обработки.

Изготовление образцов и проведение испытаний. Методом вакуумной инфузии была изготовлена плита из стеклопластика толщиной ***h***=2 мм. Заготовка формовалась из 6 слоев стеклоткани с типом плетения «полотно» и укладкой [0/90]. Образцы длиной 250 мм с различной шириной вырезались из пластины на фрезерном станке с ЧПУ с помощью фрезы типа «кукуруза» (рис. 2) диметром 1.5 мм. Скорость горизонтальной подачи: 250 мм/мин, частота тока на частотном преобразователе: 160 Гц. Режим резания для всех образцов не изменялся.

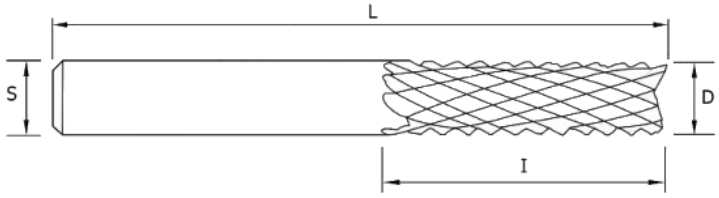


Рис. 2. Фреза для обработки композитов типа «кукуруза»

Для проведения экспериментов было изготовлено 7 серий по три образца с различной шириной: 2.5; 3; 4; 5; 7.5; 10 и 30 мм. Номер серии i=1, 2,…,7. Образцы испытывались на растяжение на машине INSTRON в самозатягивающихся захватах. Все образцы разрушились в рабочей зоне, что говорит о корректности результатов испытаний.

Обработка результатов испытаний. По полученным экспериментальным данным была построена зависимость условной прочности образца от его ширины. Из рис. 3 видно, что при увеличении ширины образцов до 10 мм условные критические напряжения резко возрастают, после чего выходят на «плато» со значением порядка 400 МПа. Подобное поведение графика свидетельствует о сильном влиянии поврежденной кромки на условную прочность образцов малой ширины и о гораздо меньшем её влиянии для более широких образцов.

Для оценки ширины поврежденной зоны используем простые формулы для условной и реальной («истинной») прочности.

Условная прочность (критическая нагрузка F_i, отнесенная к полному сечению):

$$\sigma_i^{eff} = \frac{F_i}{b_i \cdot h}. \qquad (1)$$

Реальная прочность из экспериментов (нагрузка, отнесенная к неизвестному нетто-

сечению):

$$\sigma_i^{real} = \frac{F_i}{b_i' \cdot h}, \qquad (2)$$

где $b_i' = b_i - 2\delta -$ эффективная (реально сопротивляющаяся приложенной силе) ширина.

Для приближенных расчетов можно в качестве реальной («истинной») прочности использовать максимальное значение условной прочности данного материала. На основе вида построенного графика (рис. 3) в качестве «истинной» прочности σ^* было принято значение условной прочности σ_7^{eff}, полученное на образцах шириной 30 мм, поскольку при такой ширине поврежденная кромка уже не оказывает существенного влияния на реализацию прочности.

Рис. 3. Изменение условной прочности в зависимости от ширины образцов

Заменяя в (2) σ_i^{real} на $\sigma^* = \sigma_7^{eff} = 402 МПа$ (нижний индекс «7» указывает на ширину b_7 = 30 мм), оцениваем из экспериментальных значений критической нагрузки F_i ширину зоны повреждения δ, которая несколько различалась для образцов разной ширины:

$$\sigma^* = \frac{F_i}{b_i' \cdot h} \qquad (3)$$

$$\delta = \frac{1}{2}\left(b_i - \frac{F_i}{\sigma^* \cdot h} \right) \qquad (4)$$

Результаты оценки по формуле (4) ширины «кромки» для образцов разной ширины (i = 1-5) с учетом полосы разброса приведены на рис. 4 . Предполагалось вначале, что ширина поврежденной зоны должна не зависеть от ширины образцов: её среднее значение согласно приведенным на рис. 4 данным равно 0.24 мм. Однако в реальности расчет по формуле (4) дает различные значения δ, и линейная зависимость δ от ширины образцов,

полученная с помощью метода наименьших квадратов, построена на рис. 4. В чем причина такой зависимости, объяснить пока сложно, но важно, что ширина поврежденной зоны для данного инструмента и выбранного режима резания лежит в пределах 0.2 – 0.3 мм, по крайней мере, не превышает 0.3 мм, что можно использовать для практической оценки влияния механической обработки.

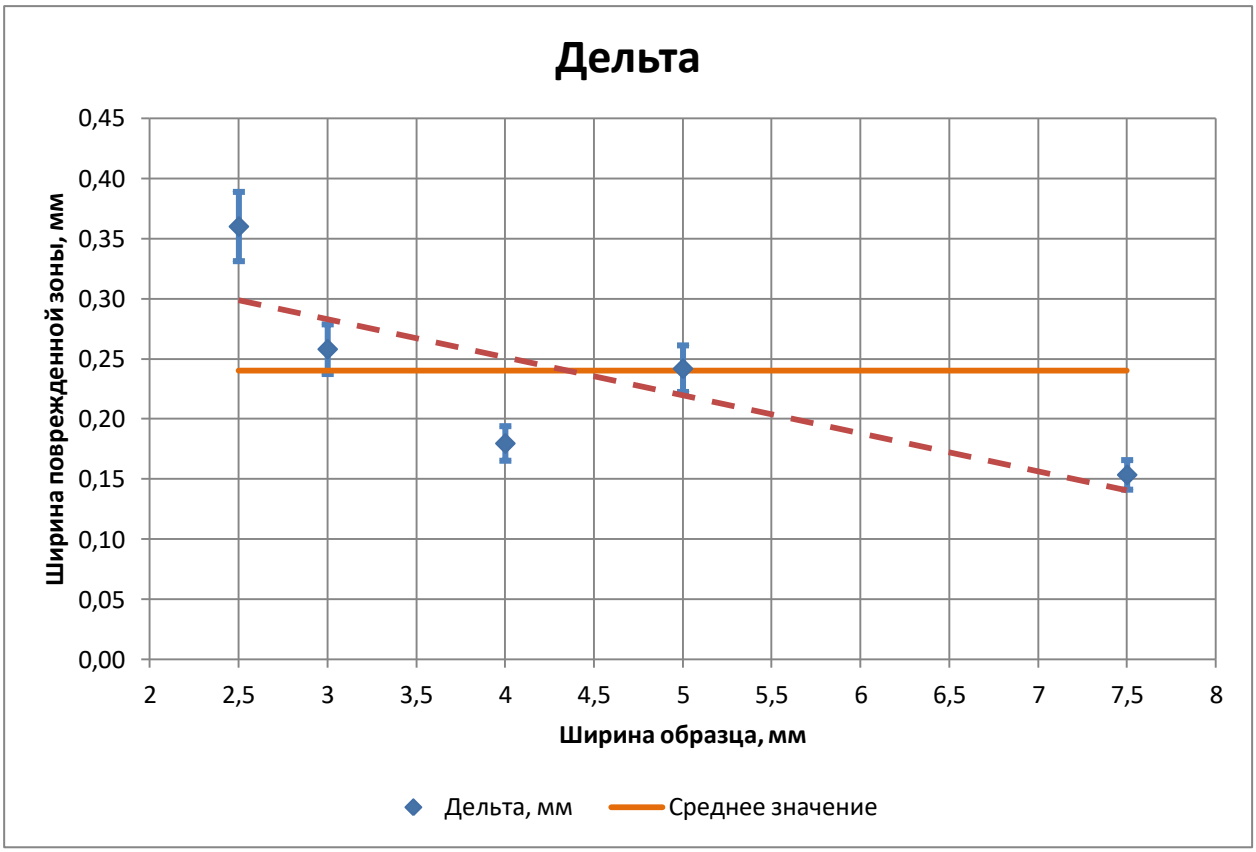


Рис. 4. Оценка ширины поврежденной зоны

Выводы

1. Примененная методика может служить основой оценки эффективной ширины поврежденной зоны при вырезке композитных деталей. Для приведенных данных $\delta \approx 0.24$ мм, что составляет порядка шестой части диаметра фрезы.
2. Строго говоря, данное значение $\delta \leq 0.3$ мм соответствует только использованным в опытах размеру и типу фрезы при выбранных скоростях горизонтальной подачи и вращения. При изменении типа инструмента и режимов резания эффективная ширина зоны повреждения может быть иной.
3. Условный размер поврежденной зоны мал, и для больших деталей его можно не учитывать, но при изготовлении небольших деталей из волокнистых композитов следует учесть влияние зоны, которую повреждает инструмент.

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы

УДК 620.178.152.34

РАСЧЕТНО-ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЙ МЕТОД ОПРЕДЕЛЕНИЯ ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК СЛОИСТЫХ СИСТЕМ

CALCULATION AND EXPERIMENTAL METHOD FOR DETERMINING THE STRENGTH CHARACTERISTICS OF LAYERED SYSTEMS

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

Abstract. Computational and experimental methods have been developed for determining the adhesive and cohesive strength of a thin hard coating in a topocomposite using model and experimental penetration diagrams obtained by instrumental indentation. The calculation results for the layered system of the AlN / D16T topocomposite are presented.
Key words: instrumental indentation, thin coatings, topocomposite, adhesive strength, cohesive strength.

Аннотация. Разработаны расчетно-экспериментальные методы определения адгезионной и когезионной прочности тонкого твердого покрытия в топокомпозите с использованием модельной и экспериментальной диаграмм внедрения, получаемой при инструментальном индентировании. Приведены результаты расчета для слоистой системы топокомпозита AlN/Д16Т.
Ключевые слова: инструментальное индентирование, тонкие покрытия, топокомопозит, адгезионная прочность, когезионная прочность.

Оценка прочностных характеристик материалов осуществляется на использовании измеренных следов разрушения покрытия после эксперимента в той или иной теоретической модели разрушения. Соответствие моделей разрушения, во многом составленных на критериях разрушения компактных материалов, редко совпадет с реальными механизмами повреждаемости слоистых тел, особенно с топокомпозитной структурой. Актуально для топокомпозитов применение моделей, более адекватно описывающих процессы деформирования слоистых тел при инструментальном индентировании.

В работе исследовался образец из алюминиевого сплава Д16Т с поверхностным покрытием из нитрида алюминия толщиной 5 мкм. Микротвердость подложки была H_0 = 0,98 ГПа, микротвердость покрытия - H_1= 15,2 ГПа. Модули упругости материалов подложки и покрытия равнялись E_0 = 93 ГПа и E_1 =320 ГПа, соответственно. Измерение твердости и модуля упругости производилось с помощью твердомера НаноСкан4D. С помощью этого же прибора производилась запись диаграмм «нагрузка P – внедрение s» при различных конечных нагрузках в диапазоне от 150 мН до 500 мН. Отпечатки после испытаний на каждой ступени нагружения исследовались с помощью оптического микроскопа.

Теоретические (модельные) диаграммы внедрения строились с использованием зависимостей, полученных в работах [1,2]. Для построения теоретической кривой нагружения модельного топокомпозита, имитирующего экспериментальный образец использовалась следующая аналитическая зависимость:

$$P_c = E_c\left(\frac{1}{tg\alpha\sqrt{\pi}}\sqrt{\frac{E_c}{H_c}} + \frac{2(\pi-2)}{\pi}\sqrt{\frac{\pi}{4}}\sqrt{\frac{H_c}{E_c}}\right)^{-2} s^2\,, \qquad (1)$$

Кривая разгружения модельного топокомпозита строится по следующей зависимости:

$$P = \left(\left(\frac{2E_c}{\pi}\tan\alpha\right)\right)s^2\,, \qquad (2)$$

где E_c – эффективный модуль упругости; H_c – композиционная твердость; α - эквивалентный угол конуса индентора; s – глубина внедрения пирамиды Берковича.

Экспериментальные диаграммы внедрения при различных конечных нагрузках индентирования представлены на рис. 1.

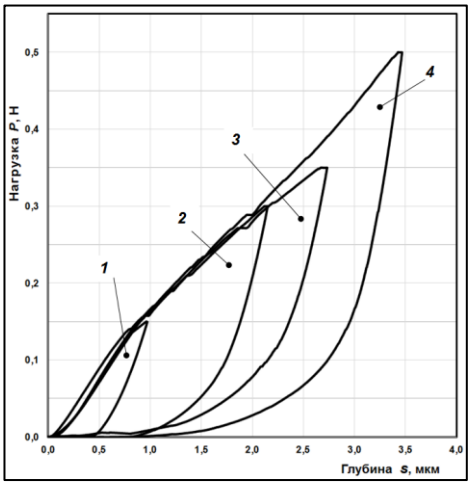


Рис. 1. Вид экспериментальных диаграмм внедрения при значении максимальной нагрузки в Н: 1 – 0,15; 2 – 0,3; 3 – 0,35; 4 – 0,5

Анализ полученных экспериментальных диаграмм внедрения показывает, что с увеличением конечной величины нагрузки индентирования вид кривой разгружения отличается. По мере увеличения значения конечной нагрузки нижняя часть кривой разгружения все сильнее и раньше выгибается в сторону начала координат диаграммы внедрения.

Результаты визуальных исследований отпечатков индентора на поверхности покрытия показали, что при нагрузках, соответствующих диаграммам внедрения 1-3 (см. рис. 1), отсутствуют какие-либо повреждения поверхности покрытия в области индентирования. Для диаграммы внедрения 4 были обнаружены кольцевые трещины вокруг отпечатков.

В работе рассматриваются две диаграммы внедрения 3 и 4, как характерные представители различного вида поврежденности слоистой системы. Диаграмма 3 демонстрирует расслоение покрытия в процессе разгружения, что характеризует адгезионную прочность покрытия к подложке. Диаграмма 4 демонстрирует помимо

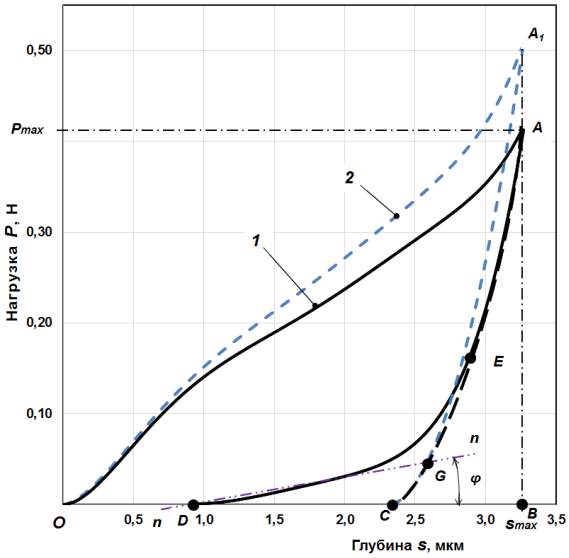


Рис. 2. Совмещенные на одном графике экспериментальная (1) и модельная (2) диаграммы внедрения при значении максимальной нагрузки 0,4 Н

расслоения покрытия также и разрушение покрытия, что характеризует когезионную прочность материала покрытия.

Теоретическую диаграмму внедрения для модельного слоистого тела рассчитывают для диапазона глубин внедрения равного диапазону глубин внедрения при получении экспериментальной диаграмме внедрения. Полученные модельная и экспериментальная диаграммы внедрения сопоставляются между собой. Это достигается совмещением модельной и экспериментальной диаграммы внедрения на одном графике с построением диаграмм внедрения из одной точки - начала координат (рис. 2, 3).

Из сравнения кривых нагружения (рис. 2, 3) модельной (2) и экспериментальной (1) диаграмм внедрения наглядно видно, что глубины внедрения при одинаковых по величине нагрузках отличаются. Отличие в значениях глубин внедрения возрастает с увеличением нагрузки. Наличие расхождения в значениях нагрузок для кривых нагружения при одинаковых значениях глубин внедрения у теоретической и экспериментальной диаграмм внедрения говорит о различии затрачиваемой работы на деформирование слоистых систем с одинаковыми механическими характеристиками и при одинаковых условиях деформирования.

Для оценки адгезионной прочности покрытия к подложке проанализируем различия в форме и значениях диаграмм внедрения (рис. 2). Разница площадей фигур OAB и OA_1B представляет собой энергию упругопластического деформирования при сдвиге материала подложки на границе раздела, приводящая к снижению адгезионной связи на границе раздела и возникновению значительных остаточных напряжений растяжения. Построим кривую разгрузки для случая когерентной (жесткой) связи покрытия с подложкой в экспериментальном образце. Кривая разгрузки экспериментального образца с когерентной связью покрытия описывается кривой, соединяющей координаты точки начала разгружения экспериментальной кривой с координатами точки на оси абсцисс конца модельной кривой упругого разгружения. Для этого используется полином второй степени, так как кривые разгружения пропорциональны глубине внедрения во второй степени (уравнение 2). Площадь фигуры CAB, ограниченной экспериментальной кривой разгружения слоистого тела с когерентной связью покрытия к подложке, соответствует работе упругого деформирования экспериментального слоистого тела без отслаивания. Площадь фигуры DEC, которой соответствует упругой энергии восстановления отслоившегося покрытия и запасенной энергии упругой деформации. Вычитанием из площади DEC площади фигуры DGE определяем величину энергии, направляемой на восстановление отслоившегося покрытия. Линейный характер связи между величиной нагрузки и стрелой прогиба отслоившегося покрытия позволяет построить в пределах фигуры DEC фигуру DGC в виде треугольника, площадь которого соответствует величине энергии, направляемой на восстановления отслоившегося покрытия, и определить угол наклона прямой линии DG. По углу наклона к оси абсцисс прямой «n-n», совпадающей со стороной DG фигуры DGC, рассчитывается тангенс угла *Kc*, значение которого используется для расчета адгезионной прочности покрытия по формуле [3]:

$$G^* = \frac{K_C^2}{32\,\pi^2 h\, E_1^*}\ , \qquad (3)$$

где *Kc* - тангенс угла наклона прямой линии, совпадающий со стороной DG фигуры DGC; h – толщина покрытия; $E_1^* = \frac{E_1}{(1-\mu_1^2)}$ - приведенный модуль упругости материала покрытия.

Результаты расчета по формуле (3) для исследуемого в данной работе образца из покрытия нитрида алюминия на подложке из Д16Т дали значения адгезионной прочности G = 1,8±0,12 Дж/м^2.

Оценку когезионной прочности покрытия из нитрида алюминия к подложке проводится в результате анализа кривых диаграмм внедрения, представленных на рис. 3.

Из сопоставления экспериментальной диаграммы внедрения (2) с модельной (1) (см. рис. 3) видно, что экспериментальная кривая разгружения образует с кривой

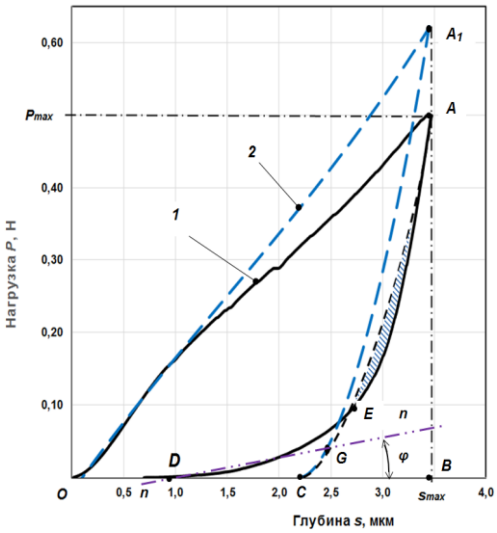


Рис. 3. Совмещенные на одном графике экспериментальная (1) и модельная (2) диаграммы внедрения при значении максимальной нагрузки 0,5 Н

разгружения исследуемой слоистой системой с когерентной связью покрытия к подложке фигуру AEA, которая характеризует работу, затрачиваемую на разрушение покрытия в виде круговых поперечных трещин.

Для создания поперечных круговых сквозных трещин используется часть запасенной упругой энергии. Размеры трещин и радиус их расположения, относительно центра отпечатка позволяют рассчитать значение вязкости разрушения материала покрытия по формуле [4]:

$$K_{I_c} = \left[\left(\frac{E_1}{(1-\mu_1^2)2\pi C_R}\right)\left(\frac{U}{h}\right)\right] \quad , \qquad (4)$$

где h – толщина покрытия; C_R– радиус расслоения; U – упругая работа, затрачиваемая на разрушение; E_1 ,μ_1 – модуль нормальной упругости и коэффициент Пуассона материала покрытия.

Результаты расчета по формуле (4) дали значения когезионной прочности K_{Ic} = 10,2 МПа/м$^{1/2}$. Это близко к значениям, известным в литературе [4].

Разработаны расчетно-экспериментальные методы оценки адгезионной и когезионной прочности тонких покрытий по результатам инструментального индентирования и моделирования диаграммы внедрения. Рассчитаны значения прочности связи покрытия к подложке и когезионной прочности покрытия топокомпозита AlN/Д16Т. Рассмотренный метод оценки прочностных характеристик может быть использован в практике расчета прочностных характеристик тонких покрытий топокомпозитов.

Литература

1 Воронин Н.А. Теоретическая оценка композиционной и истинной твердости тонких покрытий // Трение и смазка в машинах и механизмах. – 2011. – № 7. – С.11 – 21.

2 Воронин Н.А. Моделирование диаграммы внедрения для топокомпозитов // Проблемы машиностроения и надежности машин. – 2018. – № 5. – С . 57 – 65.

3 Wei P. J., Liang W.L., Aia C.F , Lin J. F. A new method for determining the strain energy release rate of an interface via force–depth data of nanoindentation tests. Nanotechnology. – 2009. – V. 20. – P.1-7 (025701).

4 Bhushan B. Depth-sensing nanoindentation measurement techniques and applications // Microsyst. Technol. – 2017. –V. 23. – P. 1595–1649.

УДК 629.01

ПЛАНИРОВАНИЕ ОПТИМАЛЬНОГО ЭКСПЕРИМЕНТА В ЗАДАЧЕ ОЦЕНКИ ЖИВУЧЕСТИ

PLANNING AN OPTIMAL EXPERIMENT IN THE PROBLEM OF EVALUATION AT CRACK PROPAGATION STAGE

Гадолина И.В.[1] – к.т.н., с.н.с., **Романов А.Н.**[1] – д.т.н., зав.отд., **Баутин А.А.**[2] – инженер, **Папич Л.**[3] – д.т.н., директор
[1]ИМАШ РАН, Москва, Россия
[2]ЦАГИ, Жуковский, Россия
[3]Исследовательский центр DQM, г. Чачак, Сербия
gadolina@mail.ru

Abstract. A large number of factors influencing the fatigue crack rate are traditionally studied separately. In this case, their interactions are not taken into account and the experiment does not possess the property of optimality. The article describes the authors' vision of the problem, how it would be possible to approach the solution of the research problem from the point of view of the theory of optimal experiment planning. Initially, it is proposed to consider three factors, namely: the influence of asymmetry, loading frequency and sequence of overloads. A full factorial experiment with varying factors at extreme levels is considered. The formalization of the factor describing the sequence of loads is proposed.
Key words: fatigue crack, experimental design, load asymmetry, frequency, load sequence, beta distribution.

Аннотация. Большое количество факторов, влияющих на скорость усталостной трещины, традиционно исследуются отдельно. При этом не учитываются их взаимодействия и эксперимент не обладает свойством оптимальности. В статье изложено видение проблемы авторами, как было бы возможно подойти к решению задачи исследования с точки зрения теории оптимального планирования эксперимента. Первоначально предполагается рассмотреть три фактора, а именно: влияние асимметрии, частоту нагружения и последовательность перегрузок. Рассмотрен план полного факторного эксперимента с варьированием факторов на экстремальных уровнях. Предложена формализация фактора, описывающего последовательность нагрузок.
Ключевые слова: усталостная трещина, планирование эксперимента, асимметрия нагружения, частота, последовательность нагрузок, бета-распределение.

Вторая стадия усталости – а именно, стадия распространения усталостной трещины, традиционно привлекает большое внимание ученых и инженеров - по эксплуатации. Это связано, в первую очередь, с все более широким распространением концепции эксплуатации по состоянию, т.е. когда объект (особенно часто это применяется к элементам авиационных конструкций) продолжают эксплуатировать несмотря на наличие зафиксированной трещины. Задача оценки живучести также актуальна при продлении гарантированного ресурса изделий машиностроения.

Задача оценки скорости роста трещины далеко нетривиальна. Существует множество моделей для разных материалов и условий нагружения. Вид конструкционного элемента также имеет значение. Дополнительный вклад в вариацию результатов эксперимента (также как и расчетов) вносит случайный характер нагружения. Неоднократно было отмечено влияние перегрузок, которые парадоксальным на первый взгляд образом могут замедлить скорость развития усталостной трещины. Данный феномен большинство исследователей связывает с образованием пластической зоны, которая тормозит рост трещины. Многие методы расчета основаны на оценке данного влияния. В работе [1] на основании численного моделирования по оригинальному методу и оценки скорости роста трещины по Вилленборгу [2] было исследовано влияние

последовательности пиков перегрузки.

Имеется масса экспериментальных данных по теме развития усталостной трещины. Возможно, первоочередной задачей должно было бы явиться их обобщение. С другой стороны, интересно наметить дальнейшие направления исследования. С точки зрения системного подхода целесообразно сформулировать задачу планирования оптимального эксперимента по изучению феномена скорости роста трещины в металлах. При этом важно определиться с выбором отклика – функции, оптимальным образом характеризующей стадию развития трещины.

В соответствии с теорией планирования оптимального эксперимента [3] рекомендуется рассмотреть возможно влияющие на отклик факторы. Если исследуется три фактора, они нормируются и пространство эксперимента выглядит как единичный куб:

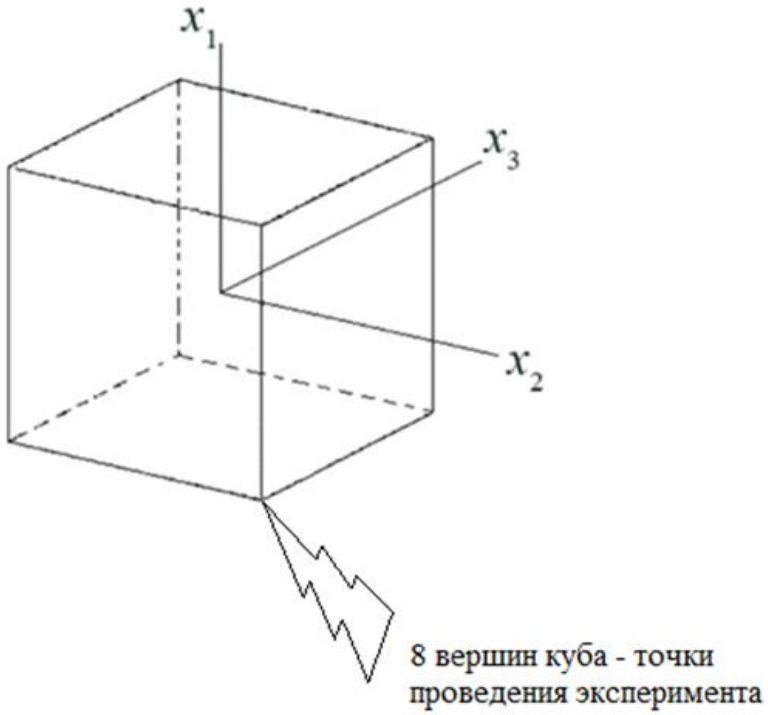


Рис.1. Единичный куб – пространство трех факторов

Проведя полный факторный эксперимент, можно получить представление об основных тенденциях влияния и наметить сочетания факторов для дальнейшего исследования. Многолетние усилия ученых привели к пониманию, какие факторы могут быть выбраны в качестве определяющих: это асимметрия нагружения (X_1), частота нагружения (X_2) и последовательность пиков (X_3). Если по факторам X_1 и X_2 имеются экспериментальные данные и назначения границ их варьирования не должно представлять серьезных сложностей, то по фактору X_3 отсутствует какая-либо формализация. Тем более, что факторы желательно охарактеризовать как количественные, а не просто «да» - «нет». Последнее применяется только для кодирования качественных факторов.

Характеристика последовательности пиков нагружения. В работе [1] в численном эксперименте были оценены время продолжительности распространения усталостной трещины в алюминиевой пластине при случайных процессах смоделированных на основе TWIST по оригинальному методу. Последовательность пиков в процессах варьировалась (рис.2). Прочие параметры оставались неизменными. Поскольку при оценке по методу Вилленборга учитывается последовательность пиков (что существенно в реальности), расчетные долговечности получились различные. Различие в долговечностях получилось значительным (2.5 раза), что было обеспечено надлежащим подбором нагрузочных процессов.

На рис. 2 показаны максимумы более легкого и более тяжелого процессов.

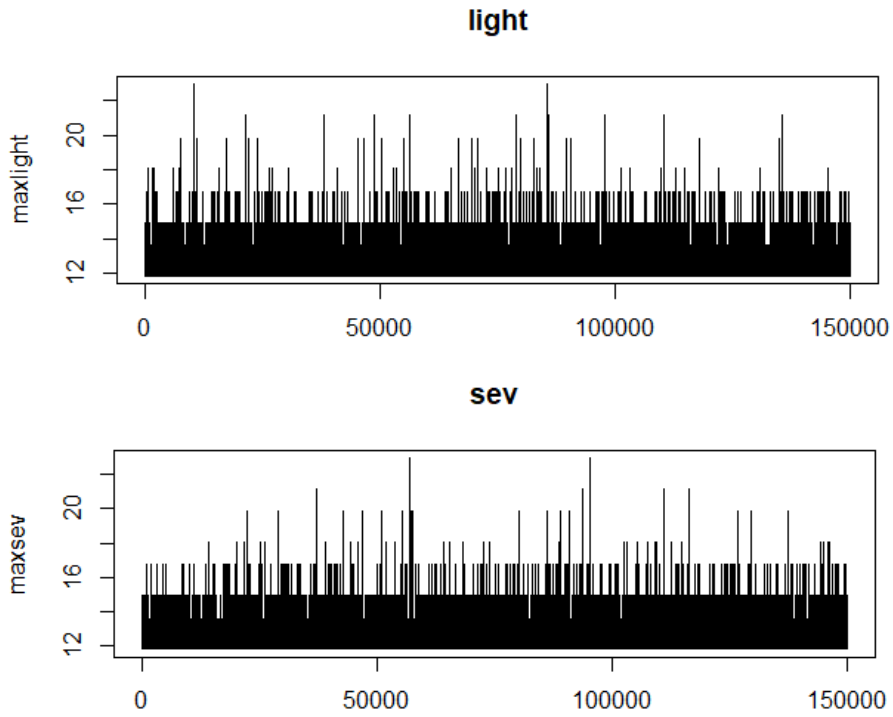


Рис.2. Два модельных процесса на базе TWIST: вверху менее повреждающий (light), внизу более повреждающий (severe)

Наколенные числа перегрузок свыше 17 кг/см^2 для этих же процессов показаны на Рис.3.

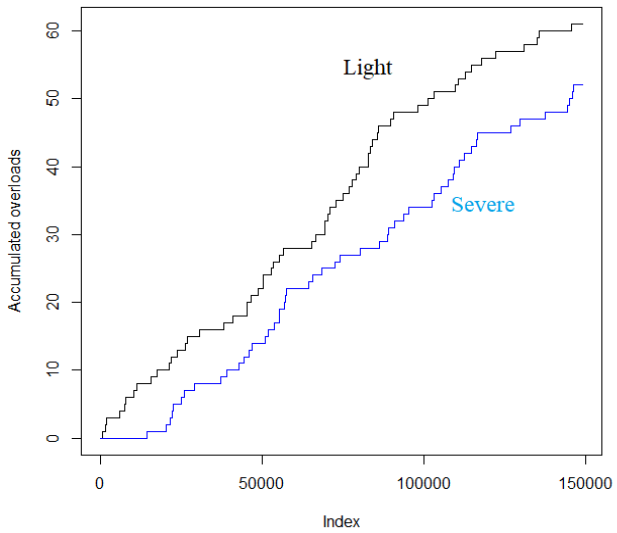


Рис.3. Накопленное число перегрузок по длине реализации для менее повреждающего (light), и более повреждающего (severe) процессов

Видно, что менее повреждающий «light» процесс имеет больше перегрузок, и распределены они со смещением к началу реализации.

При планировании эксперимента для исследования влияния перегрузок, предполагается описать распределение перегрузок по длине реализации при помощи семейства бета-распределений случайной величины X~B(α, β) [4], для которой справедливо:

$$f_X(x) = \frac{1}{\mathrm{B}(\alpha,\beta)}\, x^{\alpha-1}(1-x)^{\beta-1},$$

где

- $\alpha, \beta > 0$ произвольные фиксированные параметры, и
- $\mathrm{B}(\alpha,\beta) = \int\limits_0^1 x^{\alpha-1}(1-x)^{\beta-1}\,dx$ — бета-функция.

Для задачи о распределения перегрузок по длине параметры были приняты: α=1 и β~ var.

На рис.4 показаны два распределения из данного семейства, которые могут использоваться для количественного описания распределения перегрузок по длине реализации в задаче планирования эксперимента. Распределение с параметрами α=1 и β=5 описывает ситуацию, когда перегрузки смещены ближе к началу реализации, таком образом обеспечивая меньшее повреждающее действие (ближе к семейству «light» на Рис.3.). Для описания процессов длина реализации x и число перегрузок нормируются к единице.

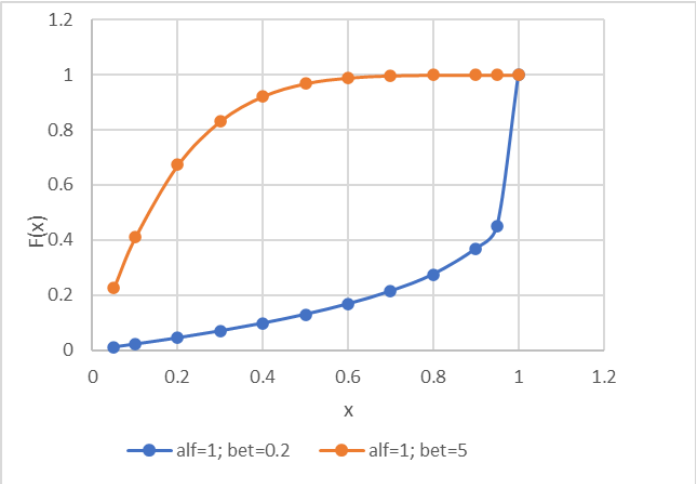


Рис.4. Два семейства бета-распределения

Выводы. В статье обсуждается возможность применения теории планирования эксперимента к исследованию закономерностей развития усталостной трещины желательно использовать теорию планирования оптимального эксперимента. Выбраны факторы: асимметрия, частота, последовательность пиков. На основе численного эксперимента, проведенного ранее, сформулированы предложения для формализации фактора последовательности пиков, а именно семейство предлагается использовать семейства бета-распределения.

Остается открытым вопрос, что именно взять в качестве отклика в планировании эксперимента: показатель Пэриса, скорость на стабильном участке или что-то другое. Авторы надеются обсудить этот вопрос с участниками конференции.

Литература

1. Irina V. Gadolina et al. Studying the crack growth rate variability by applying the Willenborg's model to the Markov's simulated trials. In: Hu Z., Petoukhov S., He M. (eds) Advances in Intelligent Systems, Computer Science and Digital Economics. CSDEIS 2019. vol 1127. Springer, Cham DOI https://doi.org/10.1007/978-3-030-39216-1_17
2. Willenborg J, Engle RH, Wood HA. //AFFDL-TM-71-1 FBR, WPAFB, OH; 1971.
3. Адлер Ю.П. Введение в планирование экспериментов. Учебное пособие. МИМИС. Москва, 2014. 36с.
4. Mosteller, F. and J. Tukey (1977). Data Analysis and Regression: A Second Course in Statistics. Addison-Wesley Pub. Co. 1977 M. ISBN 978-0201048544.

УДК 614.8.084

МЕТОДОЛОГИЯ АНАЛИЗА ПОКАЗАТЕЛЕЙ ВЛИЯНИЯ ЧЕЛОВЕЧЕСКОГО ФАКТОРА НА КОМПЛЕКСНУЮ БЕЗОПАСНОСТЬ ПРОМЫШЛЕННЫХ ПРЕДПРИЯТИЙ

METHODOLOGY FOR ANALYZING INDICATORS OF THE HUMAN FACTOR IMPACT ON THE INTEGRATED SAFETY OF INDUSTRIAL ENTERPRISES

Гвоздев Е.В.[1] – к.т.н., доцент, **Матвиенко Ю.Г.**[2] – д.т.н., заведующий отделом.
[1]Национальный исследовательский Московский государственный строительный университет (НИУ МГСУ)
[2]Институт машиноведения РАН (ИМАШ РАН)
evgvozdev@mail.ru

Abstract. The analysis of statistics on the occurrence of fires in the Russian electric power industry was carried out. At the stage of analytical research, the application of the method of direct deterministic factor analysis is proposed, which makes it possible to detail the indicators of the influence of factors, to divide them into components. At the stage of synthesizing the obtained analytical results, it is proposed to use the "goal tree" method based on inverse calculations, which allows you to get the values of the coefficients of increment (decrease) of gaps (erroneous actions) of personnel. The problem is solved in the formation of control orders in those places where the performance of providing services has a low level of efficiency.
Key words: The system of integrated security, fire statistics, responsible service, assessment of impact indicator.

Аннотация. Проводился анализ статистики возникновения пожаров на предприятиях электроэнергетики России. На этапе проведения аналитических исследований, предложено применение метода прямого детерминированного факторного анализа, который дает возможность детализировать показатели влияния факторов, разбивать их на составляющие. На этапе синтезирования полученных аналитических результатов, предложено применение метода «дерева целей» на основе обратных вычислений, который позволяет получать значения коэффициентов приращения (убывания) пробелов (ошибочных действий) персонала. Решается проблема в формировании управляющих предписаний в те места, где показатели работы обеспечивающих служб имеют низкий уровень эффективности.
Ключевые слова: Система комплексной безопасности, статистика пожаров, курирующая служба, оценка показателя воздействия.

На предприятиях промышленности, эксплуатирующих опасные производственные объекты (далее – промышленные предприятия), целесообразно создавать систему комплексной безопасности (далее – СКБ), которая является неотъемлемой частью системы управления предприятия в целом [1,2].

Обеспечение комплексной безопасности промышленных предприятий, осуществляется за счет снижения рисков в следующих укрупненных направлениях:

– безопасностью функционирования физических объектов (надежностью, устойчивостью, живучестью, защищенностью, трещиностойкостью, ресурсоемкостью и т.д.);

– безопасностью, связанной с проведением организационно-технических мероприятий с персоналом предприятия (психологической устойчивостью, операторной деятельностью, подготовкой персонала, организацией трудового процесса и т.д.).

СКБ промышленного предприятия – *это целостная совокупность функционирующих и взаимодействующих между собой отраслевых подсистем безопасности*, поддержание качественного функционирования которой осуществляется за счет материального и финансового обеспечения, а также за счет выполнения трудовых

обязанностей персоналом служб входящих в ее структуру (человеческий фактор).

Основная причина возникновения опасностей заключается в наличии недоработок (пробелов) (*исходных событий*), которые имеют свойство нарастать и приводить к возникновению отказов (функциональных отказов) в управлении СКБ предприятия (*промежуточное событие*), которые при определенных условиях могут быть реализованы в виде опасностей наносящих повреждение (ущерб) техногенному пространству (*конечное событие*) (рис. 1) [3].

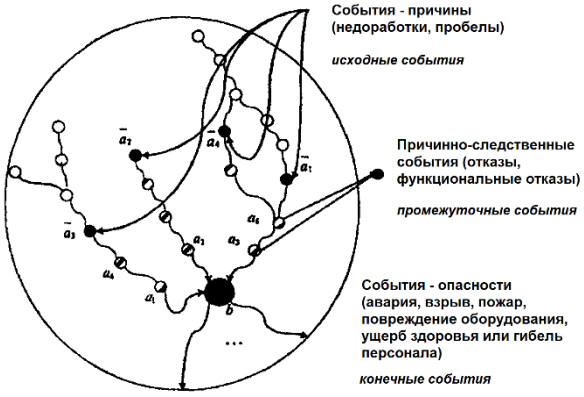


Рис. 1. Пространство последовательного нарастания событий

На основе анализа фундаментальных исследований, связанных с возникновением опасностей, выделяются четыре укрупненных направления рассматривающих роль человеческого фактора (далее – ЧФ) при воздействии на СКБ промышленного предприятия, к ним относятся:

1. Направление, рассматривающее функциональные и физиологические возможности человека-оператора при штатных и аварийных ситуациях [4];
2. Направление, рассматривающее требуемый уровень подготовки специалиста-оператора, оценки его готовности к выполнению трудовых функций [5];
3. Направление, связанное с организацией рабочего места специалиста, т.е. формирование комфортного эргатического пространства [5].

Отличие настоящей работы от представленных исследовательских направлений заключается в том, что в ней впервые, рассматривается новое направление, связанное с влиянием ЧФ на СКБ промышленного предприятия, т.е. в оценке воздействия персоналом служб (структурных подразделений), участвующих в формировании и поддержании устойчивого функционирования созданной на предприятии СКБ.

Рассматривались данные статистики связанные с авариями, пожарами, ущербом здоровью и гибелью персонала на предприятиях электроэнергетики России за период 2017-2019гг. (рис.2). Сделаны выводы о том, что около 10% возникающих опасностей происходят от взаимодействующих подсистем, когда нарушается функционирование 2 и более подсистем, такие события квалифицируются как чрезвычайные ситуации (ЧС).

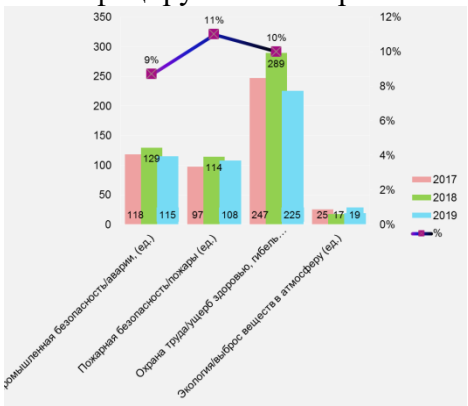


Рис. 2. Анализ возникновения опасностей (аварии, пожары, ущерб здоровью и гибель персонала) на предприятиях электроэнергетики за период 2017-2019 гг

Для оценки степени воздействия ФСП входящих в СКБ промышленного предприятия, с помощью экспертов было определено четыре показателя воздействия служб (электроэнергетической, промышленной безопасности, пожарной безопасности, охраны труда) (далее – *«службы»*) на подсистему пожарной безопасности (табл. 1) [6].

Таблица 1. Оценки влияния *«служб»* на СКБ

Код причины возникновения опасностей	Электротехническая служба	Служба промышленной безопасности	Служба пожарной безопасности	Служба охраны труда
8	0,1	0,1	0,1	0,1
9	0,19	0,19		
10	0,1	0,1		
11	0,43	0,1		
12	0,1		0,43	
13	0,1		0,43	
15	0,19		0,1	0,1
17	0,19		0,1	0,1
20	0,19		0,1	0,1
25	0,1	0,1	0,1	0,1
28	0,1	0,1	0,1	0,1
32	0,43	0,1		
33	0,43			0,1

При нормировании суммарных значений, получим величины весовых коэффициентов β, которые представляют собой оценки влияния *«служб»* на подсистему безопасности. Так, для прямого, непосредственного, опосредованного и косвенного воздействия, значения будут равны *0,43, 0,28, 0,19, 0,1.*

Используя данные таблицы 1, можно вычислить оценку риска возникновения пожаров по каждой из факторных групп:

$$r_i = \sqrt{\frac{\sum_{j=1}^{n} \left(q_{ji}\right)^2}{n}}, \qquad (1)$$

где q_{ij}– количество случаев в -м году, вызванных причиной i, r_i – риск возникновения пожара по i-й причине, n – число рассматриваемых лет.

Умножением полученных коэффициентов β, отражающих оценку воздействия службы на подсистему безопасности, на риск возникновения пожаров (или количественные значения), формируется оценка деятельности каждой *«службы»*:

$$I_k = \sum_{i=1}^{m} r_i \cdot \beta_i, \qquad (2)$$

где I_k – показатель деятельности -й *«службы»*, m – число причин возникновения пожаров.

Суммарный показатель деятельности *«служб»* вычислялся по формуле:

$$I = \sum_{k=1}^{s} I_k, \qquad (3)$$

где s – количество *«служб»*.

Результаты работы *«служб»* по годам в виде сравнения (рис.3), положительная динамика просматривается у всех за исключением службы промышленной безопасности, значительный показатель работы принадлежит электротехнической службы [7].

Рис. 3. Сравнительная динамика работы «служб»

Представлен концептуальный подход в решении проблемы комплексной безопасности на промышленных предприятиях. Реализация подхода в предлагаемой постановке, на основе рассмотрения ЧФ влияющего на комплексную безопасность, позволит проводить наблюдение за организацией работы всех служб входящих в СКБ промышленного предприятия и выполняющих трудовые обязанности в отраслевых направлениях безопасности.

Литература

1. Гвоздев Е.В., Матвиенко Ю.Г. Комплексная оценка риска на предприятиях жизнеобеспечения, имеющих опасные производственные объекты// Безопасность труда в промышленности. – 2019. – № 10. – С. 69-78. DOI: 10.24000/0409-2961-2019-10-69-78.
2. Гвоздев Е.В. Методология синтеза адаптивной системы комплексной безопасности на предприятии жизнеобеспечения населения региона // Пожаровзрывобезопасность / Fire and Explosion Safety/ – Т.29, №2. – С. 6–16. DOI: 10.18322/PVB.2020.29.02.6-16.
3. Gvozdev E.V., Cherkina V.M. The Modern Strategy to the Process of Managing Complex Security of the Enterprise on the Basis of Rational Centralization. International Journal of Innovative Technology and Exploring Engineering (IJITEE) ISSN: 2278-3075, Volume-9 Issue-1, November, 2019. DOI: 10.35940/ijitee.A4944.119119. https://www.ijitee.org/wp-content/uploads/papers/v9i1/A4944119119.pdf.
4. Махутов Н.А., Матвиенко Ю.Г., Романов А.Н. Проблемы прочности, техногенной безопасности и конструкционного материаловедения - М. : URSS, 2018. - 720 с.
5. Махутов Н.А., Гаденин М.М., Буйновский С.Н., Гражданкин А.И. Научные основы промышленной безопасности в многотомном издании «Безопасность России. Правовые, социально-экономические и научно-технические аспекты»// Безопасность труда в промышленности. — 2020. — № 4. — С. 17-26. DOI: 10.24000/0409-2961-2020-4-17-26
6. Грибанова Е.Б. Методы решения обратных задач экономического анализа с помощью минимизации приращений аргументов // Доклады Томского государственного университета систем управления и радиоэлектроники. – 2018. – №2. – С. 95–99.
7. Блюмин С.Л., Боровкова Г. С. Применение анализа конечных изменений и метода обратных вычислений в системах управления и поддержки принятия решений // Проблемы управления. – 2018. – №6. – С. 29–34.

УДК 602.17

ВЛИЯНИЕ ТРЕЩИН НА ДИНАМИЧЕСКИЕ ПАРАМЕТРЫ И СРОК СЛУЖБЫ ГИДРОАГРЕГАТОВ

IMPACT OF CRACKS ON DYNAMIC PARAMETERS AND LIFETIME OF HYDRAULIC UNITS

Георгиевская Е.В. – к.ф.-м.н., директор по науке
ООО «Центр конструкторско-технологических инноваций», г. Санкт-Петербург
sciencedir@cdti.ru

Abstract. Dynamic stresses in the runner blades determine the development of cracks, i.e. lifetime of the hydraulic unit. The calculations show that the high rigidity of the runner and the specific eigenvalues forms do not allow to connect the blade dynamics and the measured vibration parameters. It complicates the timely detection of cracks under operating. Analytical approaches based on fracture mechanics can help to solve this problem.
Key words: hydraulic unit, Francis turbine, crack, runner.

Аннотация. Динамические напряжения в лопастях рабочего колеса определяют развитие трещин, т.е. ресурс гидроагрегата. На основании проведенных расчетов показано, что высокая жесткость конструкции и наличие специфических форм собственных колебаний не позволяют связать динамику лопастей с измеряемыми вибрационными параметрами, что затрудняет своевременное обнаружение трещин на работающем оборудовании. Решить проблему помогут аналитические походы на базе механики разрушений.
Ключевые слова: гидроагрегат, радиально-осевая турбина, трещина, рабочее колесо.

Важным преимуществом гидроагрегатов (ГА) является их высокая маневренность, позволяющая всего в течение нескольких десятков секунд осуществить пуск и выйти на полную мощность или резко изменить нагрузку. Это позволяет использовать ГА как основной инструмент для обеспечения устойчивости энергетических сетей и компенсации нестабильности выработки энергии за счет новых возобновляемых источников энергии (ветер, солнце, приливы, волны и т.п.), но приводит к частой смене режимов, длительной работе на средних и низких мощностях, большому количеству пусков/остановов и преждевременному исчерпанию ресурса оборудования [1-2].

В данной статье основное внимание уделено высоконапорным мощным гидроагрегатам, которые обычно оснащаются турбинами радиально-осевого (РО) типа и отличаются высокой эксплуатационной надежностью и кавитационной стойкостью. В России самые мощные РО-турбины установлены на Саяно-Шушенской, Красноярской, Братской, Усть-Илимской, Бурейской и Богучанской ГЭС.

Рабочее колесо (РК) – один из основных ресурсоопределяющих элементов гидроагрегата. Рабочее колесо турбины РО-типа состоит из 11–19 лопастей, жестко закрепленных между нижним массивным ободом и ступицей. Такая лопастная решетка обеспечивает значительную жесткость конструкции РК, но в силу особенностей геометрии обуславливает высокий уровень концентрации напряжений в зоне сопряжения выходной кромки лопасти со ступицей или ободом [3-4].

При работе гидроагрегата вблизи точки максимального КПД максимальные статические напряжения в лопастной системе РО-турбины обычно составляют не более 20-30% от предела текучести материала лопасти, а динамические не превышают 10% от статических. Такой режим работы не может способствовать зарождению трещин даже с учетом отмеченной выше высокой концентрации напряжений. Однако на режимах малой/средней частичной мощности и при смене режимов характер обтекания лопастей далек от оптимального, что приводит к значительному увеличению динамической составляющей напряжений и способствует ускоренному трещинообразованию [5-7].

В итоге после длительной эксплуатации ГА, особенно в условиях часто

меняющихся режимных факторов, нередко обнаруживаются трещины, распространяющиеся вдоль линии приварки лопасти к ступице или ободу от выходной кромки к входной. Как показывает практика, такие трещины обычно находят при осмотре агрегата в периоды проведения плановых ремонтов [6, 8-9]. На момент обнаружения такие трещины достигают длины 300 мм и более, имеют большое раскрытие, могут быть сквозными, а в отдельных случаях приводят к полному разрыву лопасти. Восстановительный ремонт лопастей с глубокими протяженными трещинами занимает много времени и требует существенных финансовых затрат, а также может привести к ряду негативных последствий (высокому уровню остаточных напряжений в зоне заварок, искажению геометрии лопасти и т.п.).

Проблема заключается в том, что развитие таких трещин происходило в течение длительного периода времени, иногда годы и десятки лет, однако установленные на ГА системы мониторинга и диагностики, а также периодически выполняемые вибрационные обследования агрегата, призванные своевременно обнаруживать развивающиеся эксплуатационные дефекты, не выявляли каких-либо тревожных признаков. Важно отметить, что современные системы мониторинга и диагностики гидроагрегата анализируют информацию от множества датчиков (иногда более 200), устанавливаемых на неподвижные и вращающиеся компоненты агрегата и, действительно, эффективны для идентификации ряда неисправностей оборудования [10-12]. К сожалению, развивающиеся в рабочем колесе трещины не входят в перечень обнаруживаемых дефектов. Основные причины этого объяснены в данной статье с позиций механика-расчетчика.

Для этого была построена расчетная модель вращающейся части агрегата, состоящая из рабочего колеса и гидрогенератора, жестко соединенных с валом. Для повышения наглядности полученных результатов приняты следующие упрощения:

– РК моделируется оболочками с сохранением кривизны и толщины в каждой точке лопасти, но без учета фактических радиусов галтелей в зоне приварки лопастей;

– сквозные трещины в РК моделируются в виде разрывов по линии сопряжения лопасти со ступицей, начинающихся со стороны выходной кромки; длина разрыва увеличивается поэтапно по мере роста трещины;

– генератор моделируется в упрощенном виде, позволяющем сохранить основные массогабаритные и жесткостные характеристики, но исключить локальные эффекты, обусловленные особенностями конструкции ротора генератора;

– предполагается, что конструкционные натяги обеспечивают плотную посадку сопрягаемых элементов во всем режимном диапазоне;

– предполагается, что затяг шпилек обеспечивает нераскрытие фланцевых соединений под действием эксплуатационных нагрузок;

– крепление вала агрегата в направляющих подшипниках (верхний и нижний генераторные, турбинный) и опора на подпятник (опорный подшипник) моделируются закреплением расчетной модели в соответствующих сечениях с заданием эквивалентных жесткостей, имитирующих жесткость опоры.

Задачей расчета на первом шаге являлось определение собственных частот бездефектной конструкции и поиск взаимосвязи между деформациями лопастей рабочего колеса и перемещениями вала в местах фактической установки датчиков вибраций на натурном ГА. На втором шаге изучалось влияние роста трещин в лопастях на собственные частоты расчетной модели. При этом рассматривались два варианта: рост единичной трещины и одновременный рост трещин на всех лопастях. В дополнение к описанной выше расчетной модели на втором шаге использовалась уточненная модель РК, отражающая все геометрические особенности зоны сопряжения лопастей со ступицей и ободом.

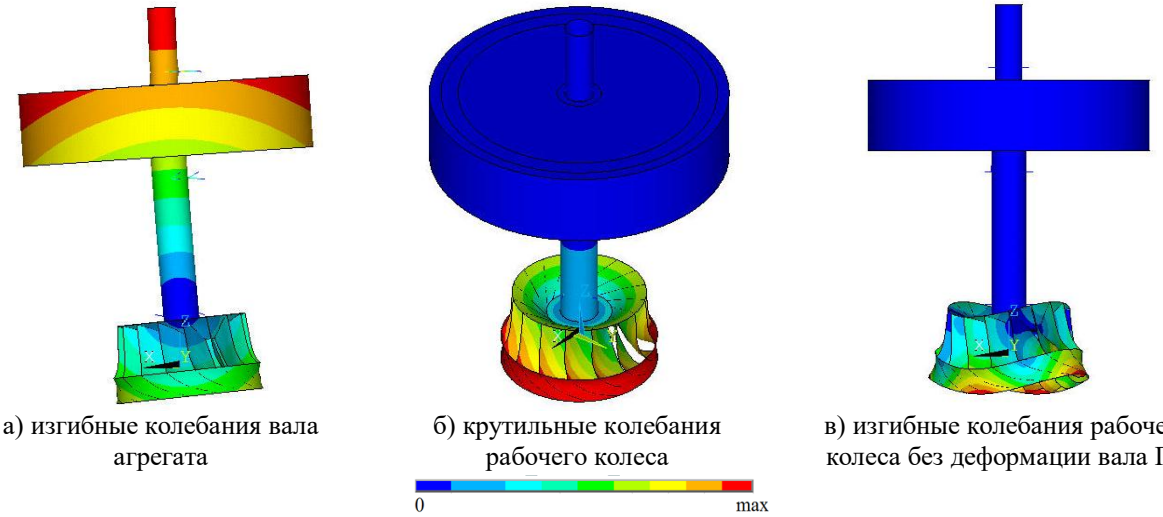
На рис.1 приведены основные типы форм собственных колебаний рассматриваемой расчетной модели, отражающие различные варианты взаимосвязи деформации рабочего колеса с радиальными перемещениями вала вблизи опор – точках установки

вибрационных датчиков на натурном гидроагрегате:

а) изгибные колебания агрегата в целом, когда прослеживается корреляция между перемещениями (деформациями) рабочего колеса и радиальными перемещениями вала, регистрируемыми датчиками биения вала вблизи подшипников;

б) крутильные колебания, когда при закрутке колеса отсутствуют перемещения вала в радиальном направлении; закрутка вала обычно не входит в перечень регистрируемых вибрационных параметров; колебания не идентифицируются системой мониторинга;

в) изгибные колебания рабочего колеса, не сопровождающиеся перемещениями вала ГА; вибрационное перемещение вала – отсутствует, несмотря на деформацию РК.



а) изгибные колебания вала агрегата

б) крутильные колебания рабочего колеса

в) изгибные колебания рабочего колеса без деформации вала ГА

Рис. 1. Основные типы форм собственных колебаний для бездефектной конструкции

Как следует из представленных результатов, идентифицировать крутильные формы колебаний и изгиб рабочего колеса без изгиба вала с помощью вибрационных датчиков, устанавливаемых вблизи опор, не представляется возможным. То же самое относится и к осевым колебаниям рабочего колеса и всем смешанным формам, в которых есть представленные на рис. 1 б,в составляющие. Следовательно, в этих случаях невозможно определить уровень динамических напряжений в лопастях и, соответственно, невозможно оценить ресурс ГА, по данным мониторинга на работающем ГА.

Развитие трещины в лопасти приводит к снижению собственных частот конструкции и изменению реакции на опорных узлах. Однако, как показали проведенные расчеты, высокая жесткость конструкции рабочего колеса РО-типа не позволяет идентифицировать эти изменения на ранних стадиях. Например, изменение первой собственной частоты колебаний отдельной лопасти на 5% соответствует сквозной трещине длиной почти 15% от общей длины стыка лопасти со ступицей. При этом формы и частоты колебаний вала изменятся менее чем на 0,5%, что практически невозможно идентифицировать в условиях фактической эксплуатации. Для подтверждения сказанного на рис.2 приведены результаты расчета первой собственной частоты лопасти с трещиной различной длины L. Приняты обозначения: L_0 – общая длина линии приварки лопасти к ступице РК, Δf, % – разность частоты колебаний лопасти без трещины и частоты колебаний лопасти с трещиной, отнесенная к частоте колебаний бездефектной конструкции.

Как видно из представленных результатов, развитие трещины приводит к изменению формы колебаний лопасти (максимум прогиба смещается в сторону ступицы), но практически не затрагивает даже ступицу и обод, не говоря уже о вале и опорах. Расчетный эксперимент показал, что доступное для идентификации изменение отдельных составляющих в спектре фиксируемых системой мониторинга колебаний вала произойдет только при наличии трещин протяженностью более 10% от общей длины стыка во всех

лопастях рабочего колеса. Очевидно, что на практике такая ситуация вряд ли реализуется.

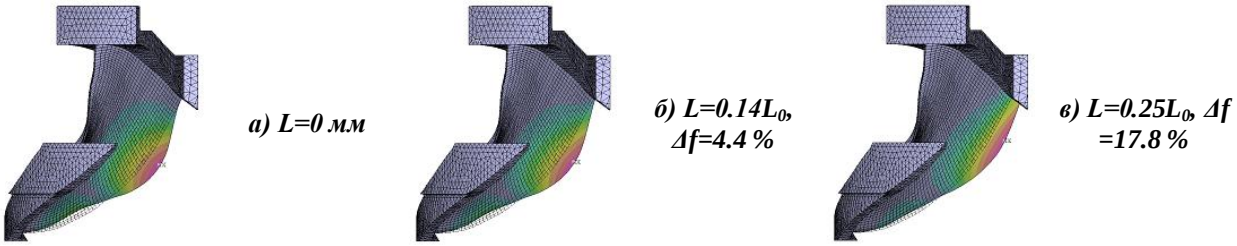


Рис. 2. Первая форма собственных колебаний лопасти при различной длине трещины

Представленные в статье результаты расчетов показывают, что высокая жесткость конструкции и наличие специфических форм собственных колебаний не позволяют связать уровень возникающих в лопастях динамических напряжений, ответственных за появление и развитие трещин, с измеряемыми системами мониторинга и диагностики гидроагрегатов вибрационными параметрами. Это затрудняет своевременное обнаружение трещин на работающем гидроагрегате. Решить эту проблему можно с помощью походов, реализующих аналитический метод расчета скорости роста трещин на базе механики разрушений [5].

Автор благодарит фонд «Сколково» и Фонд содействия развитию малых форм предприятий в научно-технической сфере (Фонд содействия инновациям) за техническую и финансовую поддержку представленной работы.

Литература

1. Trivedi C., Gandhi B., Michel C.J. Effect of transients on Francis turbine runner life: a review. Journal of Hydraulic Research, 2013, Vol. 51(2), pp. 112-132, doi: 10.1080/00221686.2012.732971
2. Monette C., Marmont H., Chamberland-Lauzon J., Skagerstrand A., Coutu A., Carlevi J. Cost of enlarged operating zone for an existing Francis runner. IOP Conf. Series: Earth and Environmental Science. 2016. Vol. 49. P. 072018. doi:10.1088/1755-1315/49/7/072018
3. Flores M., Urquiza G, Rodríguez J.M. A Fatigue Analysis of a Hydraulic Francis Turbine Runner. World Journal of Mechanics, 2012, 2, pp. 28-34. doi:10.4236/wjm.2012.21004
4. Huang X., Oram C., Sick M. Static and dynamic stress analyses of the prototype high head Francis runner based on site measurement // IOP Conf. Series: Earth and Environmental Science. 2014. Vol. 22. № 3, pp. 32052-32061(10). doi:10.1088/1755-1315/22/3/032052
5. Unterluggauer J., Doujak E., Bauer C. Fatigue analysis of a prototype Francis turbine based on strain gauge measurements. WasserWirtschaft, 2019, Vol. 09(S1), pp. 66-71. doi: 10.1007/s35147-019-0238-92
6. Liu, X., Luo, Y., Wang, Z.: A review on fatigue damage mechanism in hydroturbines. Renewable and Sustainable Energy Reviews 54, 1–14 (2016). doi: 10.1016/j.rser.2015.09.025
7. Seidel U., Mende C., Hübner B., Weber W., Otto A. Dynamic loads in Francis runners and their impact on fatigue life. IOP Conf. Series: Earth and Environmental Science. 2014. Vol. 22. № 3. pp. 32054-32062(9). doi:10.1088/1755-1315/22/3/032054
8. Nennemann B., Monette C., Chamberland-Lauzon J.: Hydrodynamic damping and stiffness prediction in Francis turbine runners using CFD. IOP Conf. Series: Earth and Environmental Science 49(7), 072006 (2016), doi:10.1088/1755-1315/49/7/072006
9. Boukani H. Habibzadeh, Viens M., Tahan S.A., Gagnon M. On the performance of nondestructive testing methods in the hydroelectric turbine industry. IOP Conf. Series: Earth and Environmental Science. 2014. Vol. 22. № 1. Pp. 12018-12025(8)
10. Стационарная система виброконтроля, мониторинга и диагностики гидроагрегатов АЛМАЗ-7010-ГЭС. http://www.diamech.ru/almaz_ges.html (дата обращения 30.04.2019).
11. Andritz Hydro: DIA TECH Monitoring and Diagnosis System. http://www.andritz.com/hy-diatech-monitoring-diagnosis.pdf (дата обращения 01.02.17).
12. Georgievskaia E. Hydraulic turbines lifetime in terms of fracture mechanics. Engineering Failure Analysis. 2019. Vol. 105. Pp. 1296-1305.

УДК 546

ЛИТЫЕ КЕРАМИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ MAX ФАЗ В СИСТЕМЕ: Mn-Cr -Al-C, ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТОДОМ СВС

CAST CERAMIC MATERIALS BASED ON MAX PHASES IN THE Mn- Cr-Al-C SYSTEM, OBTAINED BY SHS

Горшков В.А. – доктор технических наук, ведущий научный сотрудник,
Милосердов П.А. [1] – кандидат технических наук, старший научный сотрудник,
Хоменко Н.Ю.[1] – научный сотрудник,
Милосердова О.М. [1] – младший научный сотрудник
Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А.Г. Мержанова Российской академии наук, Черноголовка, Россия
e-mail - gorsh@ism.ac.ru

Abstract. The paper presents the results of self-propagating high-temperature synthesis of cast ceramic materials in the Mn - Cr - Al - C system with different ratios between the MAX phase of Cr2AlC, chromium and manganese carbides and aluminides. The experiments were carried out in a universal reactor with a volume of 3 liters under an argon pressure of P = 5 MPa. The mixtures of powders of oxides of chromium (III), manganese (II, IV), and calcium (IV) with aluminum and carbon were used as charges. It is shown that by varying the content of the starting reagents in the charge, one can significantly influence the laws of synthesis, phase composition, and microstructure of the target products
Key words: cast ceramic materials, MAX phases, chromium and Cr and Mn carbides and aluminides, SHS

Аннотация. В работе представлены результаты самораспространяющегося высокотемпературного синтеза литых керамических материалов в системе: Mn - Cr - Al - C с различным соотношением между MAX фазой Cr_2AlC, карбидами и алюминидами хрома и марганца. Эксперименты проводили в универсальном реакторе объемом 3л под давлением аргона P = 5МПа. В качестве шихт использовали смеси порошков оксидов хрома (III), марганца (II, IV) и кальция (IV) с алюминием (АСД - I) и углеродом. Показано, что, варьируя содержание исходных реагентов в шихте, можно существенным образом влиять на закономерности синтеза, фазовый состав и микроструктуру целевых продуктов.
Ключевые слова: литые керамические материалы, MAX фазы, карбиды и алюминиды хрома и Cr и Mn, СВС

Интерес к материалам на основе MAX фаз переходных металлов обусловлен необычной комбинацией их физико-химических свойств, связанных со слоистостью на уровне кристаллической структуры. MAX фазы сочетают свойства керамики и металлов, что делает их перспективными материалами для использования в условиях высоких температур и окислительных сред [1]. Подобно металлам, они обладают высокой электро- и теплопроводностью, легко обрабатываются, не чувствительны к термоударам. Подобно керамике, они имеют низкую плотность, обладают высокими модулями упругости, жаростойкостью и жаропрочностью. Из способов получения MAX фаз в системах Me-Al-C в литературе наиболее часто представлены методы горячего прессования, плазменного - искрового спекания, беспористого спекания и т.д. [2, 3].

Большинство этих процессов проводят при повышенных температурах, высоких давлениях прессования и сложном оборудовании. Они малопроизводительны и энергозатратны. Наиболее перспективным способом получения таких материалов является одностадийный метод - самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС). Этот метод практически не требует затрат электроэнергии, обладает высокой производительностью и экологической чистотой. Одним из направлений

самораспространяющегося высокотемпературного синтеза является СВС-металлургия. В этом способе в качестве исходных смесей используют шихты, состоящие из оксидов металлов, металла-восстановителя (алюминия) и неметалла (углерод). Температуры горения таких смесей превышают, как правило, температуры плавления исходных реагентов и конечных продуктов, получаемых в волне горения в жидкофазном («литом») состоянии [4-6].

В настоящей работе проведены экспериментальные исследования закономерностей синтеза литых керамических материалов на основе MAX фаз в системе: Mn-Cr-Al-C. В качестве объектов исследования были выбраны следующие системы: (**1**) - Cr_2O_3+Al+C→Cr_2AlC+Al_2O_3, (**2**) - MnO_2/MnO+Al+C→Mn_2AlC+Al_2O_3, (**3**) - CaO_2+Al→CaO+Al_2O_3, а также их сочетания. Опыты проводили в СВС – реакторе объемом 3л при начальном давлении газа (Ar) $P_н$ = 5МПа. Исходные смеси помещали в прозрачные кварцевые стаканчики диаметром 20мм, высотой 50мм. Процесс синтеза осуществляли на основе смесевых гетерогенных систем (**1**) x (**2**), а также химически сопряженных (**1**) x (**3**), реакций. Показано что, варьируя состав исходных смесей можно существенным образом влиять на параметры синтеза, фазовый состав и микроструктуру конечных продуктов. При синтезе керамических материалов в смесевых гетерогенных системах (**1**) x (**2**) конечные продукты представляют собой керамические композиционные материалы, состоящие из твердых растворов на основе MAX фазы Cr_2AlC, допированной Mn, а также карбидов и алюминидов хрома и марганца. При синтезе керамических материалов в химически сопряженных системах (**1**) x (**3**) конечные продукты представляют собой керамические композиционные материалы, состоящие из MAX фазы Cr_2AlC, карбидов ($Cr_{23}C_6$, Cr_7C_3) и алюминидов (CrAl, $CrAl_2$) хрома. В первом варианте синтеза содержание MAX фазы составляет 57-68%, а во втором – 63-76%.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ №19-08-00053.

Литература

1. Radovic M., Barsoum M.W. MAX phases: bridging the gap between metals and ceramics // American Ceramic Society Bulletin. 2014. Vol. 92. No. 3. P. 20–27.
2. Rahman M.A., Rahaman M.Z. Study on structural, electronic, optical and mechanical properties of MAX phase compounds and applications: Review Article // American Journal of Modern Physics. 2015. Vol. 4. No. 2. P. 75–91.
3. Duan X., Shen L., Jia D., Zhou Y., Zwaag S., Sloof W.G. Synthesis of high-purity, isotropic or
1. textured Cr_2AlC bulk ceramics by spark plasma sintering of pressure-less sintered powders. //
2. J. Eur. Ceram. Soc. 2015. Vol. 35. P. 1393–1400.
3. Merzhanov A.G. The chemistry of self-propagating high-temperature synthesis // J. Mater. Chem. 2004. Vol. 12. P. 1779–1786.
4. Levashov E.A., Mukasyan A.S., Rogachev A.S., Shtansky D.V. Self-propagating high-temperature synthesis of advanced materials and coatings // International Materials Reviews. 2017. Vol. 62. No. 4. P. 203–239.
5. Gorshkov V.A., Miloserdov P.A., Luginina M.A., Sachkova N.V., Belikova A.F. High-temperature synthesis of a cast material with a maximum content of the MAX Phase Cr_2AlC // Inorganic Materials. 2017. Vol. 53. No. 3. P. 271–277.

УДК 602.17

ВЛИЯНИЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ И МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ[1]

INFLUENCE OF LONG-TERM OPERATION ON PHYSICAL AND MECHANICAL PROPERTIES AND MECHANISMS OF FRACTURE OF PIPE STEELS

Демина Ю.А. – кандидат технических наук, старший научный сотрудник,
Ботвина Л.Р. – доктор технических наук, главный научный сотрудник,
Тютин М.Р. – кандидат технических наук, старший научный сотрудник
ФГБУН Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва
deminayulia@mail.ru

Abstract. A complex study of the mechanical and physical properties of pipe steels of strength class X70 produced in France (X70-I) and Japan (X70-II) after their long-term operation was carried out, including tensile and impact bending tests, study of the fracture relief of samples, assessment of acoustic emission parameters, coefficient attenuation of ultrasonic waves and statistical methods for processing test results. It is shown that the mechanical properties of pipe steels have changed during operation. The correlation of mechanical and physical characteristics under static and impact loading has been established. The predominant mechanism of such changes is associated with the presence of a large number of delaminations that cause dissipation of the energy of destruction and obscure the true picture of changes in the estimated strength characteristics.
Key words: fracture mechanics, strength, material degradation, fracture analysis, non-destructive testing methods.

Аннотация. Проведено комплексное исследование механических и физических свойств трубных сталей класса прочности X70 производства Франции (X70-I) и Японии (X70-II) после их длительной эксплуатации, включающее испытания на растяжение и ударный изгиб, исследование рельефа изломов образцов, оценку параметров акустической эмиссии, коэффициента затухания ультразвуковых волн и статистические методы обработки результатов испытаний. Показано, что механические свойства трубных сталей изменились в процессе эксплуатации. Установлена корреляция механических и физических характеристик при статическом и ударном нагружениях. Преимущественный механизм таких изменений связан с наличием большого числа расслоений, вызывающих диссипацию энергии разрушения и вуалирующих истинную картину изменения оцененных характеристик прочности.
Ключевые слова: механика разрушения, прочность, деградация материала, фракторгафический анализ, методы неразрушающего контроля

Анализ литературных данных показывает все возрастающий интерес исследователей к изучению деградационных процессов, протекающих в конструкционных материалах в процессе их службы [1-6]. Однако требуется проведение дальнейших междисциплинарных исследований, сочетающих в себе как оценку механических, так и физических характеристик материала.

В качестве материала исследования были выбраны трубные стали класса прочности X70 производства Франции (X70-I) и Японии (X70-II) после их хранения на складе в течение 2 лет и длительной эксплуатации на протяжении 32 и 31 лет, соответственно.

[1] Работа выполнена в рамках государственного задания, № 075-00947-20-00

Образцы на растяжение и ударный изгиб были вырезаны из фрагментов трубопроводов диаметром 1020 мм и толщиной стенки 12,9 мм, соответственно. Трубопроводы введены в эксплуатацию в 1982-1983 годах; рабочее давление составляло 7,5 МПа, среднегодовая рабочая температура – плюс 4°С. Образец вырезался в направлении оси трубы, надрез наносился перпендикулярно радиальному направлению.

Химический состав исследуемых сталей, выполненный на атомно-эмиссионном спектрометре тлеющего разряда фирмы Leco модель GDS850A, соответствовал марочному составу, % масс.: 0,081 C; 0,383 Si; 1,46 Mn; 0,007 S – X70-I и 0,09 C; 0,31 Si; 1,61 Mn; 0,003 S; 0,016 Ti – X70-II.

Металлографический анализ структуры исследуемых материалов, проведенный на оптическом микроскопе Olympus GX51, выявил феррито-перлитную структуру сталей со средним размером ферритных зерен в продольном направлении ~ 12-25 мкм (X70-I) и ~ 6-12 мкм (X70-II), соответственно.

Механические свойства оценивали в условиях одноосного растяжения гладких образцов (ГОСТ 1497-84) диаметром 6 мм на машине Инстрон 3382 со скоростью деформирования 2 мм/мин. Всего было испытано 4 образца (по 2 образца на сталь). Для сравнительной оценки механических характеристик трубных сталей в исходном состоянии и после длительной эксплуатации были использованы паспортные данные (Табл. 1).

Таблица 1. Механические свойства трубных сталей

Сталь	**Состояние**	**$\sigma_{0,2}$, МПа**	**σ_B, МПа**	**ε, %**	**Ψ, %**	**KCV^{-20}, Дж/см^2**	**KCU^{-60} Дж/см^2**
X70-I (Франция)	До эксплуатации	512	638	22,5	-	-	97
	После эксплуатации	498	596	24,0	74,7	140	171
X70-II (Япония)	До эксплуатации	623	689	20,6	-	120	156
	После эксплуатации	538	655	23,6	67,4	160	204

В процессе растяжения была проведена регистрация сигналов акустический эмиссии (АЭ) с помощью прибора InterUnis A-Line 32D в диапазоне частот 50-500 кГц с использованием широкополосных пьезоэлектрических приемников GT-301, имеющих резонанс на частоте 150 кГц. Амплитудный порог регистрации устанавливали равным 32 дБ; данные оцифровывали с частотой 1 МГц. Датчики акустической эмиссии устанавливали на образец в области захватов на специально изготовленную лыску, параллельную оси образца. Затем строили временные зависимости $b_{АЭ}$-параметра и определяли его значение по совокупности амплитуд сигналов за все время разрушения каждого образца из исследуемых сталей [7].

Ударные испытания образцов Шарпи (KCV, ГОСТ 9454-78) проводили в соответствии с требованием ГОСТ 9454-78 на инструментальном маятниковом копре Инстрон МРХ-450 в интервале температур от плюс 24 до минус 150°С с автоматической записью диаграмм «нагрузка-прогиб» и последующей оценкой полной работы разрушения (А), работы зарождения (Аз), ударной вязкости (KCV) и динамической трещиностойкости J_{id} [8]. Кроме того, были испытаны образцы Менаже (KCU) при температуре минус 60°С, соответствующей минимальной температуре эксплуатации трубопроводов. Всего было испытано 60 образцов (по 30 образцов и 1-3 образца при каждой температуре испытаний на каждую исследуемую сталь).

После испытаний ударных образцов в области надреза были измерен коэффициент затухания продольных ультразвуковых волн с помощью ультразвукового дефектоскопа «Epoch 4» на частоте 10 МГц с погрешностью 10%.

Структурные исследования образцов выполняли на оптическом микроскопе МБС-10 при увеличении до 56 крат и электронном растровом микроскопе Leo 1420.

Установлено влияние длительной эксплуатации трубных сталей класса прочности Х70 на их физико-механические характеристики, оцененные в условиях статического и ударного нагружения (Табл. 1).

Получены следующие результаты:

1. Оценка механических свойств трубных сталей после их длительной эксплуатации обнаружила снижение пределов текучести и прочности и повышение пластичности для обеих исследуемых сталей, причем наибольшее снижение (на 13,7%) условного предела текучести и увеличение (на 14,6%) относительного удлинения характерно для стали Х70-II (таблица 1).
2. Сравнительный анализ значений ударной вязкости (KCV^{-20}, KCU^{-60}) исследуемых сталей показал, что после эксплуатации наблюдается увеличение указанных характеристик по сравнению с паспортными данными: для стали Х70-I – KCU^{-60} на 76 %, для стали Х70-II – KCU^{-60}на 31%, KCV^{-20} на 33%.
3. Изменение механических свойств трубных сталей в процессе эксплуатации может быть связано с наличием большого числа расслоений, вызывающих диссипацию энергии разрушения и скрывающих истинную картину изменения характеристик прочности (Рис.1.).
4. Результаты оценки параметров акустической эмиссии и коэффициента затухания ультразвуковых волн согласуются с отмеченными изменениями механических характеристик, а также с особенностями характера разрушения образцов по данным фрактографических исследований.

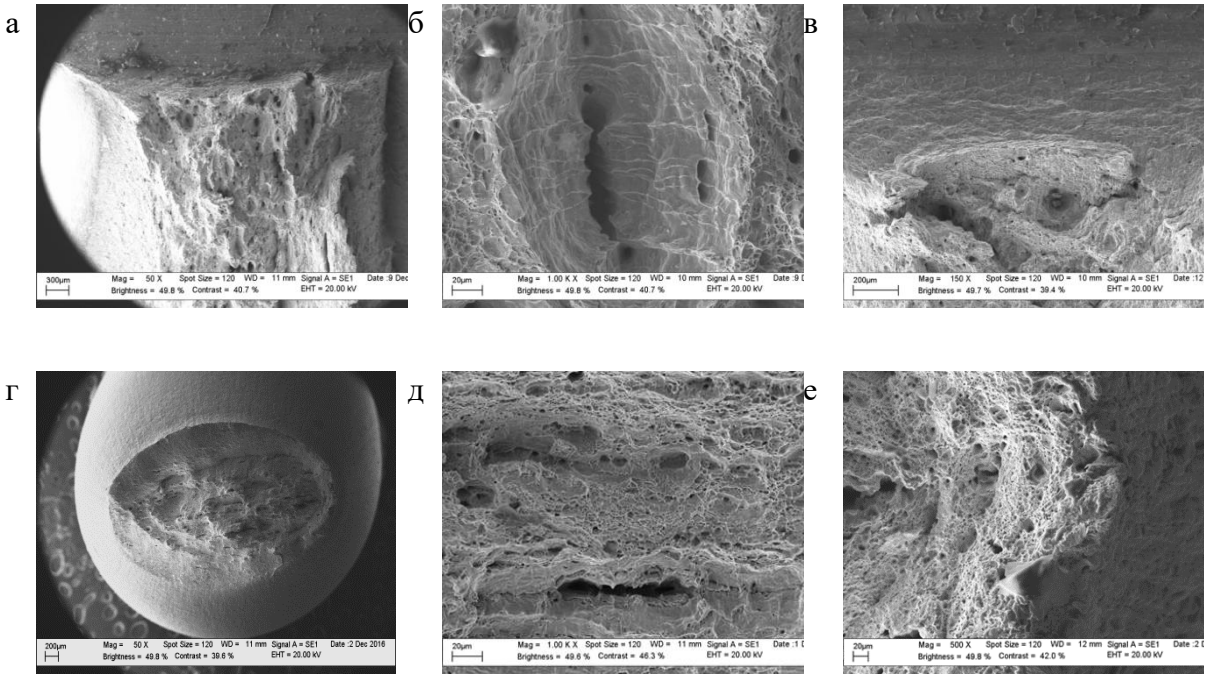


Рис. 1. (а, г) Макро- и (б, в, д, е) микрорельеф образцов из сталей Х70-I (а, б, г, д) и Х70-II (в, е) после испытаний на ударный изгиб (а - в) при температуре 24ºС и на растяжение (г - е)

Работа выполнена в рамках государственного задания, № 075-00947-20-00

Литература

1. Nykyforchyn H., Lunarska E., Tsyrulnyk O.T., Nikiforov K., Genarroc M.E., Gabetta G. Environmentally assisted “in-bulk” steel degradation of long term service gas trunkline // Engineering Failure Analysis. 2010, Vol. 17, № 3, P. 624-632

2. Лузина Н.П., Ткалич В.Л. Акустико-эмиссионный метод контроля при оценке степени деградации механических свойств и остаточного ресурса работоспособности трубных сталей // Научно-технический вестник Санкт-Петербургского государственного университета информационных технологий, механики и оптики. 2007, № 38, С. 213-218.
3. Сосновский Л.А., Махутов Н.А., Бордовский А.М., Воробьев В.В. Статистическая оценка деградации свойств материала нефтепровода. // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2003, Т. 69, № 11, С. 40-49.
4. Kryzhanivskyy Y., Poberezhny L., Maruschak P., Lyakh M., Slobodyana V., Zapukhliak V. Influence of test temperature on impact toughness of X70 pipe steel welds // Procedia Structural Integrity. 2019, Vol. 16, P. 237-244.
5. Сыромятникова А.С. Деградация физико-механического состояния металла труб магистрального газопровода при длительной эксплуатации в условиях криолитозоны // Физическая мезомеханика. 2014, Т. 17, № 2, С. 85-91.
6. Голиков Н.И., Сидоров М.М., Санников И.И., Родионов А.К. Исследование механических свойств металла газопровода после длительной эксплуатации в условиях Севера. Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2020, № 86 (6), С. 48-54.
7. Ботвина Л.Р., Петерсен Т.Б., Тютин М.Р. Оценка и анализ b-параметра акустической эмиссии // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2011, Т. 77, № 3, С.43-50.
8. Махутов Н.А., Пермяков В.Н., Кравцова Ю.А., Ботвина Л.Р. Оценка состояния продуктопровода после его длительной эксплуатации // Заводская лаборатория. 2007, №2, Т. 73, С. 54-60.

УДК 621.762.2

ВЛИЯНИЕ СОСТАВА И СТРУКТУРЫ ФУЛЛЕРИТОВ НА ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ, СИНТЕЗИРОВАННЫХ ИЗ СМЕСЕЙ МЕТАЛЛ-ФУЛЛЕРИТ[1]

EFFECT OF THE COMPOSITION AND STRUCTURE OF FULLERITES ON THE TRIBOLOGICAL PROPERTIES OF THE COMPOSITE MATERIALS SYTHESIZED FROM METAL-FULLERITE MIXTURES

Дроздова Е. И. – к.т.н, с.н.с., **Черногорова О. П**. – к.т.н, в.н.с,
Лукина И. Н. – к.ф.-м.н., с.н.с., **Апостолова М. О.** – инж.-иссл.,
Прокопенко Д. А. – инж.-иссл.
Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук (ИМЕТ РАН), Москва
drozdova@imet.ac.ru

Abstract. Reinforcement of a metal matrix with particles of fullertie-derived superelastic hard carbon reduces the friction coefficient f_{fr} by a factor of 2-3 and increases the wear resistance, in some cases by a factor of hundreds. The reinforcement effect depends on the content and hardness of the reinforcing phase in the composite materials (CM). On average, f_{fr} of the CM with 10 wt. % carbon particles exhibits a tendency to decrease from 0.2 to 0.1 with increasing hardness of carbon particles from 5-6 to ~ 40 GPa. Hydrogenation of fullerites reduces f_{fr} of the CM to 0.01.
Key words: composite materials, superelastic hard carbon, tribological properties.

Аннотация. Армирование металлической матрицы частицами сверхупругого твердого углерода, полученными из фуллеритов под давлением, снижает коэффициент трения $f_{тр}$ в 2-3 раза и значительно повышает износостойкость, в некоторых случаях в сотни раз. Эффект армирования зависит от содержания и твердости армирующей фазы. При содержании фазы 10 вес. % обнаружена тенденция к снижению $f_{тр}$ в среднем от 0,2 до 0,1 при повышении твердости углеродных частиц от 5-6 до ~40 ГПа. Наводороживание фуллеритов снижает $f_{тр}$ КМ до 0,01.
Ключевые слова: композиционные материалы, сверхупругий твердый углерод, трибологические свойства.

Продукты превращения фуллеритов под давлением при температурах выше порога стабильности фуллереновой молекулы [1-3] по структуре и свойствам аналогичны алмазоподобным углеродным покрытиям, которые имеют превосходные трибологические свойства [4], в частности, благодаря сочетанию высокой твердости и сверхупругости. Обработка фуллеритов давлением в смеси с порошками металлов позволяет получить металломатричные композиционные материалы (КМ), армированные трехмерными частицами сверхупругого твердого углерода, которые при трибологических нагрузках защищают КМ от чрезмерного изнашивания и облегчают скольжение по контртелу. Свойства таких углеродных частиц определяются как параметрами синтеза (температурой, давлением), так и составом (C_{60}, C_{70} или $C_{60/70}$) и дисперсностью исходных фуллеритов.

Образцы КМ получены под давлением 5 - 8 ГПа при температурах 800-1200°С в камере высокого давления типа «Тороид-15». Порошки фуллеритов C_{60} и $C_{60/70}$ использованы в виде конгломератов исходных кристаллов, а также после обработки в планетарной мельнице до 48 часов. Трибологические испытания образцов КМ и

[1] Работа выполнялась по государственному заданию № 075-00947-20-00

испытания на абразивное изнашивание проводили на многофункциональной установке UMT-3MO фирмы CETR. Трибологические испытания проводили по схеме палец–диск с круговым движением в паре со сталью ШХ15 твердостью 62 HRC. Испытания на изнашивание выполняли при скольжении образцов по шлифовальной бумаге.

Анализ результатов трибологических испытаний большого количества образцов позволил установить следующие закономерности по влиянию структуры и свойств армирующей углеродной фазы на трибологическое поведение КМ. Армирование металлической матрицы углеродными частицами снижает коэффициент трения в 2-3 раза и значительно повышает износостойкость, в некоторых случаях в сотни раз по сравнению с аналогичными характеристиками матричного металла. Линия тренда на графике зависимости коэффициента трения от твердости армирующей фазы при значительном разбросе данных показывает снижение $f_{тр}$ от 0,2 до 0,1 при повышении твердости от 5-6 до 40 ГПа. При этом износостойкость возрастает в десятки раз. Соответственно, факторы, повышающие твердость армирующей фазы, способствуют улучшению трибологических свойств. К ним относятся контроль состава исходных фуллеритов, повышение давления синтеза, диспергирование исходной структуры фуллеритов методом обработки в планетарной мельнице. Повышение давления синтеза КМ с частицами из кристаллов C_{60} от 5 до 8 ГПа незначительно влияет на $f_{тр}$, (0,21-0,32) но при этом на порядок повышает износостойкость КМ. Армирующие частицы, полученные из неразделенной смеси фуллеренов $C_{60/70}$, при всех давлениях синтеза по твердости превосходят частицы из кристаллов C_{60} за счет более дисперсной структуры. У образцов КМ, синтезированных из Co+10% $C_{60/70}$, $f_{тр}$ также практически не зависит от давления синтеза, находясь в пределах 0,14-0,24, однако по износостойкости (которая также повышается с ростом давления синтеза) такие КМ во всех случаях существенно превосходят КМ, полученные в смеси с кристаллами C_{60}.

Предварительное измельчение фуллеритов C_{60} путем механоактивации в шаровой мельнице, снижает $f_{тр}$ КМ, синтезированных при 8 ГПа, до 0,10. При этом износостойкость возрастает более чем в 3 раза благодаря диспергированию структуры армирующей фазы и повышению ее твердости [5]. Такой эффект достигается после механоактивации в течение 8 час, и дальнейшее увеличение времени обработки не влияет на $f_{тр}$. Повышение температуры синтеза КМ от 800 до 1000°С устраняет эффект механоактивации по улучшению трибологических свойств из-за графитизации углеродной фазы и, как следствие, снижения ее твердости.

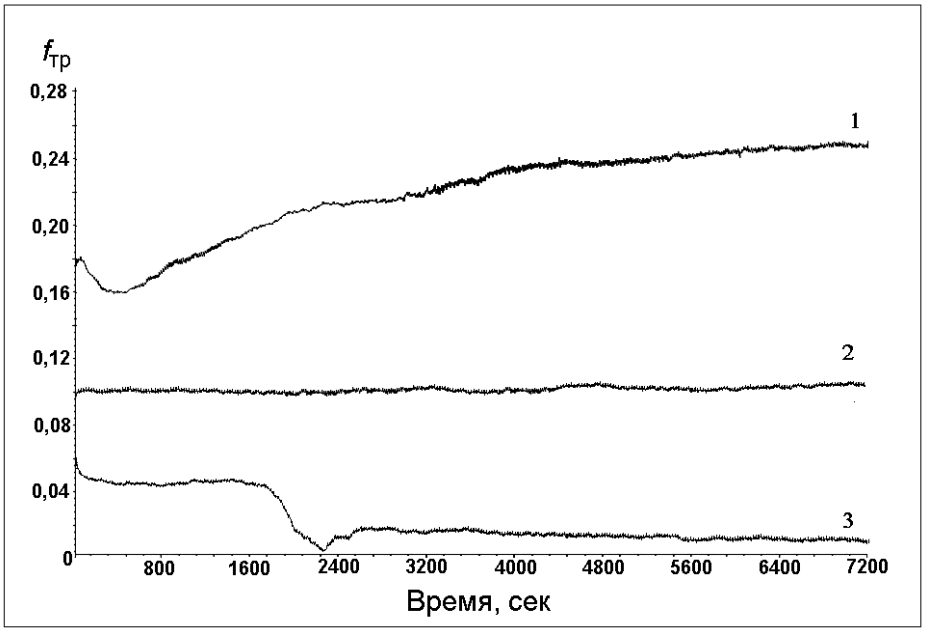


Рис. 1. Коэффициенты трения КМ, синтезированных под давлением 8ГПа из (1) Co+ 10%C_{60}, (2) Co+10% C_{60} после обработки C_{60} в шаровой мельнице и (3), Co + 10%C60H4,2

Наводороживание исходных фуллеритов до 7 ат. % H значительно повышает твердость и модуль индентирования углеродных армирующих частиц (до 50 и 330 ГПа, соответственно) при сохранении сверхупругости. Вследствие наводороживания $f_{тр}$ КМ снижается до 0,01 (рис. 1), при этом износостойкость КМ несколько выше, чем у КМ с частицами из механоактивированных фуллеритов.

Таким образом, контролируя структуру и твердость армирующей углеродной фазы, полученной из фуллеренов под давлением, мы можем в широких пределах воздействовать на трибологические характеристики металломатричных композиционных материалов.

Работа выполнялась по государственному заданию № 075-00947-20-00

Литература

1. Blank V.D., Denisov V.N., Ivlev A.N., et al., Hard Disordered Phases Produced at High-Pressure-High-Temperature Treatment of C_{60} // Carbon. 1998. V.36. P.1263–1267.
2. Brazhkin VV, Lyapin AG. Hard and Superhard Carbon Phases Synthesized From Fullerites under Pressure // J. Superhard Mater. 2012. V.34. P.400–423.
3. A´lvarez-Murga M., Hodeau J.L., Structural Phase Transitions of C_{60} under High-Pressure and High-Temperature // Carbon. 2015. V.82. P.381–407.
4. Семенов А.П., Хрущов М.М., Влияние внешней среды и температуры на трибологические свойства алмазных и алмазоподобных покрытий // Трение и износ. 2010. Том 31. № 2. С. 195-217.
5. Chernogorova O.P., Drozdova E.I., Ushakova I.N., et al., Indentation behaviour of superelastic hard carbon // Philosophical Magazine. 2016. V.96. P.3451-3460.

УДК 539.42 : 622.69

АНАЛИЗ ЖИВУЧЕСТИ МАГИСТРАЛЬНОГО НЕФТЕПРОВОДА В ОКРЕСТНОСТИ СВАРНОГО ШВА

ANALYSIS OF DURABILITY OF AN OIL TRUNK PIPELINE IN THE NEIGHBORHOOD OF A WELDED JOINT

Покровский А.М. – д.т.н., проф., **Дубовицкий Е.И.** – аспирант
МГТУ им. Н.Э. Баумана
oakegor@yandex.ru

Abstract. This article presents a development of the method of analysis of durability analysis of an oil trunk pipeline in the zone of the transverse welded joint during operation. The calculation of the residual welding stress is performed by solving the problem of thermoelastic plasticity using the finite element method for material with a nonstationary structure. The calculation of durability analysis is based on Irwin’s failure criterion and Paris's law, and the dependence of the failure viscosity on the structural composition is considered.
Keywords. main oil pipeline, residual welding and operating stresses, finite element method, Irwin's failure criterion, durability analysis, Paris's law.

Аннотация. Работа посвящена разработке методики анализа живучести магистрального нефтепровода в зоне поперечного сварного шва при эксплуатации. Расчет остаточных сварочных напряжений осуществлен посредством решения методом конечных элементов (МКЭ) задачи термоупругопластичности для материала с нестационарной структурой. В основу расчета живучести положены критерий Ирвина и закон Пэриса, учтена зависимость вязкости разрушения от структурного состава.
Ключевые слова: магистральный нефтепровод, остаточные сварочные и эксплуатационные напряжения, метод конечных элементов, критерий разрушения Ирвина, анализ живучести, формула Пэриса.

Магистральные нефтепроводы соединяются в единую нитку посредством электродуговой сварки встык отдельных труб. При этом выход из строя нефтепроводов происходит, чаше всего, за счет разрушения в окрестности поперечного сварного шва. В связи с этим анализ живучести трубопровода в зоне сварного стыкового соединения является чрезвычайно актуальной задачей. Оценить живучесть трубопровода в окрестности сварного шва можно на основании формулы Пэриса [1]. При этом на каждом цикле нагружения вычисляется максимальный КИН по фронту трещины и сравнивается с критическим значением (вязкостью разрушения). В качестве критерия разрушения был выбран силовой критерий Ирвина [2]. Целью настоящей работы является разработка методики и программных средств для анализа живучести магистрального трубопровода в зоне сварного стыкового соединения.

Расчет сварочных остаточных напряжений проводился для условий электродуговой сварки встык двух труб толщиной 10 мм и внутренним диаметром 700 мм, выполненных из стали 17Г1С. Моделирование формирования остаточных сварочных напряжений проведено численно с использованием шагового метод расчета, при котором на каждом шаге по времени последовательно решается три задачи: нелинейной нестационарной теплопроводности, моделирования фазово-структурного состава и вычисления напряжений. Подробно решение этой задачи описано в [3].

Вязкость разрушения K_{1c} зависит от структурного состава, который меняется по сечению трубы в окрестности поперечного сварного шва. В первом приближении вязкость разрушения гетерогенной структуры, можно определить по правилу смеси пропорционально удельным долям феррита и бейнита

$$K_{\text{Ic}} = K_{\text{Ic}}^{ф} V_{ф} + K_{\text{Ic}}^{б} (1 - V_{ф}) \ , \tag{1}$$

где $K_{\text{Ic}}, K_{\text{Ic}}^{ф}, K_{\text{Ic}}^{ф}$ – вязкость разрушения гетерогенной структуры, феррита и бейнита соответственно. Значения вязкости разрушения феррита и бейнита принимались согласно работе [4] равными $K_{\text{Ic}}^{ф} = 60$ МПа$\sqrt{\text{м}}$ и $K_{\text{Ic}}^{б} = 40$ МПа$\sqrt{\text{м}}$. Расчеты структурного состава показали, что структура трубы меняется только на расстоянии около 15 мм от середины сварного шва. Далее структура не изменяется и представляет феррит. В середине сварного шва гетерогенная структура представляет из себя 14 % феррита и 86 % бейнита.

Расчет трубопровода на живучесть проводился с использованием формулы Пэриса

$$\frac{dl}{dN} = A\left(\Delta K\right)^{m} , \tag{2}$$

где N – число циклов нагружения, A и m – эмпирические коэффициенты, ΔK – размах значений КИН за цикл. Значения коэффициентов определялись в соответствии с [5]. В работе [6] для оценки живучести магистральных трубопроводов предлагается использовать эталонные блочные нагружения, которые использовались при дальнейших расчетах.

С учетом коэффициента асимметрии цикла перепишем формулу (2) в следующем виде:

$$l = \sum_{i}^{5} \left(\int_{0}^{N_i} A\left(K_{\max}(1 - R_i)\right)^{m} dN \right). \tag{3}$$

Здесь i – номер блока нагружения, а R – коэффициент асимметрии цикла.

Так как рассматривается тонкостенная труба, то для нее с большой степенью точности значения КИН для наиболее опасной продольной полуэллиптической трещины можно определить по формулам для растянутой бесконечной полосы с поперечной полуэллиптической трещиной. Растягивающие напряжения при этом вычисляются как сумма окружных остаточных сварочных напряжений и эксплуатационных напряжений, рассчитанных по котельной формуле. Аппроксимационная формула для определения КИН вдоль фронта такой трещины в случае, когда глубина трещины не больше ее полудлины имеет вид [7]

$$\begin{aligned} K_I &= \sigma\sqrt{\pi b}\{[1{,}13 - 0{,}09\varepsilon + -0{,}54 + 0{,}89/(0{,}2+\varepsilon))\lambda^2 + \\ &+ (0{,}5 - 1/(0{,}65+\varepsilon) + 14(1-\varepsilon)^{24})\lambda^4][1 + (0{,}1 + 0{,}35\lambda^2)(1-\sin\varphi)^2]\times \\ &\times(\varepsilon^2\cos^2\varphi + \sin^2\varphi)^{0{,}25} / \sqrt{1 + 1{,}464\varepsilon^{1{,}65}}\}, \end{aligned} \tag{4}$$

где a, b – большая (полудлина трещины) и меньшая (глубина трещины) полуоси эллипса; t – толщина стенки трубопровода; $\varepsilon = b/a$; $\lambda = b/t$; σ – окружное напряжение; φ – угол, определяющий точку на фронте трещины ($\varphi = 0$ для точки, выходящей на поверхность; $\varphi = \pi/2$ для наиболее заглубленной точки). В случае, когда глубина трещины больше ее полудлины, аппроксимационная формула имеет следующий вид [7]:

$$\begin{aligned} K_I &= \sigma\sqrt{\pi b}\left[\sqrt{\varepsilon}\left(1 + 0{,}04\varepsilon\right) + 0{,}2\varepsilon^4\lambda^2 - 0{,}11\varepsilon^4\lambda^4\right]\times \\ &\times\left[1 + \left(0{,}1 + 0{,}35\varepsilon\lambda^2\right)\left(1 - \sin\varphi\right)^2\right]\times \\ &\times\left(\varepsilon^2\sin^2\varphi + \cos^2\varphi\right)^{0{,}25} / \sqrt{1 + 1{,}464\varepsilon^{1{,}65}} \quad . \end{aligned} \tag{5}$$

Здесь $\varepsilon = a/b$.

По разработанной методике в среде программирования Wolfram Mathematica была создана компьютерная программа для расчета на живучесть трубопровода с поперечной полуэллиптической трещиной в зоне стыкового сварного соединения. При численном определении интеграла (3) по формуле (4) или (5) определялся максимальный КИН по фронту трещины и проверялось выполнение критерия Ирвина в соответствии с выражением (6). Причем на каждой итерации проверялось выполнение условия для двух точек: наиболее заглубленной и точки, выходящей на поверхность.

$$K_{\mathrm{I}}^{\max} \le K_{\mathrm{I}c}\,, \tag{6}$$

где K_{Ic} – вязкость разрушения стали. В соответствии с [3] $K_{Ic} = 40\ \text{МПа}\sqrt{\text{м}}$, т.к. расчет велся для трещины, расположенной в зоне действия максимальных окружных остаточных напряжений, т.е., непосредственно в зоне сварного соединения. Суммарные окружные напряжения равнялись 662,5 МПа с учетом $\sigma_{ост} = 400\ \text{МПа}$ в соответствии с [3].

Для подтверждения, что конечные размеры трещины не зависят от истории нагружения, то есть от порядка приложения блоков нагружения, было проведено 2 тестовых расчета для прямого и обратного порядка приложения блоков нагружения. Численный эксперимент показал, что разница в конечных размерах трещины за годовой период эксплуатации не превышает 0,5%. Для иллюстрации работы программы на рис. 1 представлены зависимости глубины и полудлины трещины, а на рис. 2 – КИН от количества циклов нагружения для трещины с отношением начальной полудлины к глубине равным 2. Рассматривался наиболее опасный вариант нагружения.

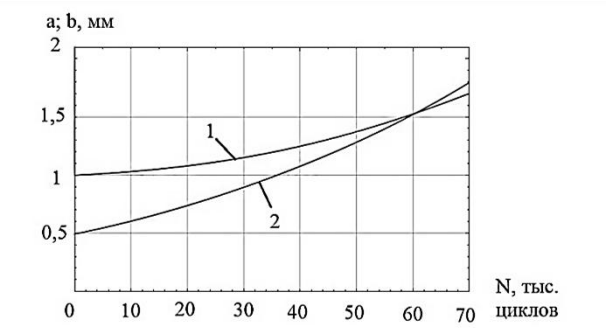


Рис. 1. Изменение глубины (1) и полудлины (2) для трещины с начальными размерами $b_0 = 1$ мм; $a_0 = 0,5$ мм

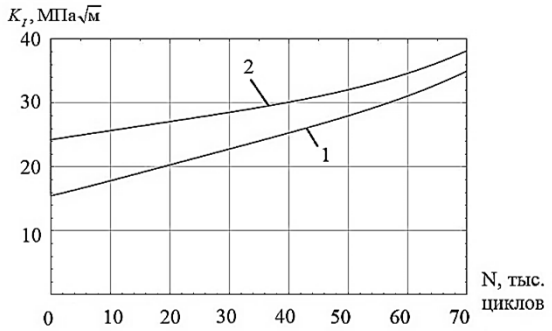


Рис. 2. Изменение КИН в наиболее заглубленной точке (1) и точке, выходящей на поверхность (2) для трещины с начальными размерами $b_0 = 1$ мм; $a_0 = 0,5$ мм

Из рис. 1 видно, что трещина интенсивнее растет в длину, чем в глубину и при 60 тыс. циклов полудлина трещины становится больше, чем глубина. Более интенсивный рост трещины в длину объясняется большим значением КИН в точке, выходящей на поверхность, по сравнению с КИН в наиболее заглубленной точке на всем протяжении нагружения (рис. 2).

На рис. 3 приведены результаты анализа живучести трубы в виде зависимости ресурса N от начальной глубины трещины для различных соотношений начальной полудлины и глубины.

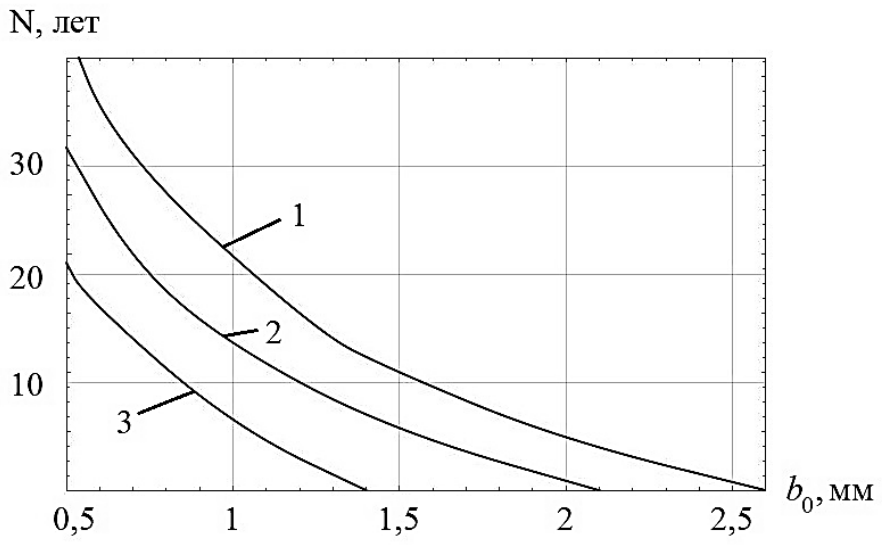


Рис. 3. Зависимость ресурса от начальной глубины трещины для соотношений полудлины и глубины: $b / a = 2$ *(1),* $b / a = 1$ *(2),* $b / a = 1/2$ *(3)*

Из рисунка видно, что трещина становится более опасной с уменьшением соотношения глубины к полудлине.

Литература

1. Черепанов Г.П. Механика разрушения. Ижевск, Институт компьютерных исследований, 2012. 872 с.
2. Партон В.З., Морозов Е.М. *Механика упругопластического разрушения: Основы механики разрушения*. Москва, ЛКИ, 2008. 352 с.
3. Махутов Н.А., Покровский А.М., Дубовицкий Е.И. Проблемы машиностроения и надежности машин. 2019. № 1. С. 44-52.
4. Покровский А.М. Термопрочность цельнокованных и бандажированных прокатных валков. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2017. 272 с.
5. Варшицкий В.М., Валиев М.И., Козырев О.А. Методология определения интервала повторных испытаний участка нефтепровода с трещиноподобными дефектами. Наука и технологии трубопроводного транспорта нефти и нефтепродуктов. № 3. 2013. С. 42-46.
6. Kiefner J. F. Dealing with low-frequency-welded ERW pipe and flash-welded pipe with respect to HCA-related integrity assessments // Proceedings of engineering technology conference on energy. Houston, Texas. February, 2002.
7. Панасюк В.В., ред. *Механика разрушения и прочность материалов: Справочное пособие*. В 4 т. Т. 2: *Коэффициенты интенсивности напряжений для тел с трещинами*. Киев, Наукова думка, 1988. 620 с.

УДК 539.4; 620.22

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ НА АНИЗОТРОПИЮ ПРОЧНОСТИ ОДНОНАПРАВЛЕННОГО УГЛЕПЛАСТИКА

EFFECT OF STRAIN RATE ON STRENGTH OF UNIDIRECTIONAL CFRP

Думанский А.М.[1,2] – д.ф.-м.н., г.н.с., **Алимов М.А.**[1]– к.т.н., с.н.с.,
Терехин А.В.[3] – к.т.н., нач. лаборатории
[1]ИМАШ РАН
[2]МГТУ им. Н.Э.Баумана
[3]ГНЦ ОНПП «ТЕХНОЛОГИЯ» им. А.Г. Ромашина
aldumans@mail.ru

Abstract. An analysis of the anisotropy of failure stress envelopes for IM7-8552 unidirectional carbon fiber reinforced plastic at different strain rates, including dynamic loading, is carried out. Based on the study of transverse compressive and share strengths, a peak of the failure stress envelopes is observed, which is described by using the approximation of a parabolic function. It is shown that with an increase in the strain rate, not only an increase in strength but also a shift of the peaks to the area of higher transverse compressive stresses is observed.
Key words: strength anisotropy, dynamic loading, tension-compression.

Аннотация. Проведен анализ анизотропии кривых прочности образцов из однонаправленного углепластика IM7-8552 при разных значениях скорости деформирования, включая динамическое нагружение. На основе анализа опытных данных в области сжатия в направлении, перпендикулярном армированию, наблюдается пик кривых прочности, который описывается с помощью аппроксимации параболической функцией. Показано, что с ростом скорости деформации наблюдается не только увеличение прочности, но и смещение пика влево, в область увеличения сжимающих напряжений в направлении, перпендикулярном армированию.
Ключевые слова: анизотропия прочности, динамическое нагружение, растяжение-сжатие

В последнее время появляется все большее количество публикаций, связанных с исследованием чувствительности углепластиков на полимерной основе к скорости деформирования и другим, переменным во времени нагрузкам [1-5]. В значительной степени это связано с изучением механизмов сопротивления трещинообразованию элементов, способности к энергопоглощению, не вызывающему деградации свойств материала, а в итоге к задаче обеспечения надежности и ресурса ответственных элементов конструкций из полимерных композитов. В частности, исследования продолжаются несмотря на то, что запущены в серийное производство элементы оперения и других элементов планера самолета из ПКМ.

Результаты изучения расчетно-экспериментальных характеристик деформирования и разрушения однонаправленных и слоистых композиционных материалов при квазистатическом нагружении подытожены в сборнике [6], в котором по данным механических свойств однонаправленных образцов [7] осуществлялось сравнение прогноза по разным моделям и результатам испытаний. Критерием адекватности моделей была близость расчетных и экспериментальных данных. Анализ данных приведен в работе [8], в которой отмечается существенный разброс предсказываемых данных, а также обсуждается количество вводимых в предложенные теории входных параметров. Учет влияния переменных нагрузок в некоторой степени является продолжением вышеупомянутых работ с учетом вариации параметров, позволяющих описывать влияние времени и физической нелинейности свойств. В частности, при скоростном деформировании образцов из однонаправленного материала наблюдаются зависимость кривых деформирования от скорости и физическая нелинейность. Анализ закономерностей при квазистатическом нагружении и влияние скорости деформирования

на реологические свойства рассмотрены в [9-10].

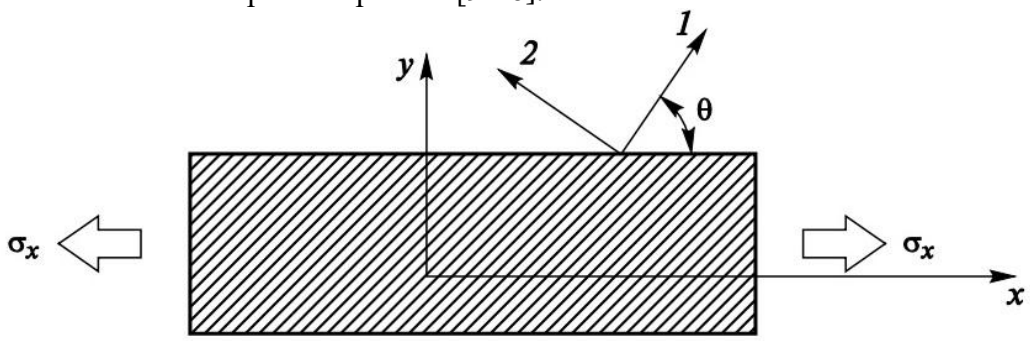


Рис. 1. Схема нагружения образца. Направления 1, 2 – главные оси ортотропии, θ - угол между направлением действия нагрузки и направлением армирования

Рассмотрим применение известного критерия прочности Цая-Ву применительно к разрушению однонаправленного углепластика, нагружаемого под углом к направлению армирования (рис. 1).

$$\left(\frac{1}{\sigma_2^+} - \frac{1}{\sigma_2^-}\right)\sigma_2 + \frac{1}{\sigma_2^+\sigma_2^-}\sigma_2^2 + \frac{\tau_{12}^2}{\tau_{12}^{*2}} = 1,$$

где $\sigma_2^{\pm}$ - значения прочности при растяжении и сжатии в направлении, перпендикулярном армированию, τ_{12}^* - прочность при сдвиге. Критерий Цая-Ву в плоскости $\tau_{12}{\sim}\sigma_2$ описывает кривую прочности в виде эллипса, но не позволяет описать экспериментально наблюдаемый пик прочности, связанный с увеличением прочности при сдвиге при наличии сжимающих напряжений перпендикулярно направлению армирования. Аналогично и другие критерии, за исключением критерия Сана не позволяют учесть этот фактор. Критерий Северо-Западного университета [1,2] позволяет описать пик прочности, связывая его с изменением характера разрушения, а именно с увеличением сжимающего напряжения, когда сдвиговой характер разрушения сменяется преобладанием напряжений сжатия.

В данной работе предлагается параболическая зависимость прочности сдвига от напряжений перпендикулярно армированию

$$\tau_{12}(\sigma_2) = a\sigma_2^2 + b\sigma_2 + c$$

В предлагаемой работе предложен подход, основанный на квадратичной аппроксимации методом наименьших квадратов кривых прочности однонаправленного углепластика IM7-8552 в плоскости $\sigma_2 - \tau_{12}$. Результаты испытаний образцов, оцифрованные из рисунков работы [2], испытанных под разными углами к направлению армирования и разными скоростями деформирования, были аппроксимированы следующими кривыми

$$\tau_{12} = -0{,}0039\sigma_2^2 - 0{,}9046\sigma_2 + 88{,}98$$
$$\tau_{12} = -0{,}0031\sigma_2^2 - 0{,}946\sigma_2 + 104{,}64$$
$$\tau_{12} = -0{,}0029\sigma_2^2 - 0{,}961\sigma_2 + 121{,}68$$

Первое уравнение описывает кривую прочности, соответствующую квазистатическому нагружению при скорости деформирования, равной 10^{-4} сек$^{-1}$. Второе уравнение соответствует скорости деформирования, равной 1 сек$^{-1}$, и третья - динамическому нагружению со скоростью деформирования $\dot{\varepsilon}$=800 сек$^{-1}$. Коэффициенты детерминации для соответствующих значений скорости деформирования составили

0,9144, 0,8529, 8806.

Анализ опытных данных показывает, что кривых прочности не пересекаются и кривые, соответствующие большей скорости деформации, лежат выше. Кроме того, видно, что пики параболы с ростом скорости деформации смещаются влево (рис. 2).

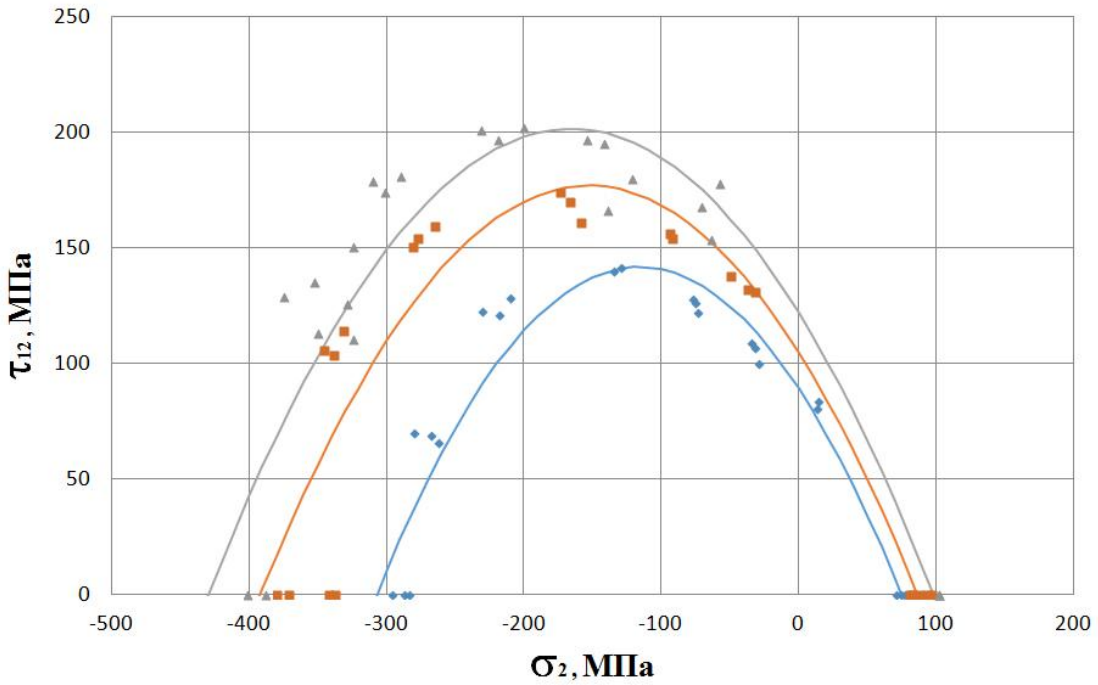


Рис.2. Кривые зависимости прочности от скорости деформирования образцов из углепластика IM7-8552: ▲ *- 800 с*$^{-1}$ *,* ■ *- 1 с*$^{-1}$ *,* ♦ *- 10*$^{-4}$ *с*$^{-1}$

Полученные кривые позволяют описывать пики кривых прочности при сдвиге в условиях сжимающих напряжений. Очевидно, что при $\sigma_2 = 0$ кривые прочности позволяют оценить значения прочности при чистом сдвиге, т.е. при отсутствии сжимающих или растягивающих напряжений перпендикулярно армированию. При соответствующих значениях скорости деформирования прочность при сдвиге равна свободному члену в уравнении параболы. Например, в [7] дано значение сдвиговой внутрислойной прочности, равное 90 МПа, а свободный член в соответствующем уравнении кривой прочности равен 88,98 МПа. Максимальные значения прочности при сдвиге в условиях сжимающих напряжений будут равны $\tau_{max} = -\frac{b^2}{4a} + c$ при $\sigma_2 = -\frac{b}{2a}$ как ось симметрии параболы. Предварительно можно отметить некоторые закономерности изменения параметров параболы в зависимости от скорости деформирования. С увеличением скорости деформирования эти изменения с одной стороны характеризуют смещение пика параболы влево, а с другой стороны поднимают параболу вверх.

Выводы

Для описания прочности однонаправленного углепластика предложена простая параболическая зависимость, которая позволила описать кривые прочности при разных значениях скорости деформирования, а также наблюдаемый экспериментально пик прочности при сдвиге. Свободные члены в уравнении параболы позволяют оценить внутрислойную прочность при чистом сдвиге.

Литература

1. Daniels I. Failure of composite materials under multi-axial static and dynamic loading // Procedia Eng-ng 88 (2014) pp 10-17.

2. Schaefer J.D., Werner B.T., Daniel I.M. Strain-rate-dependent criteria for composite laminates: Applications of the Northwestern failure theory to multiple material systems // P.R. Thakre et al. (eds.), Mechanics of Composite and Multi-functional Materials, Volume 6, Conference Proceedings of the Society for Experimental Mechanics Series, DOI 10.1007/978-3-319-63408-1_19.
3. Koerber H., Xavier J., Camanho P.P High strain rate characterization of unidirectional carbon-epoxy IM7-8552 in transverse compression and in-plane shear using digital image correlation // Mechanics of Materials 42 (2010) pp 1004-1019.
4. Sun T.C., Tao J. Prediction of failure envelopes and stress/strain behavior of composite laminates // Composite Sciience and Technology 58 (1998) pp 1125-1136.
5. Ploekl M., Wolfhart M., Kuhn P., Koerber H. A dynamic test methodology for analyzing the strain-rate effect on the longitudinal compressive behavior of fiber-reinforced composites // Composite Structures180 (2017) pp. 429-438.
6. Failure criteria in fibre reinforced polymer composites: The World-Wide Failure Exercise/ Editors: M.J. Hinton, A.S. Kaddour, P.D. Soden. Elsevier. 2004. 1269 p.
7. Kaddour A.S., Hinton M.J., Li S., Smith P. Instructions of the Third World-Wide Failure Exercise (WWFE-III). Part A. 48 p.
8. Christensen R.M. Электронный ресурс:
https://www.failurecriteria.com/theworldwidefail.html
9. Dumansky A., Liu Hao, Alimov M. Strain-rate effect on mechanical behavior of unidirectional carbon fiber reinforced plastic. Materials Today: Proceedings, https://doi.org/10.1016/j.matpr.2019.08.037.
10. Думанский А.М., Лю Хао, Алимов М.А. Анализ нелинейного деформирования однонаправленного углепластика при квазистатическом нагружении // XI Всероссийская конференция по испытаниям и исследованиям свойств материалов «ТестМат» Физико-механические испытания, прочность, надежность, высокотемпературные испытания. Материалы конференции. Электронное издание. М.: 2019. С. 143-152.

УДК 621.825

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСЕВЫХ СИЛ РЕЗИНОКОРДНЫХ ОБОЛОЧЕК ПРИВОДОВ ТЕПЛОВОЗОВ С КРИВОШИПНО-ШАТУННЫМИ МЕХАНИЗМАМИ

INVESTIGATION OF THE AXIAL FORCES OF RUBBER-CORD SHELLS OF DIESEL LOCOMOTIVE DRIVES WITH CRANK MECHANISMS

Евдокимов А.П. - д.т.н., в.н.с.
Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН
a_evdo@mail.ru

Abstract. The results of experimental studies of the axial forces of rubber-cord shells of elastic couplings in the dynamic mode of operation are presented. Graphs of the dependence of the axial forces on the rotational speed for axial compression, tension, and the free state of the shell are constructed. It is shown that the minimum value of the axial forces is achieved when the elastic cord shell is axially compressed.
Key words: dynamic loads, centrifugal forces, elastic couplings, hysteresis, damping.

Аннотация. Приведены результаты экспериментальных исследований осевых усилий резинокордных оболочек упругих муфт в динамическом режиме работы. Построены графики зависимости осевых сил от частоты вращения при осевом сжатии, растяжении и свободном состоянии оболочки. Показано, что минимальное значение осевых сил достигается при осевом сжатии резинокордной оболочки.
Ключевые слова: динамические нагрузки, центробежные силы; упругие муфты, гистерезис, демпфирование.

Процесс работы кривошипно-шатунных механизмов обуславливает возникновение значительных динамических нагрузок в элементах силовых приводов тепловозов [1-6]. Кроме того, сравнительно повышенная частота вращения (более 2000 мин$^{-1}$) является причиной появления значительных осевых сил в резинокордных оболочках (РКО) упругих соединительных муфт механизмов привода.

Осевые силы также обуславливают возникновение и центробежных сил, стремящиеся увеличить диаметр оболочки и «вырвать» её из узла крепления к металлическим фланцам. Вследствие того, что центробежные силы совпадают с направлением усилий в узле крепления, а профиль оболочки достаточно легко изменяется под действием этих сил, то возникающие при этом осевые усилия стремятся сблизить металлические фланцы упругой муфты.

Учитывая тот факт, что (РКО) находится в динамическом режиме нагружения, актуальной ставится задача экспериментального исследования зависимости осевых сил от частоты вращения механизмов и величины деформации «растяжение-сжатие» оболочки.

Объектом испытаний являлась торообразная (РКО) ЭМ320×80 упругой муфты соединительного устройства привода компрессора ПК5,25А маневрового тепловоза ТГМ6Д. На первом этапе исследований определялась осевая жёсткость оболочки в режиме «нагружение-разгрузка». Скорость нагружения осевыми силами составляла $12\cdot10^{-3}$ мм/с. При такой скорости нагружения внутренняя структура оболочки остаётся без изменений, что обеспечивает получение наиболее точных результатов величины осевой жёсткости оболочки.

Площадь петли гистерезиса, полученная в результате экспериментальных исследований, характеризовалась сравнительно небольшим значением (рис. 1), ширина профиля оболочки увеличивалась до 7-ми мм. Это объясняется высоким уровнем осевой жёсткости оболочки, которая составила 103 Н/мм.

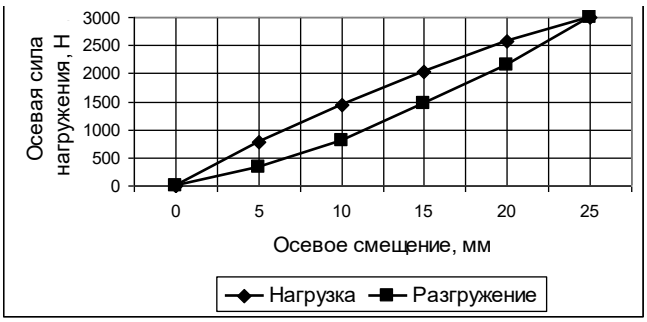


Рис. 1. Петля гистерезиса при осевом сжатии (РКО)

При осевом нагружении P = 3000 Н оболочка имела смещение 25 мм. Осевая жёсткость при этом составила 10,3 Н/м. Относительная ширина $l = \frac{15-10}{25} = 0{,}2$ и площадь петли гистерезиса принимали такое же значение, как и при поперечном сдвиге.

Этот вид испытаний позволил также определить при кручении демпфирующую способность испытуемых узлов, которая оценивалась коэффициентом поглощения энергии ψ, равным отношению потерянной за цикл энергии Ψ к наибольшему значению потенциальной энергии Π оболочки:

$$\psi = \Psi / \Pi,$$

где $\Psi = \int_0^T b_2\, \dot{\varphi}^2(t)\, dt = b_2 (\varphi\, \dot{\omega})^2 \int_0^T \sin^2 \omega\, t\, dt = \pi\, \varphi^2\, \omega\, b_2;$

$\Pi = c\varphi^2/2$;

$T = 2\pi/\omega$ – период демпфирования;

b_2 – константа;

$c = tg\, \alpha$ – угол наклона петли гистерезиса, который характеризует жёсткость оболочки.

В результате вычислений получен коэффициент поглощения ψ = 0,47.

Второй этап предусматривал испытание (РКО) в динамическом режиме нагружения на стенде СТ153 конструкции Всероссийского научно-исследовательского тепловозного института (ВНИТИ) г. Коломна. В процессе экспериментов оболочка устанавливалась в следующие положения: нормальное (без деформации растяжение-сжатие), сжатие на величину 16 мм, растяжение на величину 6 мм. Полученные результаты экспериментов показали следующее.

С увеличением частоты вращения величина осевой силы возрастала (рис. 2). Интенсивное её возрастание наблюдалось в диапазоне средней и максимальной (1800 – 3250 об/мин соответственно) частоты вращения. Наибольшее значение осевой силы было зафиксировано при растяжении оболочки 96 мм. Сравнительно небольшое расхождение в полученных результатах отмечено при отсутствии деформации оболочки и при её сжатии.

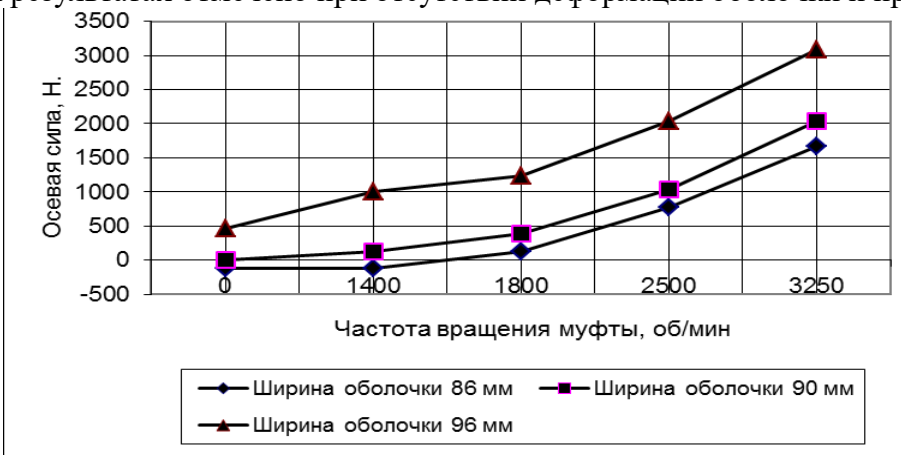


Рис. 2. Зависимости осевой силы сжатия (РКО) от частоты вращения

При действии центробежных сил увеличивался наружный диаметр оболочки до значения ΔD = 10 мм и изменялась кривизна участков её профиля. При повышенной частоте вращения двигателя $n_д$ = 3200 об/мин профиль становился конусообразной формы с закруглённой вершиной (рис. 3), диаметр здесь увеличивался ΔD = 16 мм.

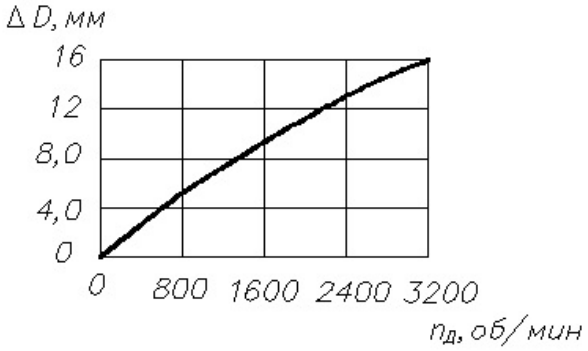


Рис. 3. График изменения диаметра (РКО) от частоты вращения

С увеличением частоты вращения повышался уровень осевых сил от наклоненных к осевой оси бортовых частей оболочки, т. к. центробежные силы, действующие на них, не совпадают с направлением реакций в узле крепления.

Итак, в каждом конкретном случае при определении осевых сил необходимо рассматривать соотношения величин крутящего момента, передаваемой муфтой, и частотой её вращения, учитывая противоположное направление осевых сил, вызываемых указанными факторами. Следует также иметь в виду возможность изменения ширины оболочки и температурного воздействия.

Выводы

Величина осевых сил в значительной степени зависит не только от частоты вращения, но и от ширины профиля (РКО). Это обстоятельство важно при определении максимально допустимой установочной ширины оболочки. Учитывая этот факт, рекомендуется устанавливать упругую муфту с предварительным сравнительно небольшим сжатием (РКО), что позволяет создать некоторое распорное усилие и уменьшить величину осевых сил при повышенных частотах вращения.

Литература

1. Динамические силы на подвижном составе и в пути: Сборник статей / Под ред. М.Ф. Вериго, Л.О. Грачёвой. М.: Транспорт, 1976. 95 с.
2. Динамические процессы в транспортных системах / Под ред. А.Н. Савоськина. М.: Транспорт, 1978. 72 с.
3. Динамические свойства приводов и их элементов: Сборник статей / Под ред. С.В. Костина. М.: Наука, 1978. 81 с.
4. Терских В.П. Крутильные колебания валопроводов силовых установок. В 4-х т. Т.1. Л.: Судостроение, 1971. 307 с.
5. Булгаков В.Н. Статика тороидальных оболочек. Изд-во АН УССР, Киев, 1962.100 с.
6. Чернина В.С. Статика тонкостенных оболочек вращения. М.: Наука, 1968. 100 с.

УДК 539.422.5:621.642

МНОГОМАСШТАБНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛОКОМПОЗИТНОГО БАКА ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ

MULSTI-SCALE MODELING OF THE FRACTURE OF A COMPOSITE OVERWRAPPED PRESSURE VESSEL

Еремин Н.В. – младший научный сотрудник
Красноярский филиал ФИЦ ИВТ
Kaizoku813@gmail.com

Abstract. The approach of multiscale modeling of fracture of a composite overwrapped pressure vessel is presented. A numerical micromodel of a composite material is developed considering the random features of the material structure. Experimental verification of the numerical model of fracture of a laminated composite material by three-point flexural before fracture is carried out. A macromodel of the fracture of a composite overwrapped pressure vessel has been developed. The curves of strains of structural materials of the vessel depending on pressure are obtained.
Key words: strains, fracture, composite material, composite overwrapped pressure vessel

Аннотация. Представлен подход многомасштабного моделирования разрушения металлокомпозитного бака высокого давления. Разработана численная микромодель композитного материала с учетом случайных особенностей структуры материала. Проведена экспериментальная верификация численной модели разрушения слоистого композитного материала на трехточечный изгиб до разрушения. Разработана макромодель разрушения металлокомпозитного бака высокого давления. Получены кривые деформирования конструктивных материалов бака в зависимости от давления.
Ключевые слова: деформации, разрушение, композитный материал, металлокомпозитный бак высокого давления

Введение

Конструкция металлокомпозитного бака высокого давления (МКБВД) состоит из герметизирующего титанового лейнера ВТ1-0 и 9-ти слойной силовой композитной оболочки на основе углеродных волокон IMS60 и эпоксидной матрицы ЭД-И. Моделирование разрушения конструкций с использованием композитных материалов (КМ), выполненных методом непрерывной намотки композитной ленты является сложной и комплексной задачей. Деформирование и разрушение слоистой композитной оболочки является многостадийным процессом, который охватывает различные масштабные уровни [1-2], где каждый уровень взаимосвязан и влияет на общие характеристики механических свойств. Рассматриваются три масштабных уровня: микро, мезо и макро. Когда КМ подвергается механическим нагрузкам возникают различные процессы разрушения в пределах всех трёх масштабах одновременно. В связи с этим, для лучшего понимания закономерностей деформирования и разрушения МКБВД возникает необходимость в построении численных моделей, которые учитывают процессы разрушения на каждом масштабном уровне.

Цель данной работы заключалось в создании многомасштабной модели разрушения МКБВД. Для достижения поставленной цели решалось несколько задач:

- разработка микромодели разрушения КМ для определения характеристик механических свойств и предельных значений в зависимости от вида нагружения;
- верификация расчетных характеристик механических свойств на численной мезомодели разрушения слоистого КМ и сравнение с экспериментом;
- разработка макромодели непрерывного прогрессирующего разрушения МКБВД для изучения процессов деформирования и разрушения в зависимости от приложенного давления.

Микромодель разрушения композитного материала

В механике КМ рассматриваются системы совместного взаимодействия структурных элементов, такие модели позволяют прогнозировать эффективные механические свойства, рассчитывать неоднородные поля напряжений и деформаций, а также моделировать разрушение КМ как многостадийный процесс.

С помощью пакета конечно-элементного анализа ANSYS была разработана 3D численная модель КМ, которая включает в себя ряд особенностей: моделирование случайного расположения волокон в матрице; моделирование случайного разброса характеристик механических свойств; моделирование прогрессирующего разрушения.

В модель закладывались основные характеристики механических свойств структурных элементов КМ. Углеродное волокно: $E = 290$ ГПа; ν=0,28; $\sigma_{в} = 5,8$ ГПа . Эпоксидная матрица: $E = 3$ ГПа; ν=0,32; $\sigma_{в} = 0,05$ ГПа .

Численная микромодель однонаправленного КМ с хаотичным расположением волокон, при котором армирующие волокна и матрица представляются изотропными материалами представлена на рис. 1.

(а) *(б)* *(в)*

Рис. 1. Численная микромодель разрушения однонаправленного КМ:
(а) расчетная схема при растяжении; (б, в) конечно-элементная модель структурных элементов

На основе разработанной микромодели проведены многовариантные численные эксперименты КМ в зависимости от вида нагружения: при растяжении (X_t) и сжатии (X_c) вдоль направления армирования; при растяжении (Y_t) и сжатии (Y_c) поперек направления армирования; при сдвиге (S_l). Расчетные механические и прочностные свойства представлены в таблице 1.

Таблица 1. Механические и прочностные свойства КМ

Механические свойства						
Характеристика	E_1, МПа	$E_2 = E_3$, МПа	$\nu_{12} = \nu_{13}$	ν_{23}	$G_{12} = G_{13}$, МПа	G_{23}, МПа
Значение	129000	5800	0,32	0,45	3400	3800
Прочностные свойства						
Характеристика	X_t, МПа	X_c, МПа	Y_t, МПа	Y_c, МПа		S_l, МПа
Значение	2334	-969	50	-100		50

Мезомодель разрушения слоистого композитного материала

Проведена экспериментальная верификация численной мезомодели деформирования и разрушения слоистого КМ. Моделировались плоские образцы 9-ти слойного КМ под различными углами армирования относительно центральной оси (0, 45 и 90 градусов) для проведения численных испытаний на трехточечный изгиб, согласно ГОСТ Р 56810-2015. В модель закладывались определенные характеристики механических свойств на микромодели (таблица 1).

Разрушение моделировалось с использованием модели непрерывного прогрессирующего разрушения на основе деградации механических свойств согласно многопараметрическому критерию [2]. В модели использовался критерий Хашина для

определения различных мод разрушения КМ.

По результатам численного моделирования КМ на трехточечный изгиб до разрушения были построены диаграммы «нагрузка-прогиб» для каждого образца (рис. 2).

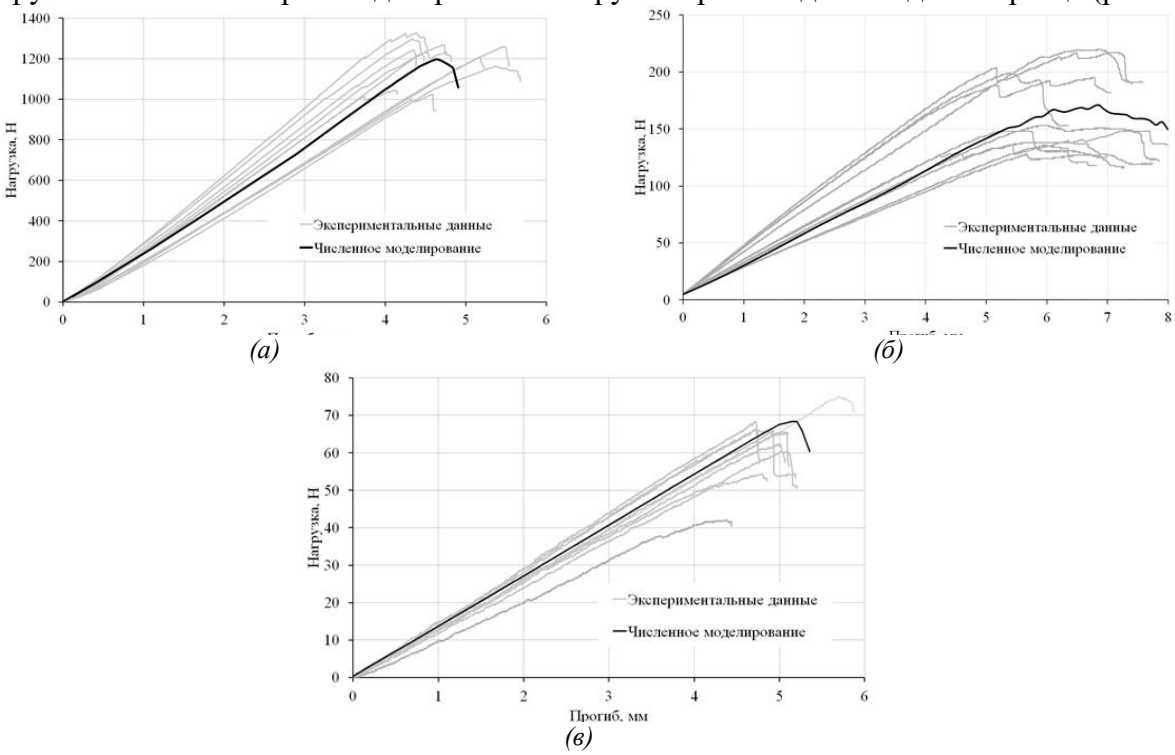


Рис. 2. Диаграммы «нагрузка-прогиб» слоистого КМ под различными углами армирования: (а) 0°; (б) 45°; (в) 90°

Сравнительный анализ данных эксперимента и численного моделирования показал качественное и количественное соответствие процесса деформирования и разрушения образцов с различными углами армирования.

Макромодель разрушения металлокомпозитного бака высокого давления

Численная модель конструкции МКБВД была сформирована на основе геометрических параметров титанового лейнера и теоретических соотношений, описывающих форму и геометрию композитной оболочки [3]. При наличии осевой симметрии достаточным является построение модели периодически повторяющегося в окружном направлении сектора конструкции МКБВД. Расчетная схема и конечно-элементная модель представлена на рис. 3.

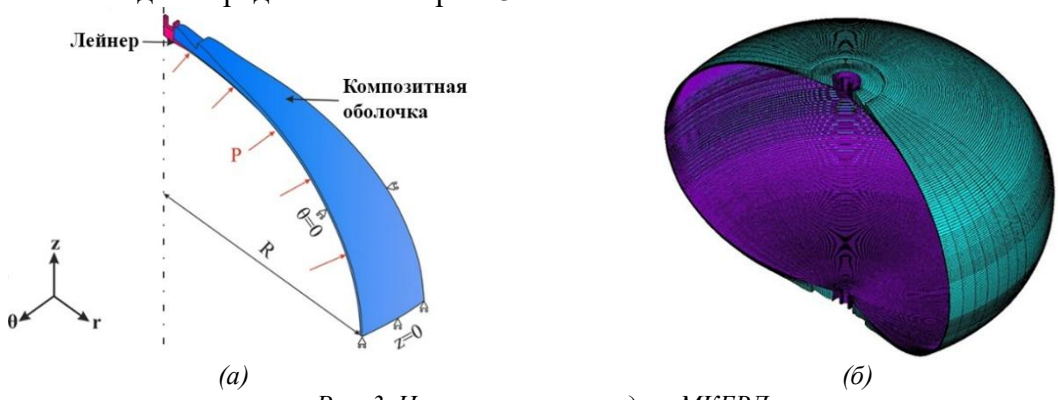


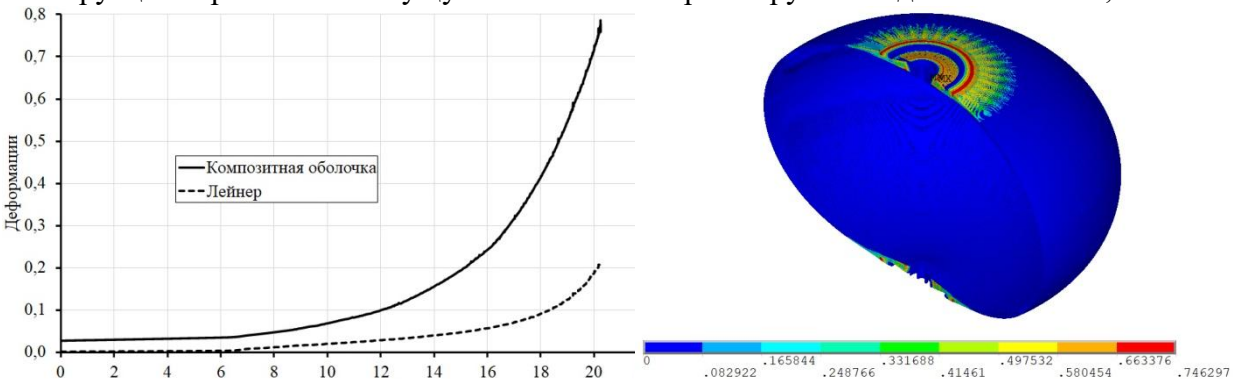
Рис. 3. Численная макромодель МКБВД: (а) расчетная схема; (б) конечно-элементная модель

Характеристики механических свойств упруго-пластичного титанового лейнера ВТ1-0 были позаимствованы из справочной литературы [4].

Давление задавалось на внутреннюю поверхность лейнера с постоянным

увеличением значения. Контактное взаимодействие между лейнером и композитной оболочкой задавалось с учетом коэффициента трения 0,2.

По проведенным численным расчетам были построены кривые эквивалентных деформаций конструктивных материалов МКБВД с учетом возникновения и развития повреждений в композитной оболочке (рис. 4). Исходя из рисунка, видно, что конструкция теряет свою несущую способность при нагружении давлением в 20,25 МПа.



(а) *(б)*

Рис. 4. Кривые эквивалентных деформаций конструктивных материалов МКБВД (а) и распределение поврежденности в композитной оболочке при давлении 17,5 МПа (б)

Развитие повреждений в композитной оболочке представлено на рис. 4, (б). Уровень поврежденности оценивается в диапазоне от 0 (неповрежденный элемент) до 1 (разрушенный элемент). За счет более низкой прочности КМ в поперечном направлении первоначально возникают повреждения матрицы в области расходного фланца. Повреждения по мере увеличения нагрузки развиваются в направлении экватора. Накопление повреждений приводит к снижению жесткости в слоях композитной оболочки, что в конечном итоге приводит к потери несущей способности конструкции МКБВД.

Заключение

Разработана многомасштабная модель разрушения металлокомпозитного бака высокого давления. Модель позволяет отслеживать процессы разрушения на различных масштабных уровнях, учитывая взаимосвязь между общими характеристиками механических свойств. При проектных расчетах высокоэффективных МКБВД с помощью многомасштабного моделирования можно оценить прочность конструкции при воздействии различных механических нагрузок.

Литература

1. Liang Wang, Chuanxiang Zheng. Continuum Damage Modeling and Progressive Failure Analysis of Carbon Fiber/Epoxy Composite Pressure Vessel // Composite Structures. 2015. V. 134. P. 475-482

2. Nguyen B.N., Simmons K.L. A multiscale modeling approach to analyze filament-wound composite pressure vessels // Journal of Composite Materials. 2013. V. 47. N. 17. P. 2113-2123.

3. Еремин Н. В., Москвичев Е. В. Верификация соотношений для расчета толщины композитной оболочки металл-композитного бака высокого давления // Конструкции из композиционных материалов. 2017. № 3. С. 3-7.

4. Когаев В.П., Махутов Н.А., Гусенков А.П. Расчеты деталей машин и конструкций на прочность и долговечность. – М.: Машиностроение. 1985. 224 с

УДК 602.17:621.822.5

МЕТОДИКИ РАСЧЕТНО - ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЙ ОЦЕНКИ ЗАРОЖДЕНИЯ И РАЗВИТИЯ УСТАЛОСТНЫХ ПОВРЕЖДЕНИЙ В БАББИТОВОМ СЛОЕ ПОДШИПНИКОВ СКОЛЬЖЕНИЯ

METHODS FOR CALCULATION AND EXPERIMENTAL EVALUATION OF INITIAL AND EVOLVING FATIGUE DAMAGES IN BABBITT LAYER OF SLIDING BEARINGS

Зернин М.В. – к.т.н., доцент, **Рыбкин Н.Н.** – аспирант, **Матюхин А.В.** – магистрант
Брянский государственный технический университет (БГТУ)
zerninmv@mail.ru

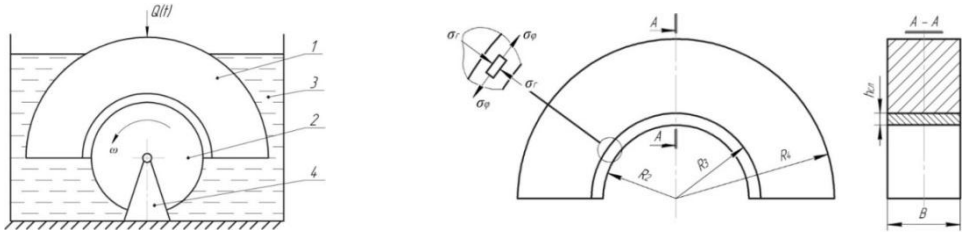
Abstract. Briefly presented results of experimental research about incipient and evolving fatigue damages in babbitt layer of sliding bearing-samples. Described a multi-stage model of calculating initiation and evolving of fatigue damages in babbitt layers. Developed software and presented results of the bearing-samples calculation.
Key words: sliding bearing, babbitt layer, fatigue tests, calculation of crack initiation, calculation of crack evolving

Аннотация. Кратко описаны результатов экспериментальных исследований зарождения и развития системы трещин в баббитовых слоях подшипников – образцов. Описана многостадийная модель расчета зарождения и развития усталостных повреждений в баббитовых слоях. Разработана программа для таких расчетов и изложены результаты тестирования ее работы для испытанных подшипников – образцов.
Ключевые слова: подшипник скольжения, баббитовый слой, испытания на усталость, расчеты зарождения и развития системы трещин

Баббиты на основе олова, обладающие хорошими триботехническими свойствами, применяют в качестве антифрикционного слоя (АФС) подшипников скольжения (ПС) ответственных машин. Но усталостная долговечность этих баббитов невысока и требуется оценивать долговечность баббитовых ПС на стадии проектирования. Ранее нами [1-2] выполнена систематизация стадий усталостного повреждения АФС. В исходном слое могут быть микротрещины, потом количество и размеры их возрастают. Если в поле напряжений нет растягивающих компонент, то процесс повреждения может завершиться «рассеянным разрушением», характеризуемым недопустимой плотностью микротрещин. Иначе появляются зародыши макротрещин, которые развиваются вплоть до выкрашивания участков слоя.

В лаборатории «Динамики и прочности машин» БГТУ выполнены [3-4] усталостные испытания полукольцевых подшипников – образцов (П-О) (рис. 1), прижимаемых циклически изменяемой (пульсирующей) нагрузкой к вращающемуся валу. Образец 1, вал 2 с опорами 4 погружены в ванну 3 с регулируемой температурой масла (рис. 1а). Были проведены испытания [3-4] нескольких типоразмеров П-О для исследования влияния различных факторов на долговечность АФС. Исследовано: влияние толщины баббитового слоя; влияние вида напряженного состояния; влияние температуры масла; влияние различных технологий нанесения баббита на стальную основу и т.п.

Ранее предложена [1] модель расчетного определения усталостной долговечности АФС при неоднородном поле сложного напряженного состояния (СНС). Модель основана на обобщенной модели В.В.Болотина [5]. Нами эта модель модифицирована применительно к антифрикционным материалам (АФМ) и конкретизированы ее параметры для баббита на основе олова. Разработаны алгоритм и программа расчетной оценки усталостной долговечности ПС с баббитовым АФС и выполнена серия тестовых расчетов для испытанных П-О с толщиной баббитового слоя 2 мм.



а) *б)*

Рис. 1. Схема проведения испытаний подшипников-образцов (а) и схема подшипников-образцов с одинаковой шириной баббита и стали, но различной толщиной баббитового сдоя (б)

Алгоритм многостадийной модели накопления усталостных повреждений и разрушения АФМ и подшипникового АФС схематично представлен на рис. 2. Модель предполагает дискретизацию объема рассматриваемого объекта (АФС) на участки и дискретизацию временной оси на малые интервалы. На каждом участке в каждый временной интервал рассчитывается накопление микроповреждений, вероятность зарождения коротких трещин. Величина шага (интервала) подбирается при выполнении расчетов для различных шагов по критерию стабилизации значения результата (значения расчетной долговечности).

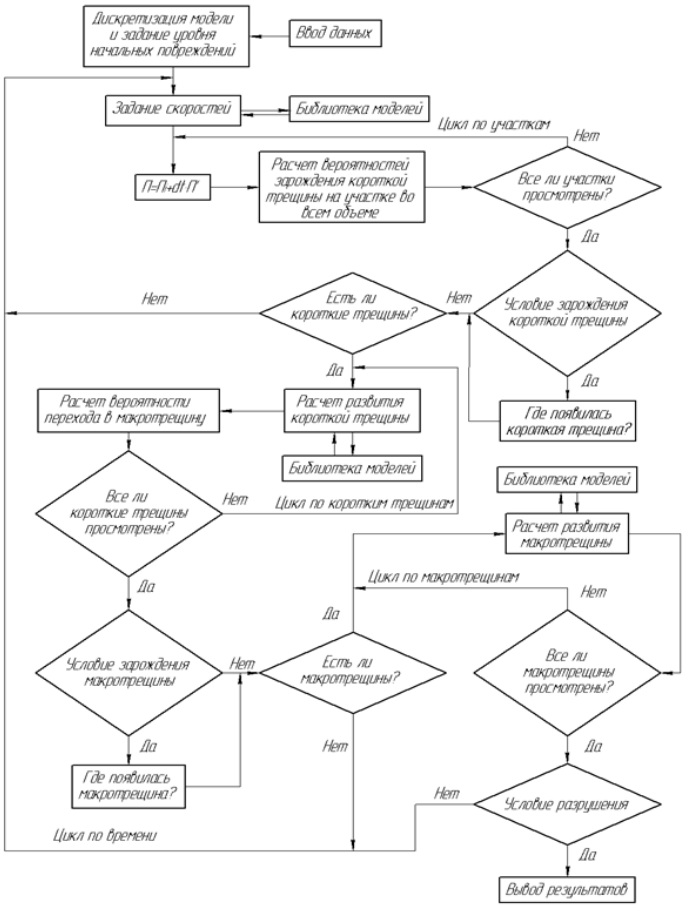


Рис. 2. Схема алгоритма расчетного моделирования усталостных повреждений в антифрикционном слое подшипника

Рассеянная поврежденность описана скалярной функцией $П_i(t)$ – отношения числа M_i* разрушенных обобщенных структурных элементов (СЭ) к общему числу M_i СЭ. Т.е. уровень повреждений i-ой точки $П_i = M_i * / M_i$. Положено, что для описания скорости накопления микроповреждений подходит степенная функция. Параметры A и n этой функции для баббита определены в процессе идентификации с применением метода деформируемого многогранника $\dot{П} = A\sigma_a^n = 2{,}33 \times 10^{-12}\sigma_a^{5,2}$. Подобным образом определены еще два параметра модели: начальная поврежденность материала $П_0$ и количество обобщенных структурных элементов в единице объема многофазного баббита.

На каждом временном интервале скорость накопления повреждений считается постоянной. Поэтому уровень повреждений в участке к окончанию интервала равен сумме предыдущего уровня и приращения за интервал $\Pi_i(t_j) = \Pi_i(t_{j-1}) + \dot{\Pi}_{j-1,j}(t_j - t_{j-1})$.

Возникновение и развитие трещин будет влиять на последующие стадии накопления микроповреждений потому, что появление трещины (короткой или макроскопической) означает, что в локальном объеме вокруг нее процессы накопления повреждений происходят более интенсивно. Этот объем должен быть исключен из этапа рассеянного накопления микроповреждений и определения вероятности появления следующей короткой трещины. В момент ее появления необходимо исключить из рассмотрения некоторое количество СЭ M и разрушенных СЭ M^*. Потом этот параметр снова монотонно возрастает до появления следующей короткой трещины.

Предложено двухстадийное описание перехода от рассеянного накопления микротрещин к моменту зарождения макротрещин. На первой стадии вычисляются вероятности зарождения рядом с любой из имеющихся микротрещин еще одной микротрещины в i-ом участке и во всей совокупности участков. Когда вероятность образования физически короткой трещины (ФКТ), состоящей из двух микротрещин, достигает заданного уровня (50%), то считается состоявшимся факт ее появления. С применением датчика случайных чисел выбирается конкретный участок, где она появилась. Вторая стадия зарождения макротрещин моделирует подрастание ФКТ до размеров зародыша макротрещины. Выбрана [6] обобщенная модель упруго-пластической механики развития ФКТ $dl/dN = C_1\left[K_1/\sqrt{1-(\sigma/\sigma_T^c)^2(1-\mu+\mu^2)}\right]^{m_1}$, которая для баббита на основе олова приводится к виду $dl/dN = C_1\left[K_1/\sqrt{1-(\sigma/45)^2 0{,}776}\right]^{m_1}$. Константа и показатель степени на данном этапе исследований взяты такие же, как в формуле Париса для линейной механики усталостного разрушения [7] $dl/dN \approx 10^{-6} K_{\mathrm{I}max}^5$.

Начиная с момента появления первой ФКТ в модели (рис. 2) используются две ветви расчета. Одна ветвь – развитие ФКТ. В оставшемся объеме продолжается моделирование рассеянного накопления микроповреждений и появление новых ФКТ. Вычисляется вероятность подрастания каждой ФКТ и вероятность подрастания хотя бы одной из них до размеров зародыша макротрещины. При достижении заданного уровня вероятности (50%) принимается, что одна из ФКТ достигла размера зародыша макротрещины. Конкретизируется место его появления с применением датчика случайных чисел. Количество ФКТ уменьшается на единицу. Начиная с этого момента времени моделируется (рис. 2) уже три процесса: накопление микротрещин, зарождение системы ФКТ и их подрастание до размеров зародыше макротрещины, рост макротрещин.

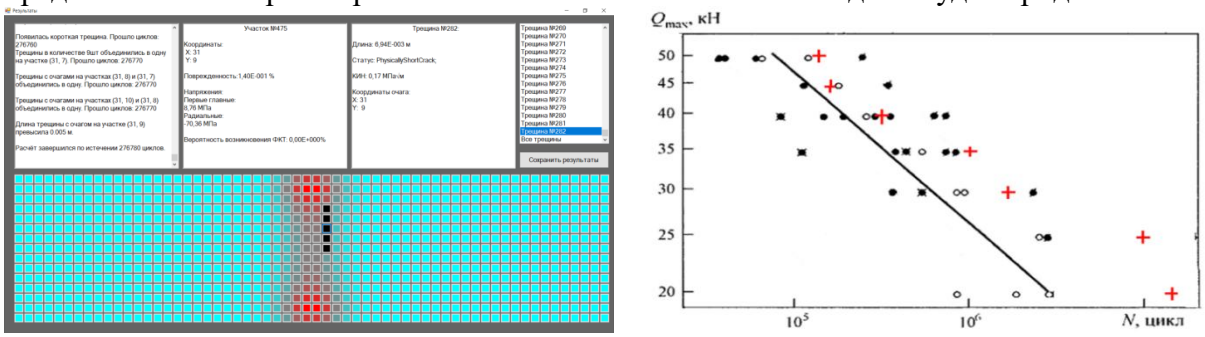
В наших статьях [6-8] получены параметры разрушения баббита. В статье [7] показано, что переход от ФКТ к макротрещине осуществляется при КИН $K \approx 1$ МПа$\sqrt{\text{м}}$. Эту границу перехода от коротких трещин к макротрещинам можно считать соответствующей появлению зародыша макротрещины. Увеличение длины трещины вычисляется по формуле $l_j = l_{j-1} + \Delta N \times dl/dN$. Критерием остановки вычислительного процесса может быть назначено достижение трещиной некоторой длины или недопустимо малый объем материала без трещин (эффект рассеянного разрушения).

В наших статьях [9-10] разбирается влияние влияния вида НДС на долговечность ПС и показано, что на этапе развития трещин можно использовать в качестве критерия первое главное напряжение σ_1. При этом важно учитывать расклинивающее действие смазочного материала, попадающего в трещину под высоким давлением σ_r. Кроме того следует учитывать релаксацию напряжений в слое [11]. Нами в качестве критерия развития трещины в АФС использован критерий $\sigma_э = \sigma_1/2 + |\sigma_r|$.

На базе программной платформы .NET Framework 4.6.1 на языке C# было

разработано Windows-приложение, реализующее расчет долговечности баббитового слоя ПС при известных напряжениях. В качестве исходных данных используются Excel-файлы с информацией о геометрии баббитового слоя, разбитого на участки, и о напряжениях в участках. Остановка расчета может выполняться при любой назначенной длине трещины. В тестовых примерах остановка происходит при достижении трещины длины 5 мм.

Выполнялись расчеты долговечности П-О с толщиной слоя баббита 2 мм при нескольких уровнях максимальной нагрузки. Показано, что если брать временные интервалы менее 85 циклов нагружения, то расчетная долговечность будет практически одинаковой. На рис. 3.а показана интерфейсная форма с картиной повреждений на поверхности баббитового слоя. На рис. 3.б представлены результаты усталостного эксперимента (кривая усталости) и расчетные точки долговечности П-О (красные крестики). Расчетные точки попадают в поле рассеивания экспериментальных. На данном этапе исследований такая точность признана удовлетворительной. Модель, представленная на рис. 2 работоспособна. Уточнение этой модели будет продолжено.



а) *б)*

Рис. 3. Пример картины повреждений баббитового слоя (а) и кривая усталости (по критерию зарождения трещины длиной 5 мм) в слое баббита Б83 толщиной 2 мм (б)

Литература

1. Зернин М.В. Усталостная долговечность цилиндрических баббитовых подшипников скольжения: Диссертация... канд. тех. наук. – Брянск, 1989.- 249с.

2. Морозов, Е.М., Зернин М.В. Контактные задачи механики разрушения – М.: Маши-ние, 1999.–544 с.

3. Кузьменко А.Г., Яковлев А.В., Зернин М.В. Методика оценки сопротивления усталости антифрикционных материалов для подшипников скольжения //Зав. лаб., 1984. – N 8. – С. 77-79.

4. Зернин М.В., Яковлев А.В. К исследованию усталостной долговечности баббитового слоя тяжело нагруженных подшипников скольжения // Зав.лаб. - 1997. - № 11. – С. 39-47.

5. Болотин В.В. Прогнозирование ресурса машин и конструкций .-М.: Машиностроение 1984. - 312с.

6. Зернин М.В. Модели развития физически коротких и макроскопических трещин и применение их для баббита на основе олова// Вестн. БГТУ. – 2019. - №5 (58).- С. 4 - 14.

7. Зернин М.В. Статистический принцип определения границы перерастания коротких трещин в макротрещины и реализация его для баббита на основе олова// Вестн. БГТУ. – 2017. - №7 (60).- С. 86-94.

8. Зернин М.В. Трещиностойкость баббита Б83// Вестн. БГТУ. – 2017. - №1 (54).- С. 91-101.

9. Зернин М.В. Экспериментальные и расчетные исследования влияния вида напряженно - деформированного состояния на усталостную долговечность баббитовых слоев подшипников скольжения// Вестн. БГТУ. - 2018. №2 (63) - С. 71 - 81.

10. Зернин М.В. Анализ применимости критериев эквивалентности напряженных состояний для описания усталостного разрушения баббитовых слоев подшипников скольжения// Вестн. БГТУ. – 2019. - № 9 (82) – С. 4 – 14.

11. Зернин М.В., Яковлев А.В. Кузьменко А.Г. Контактная ползучесть баббитового слоя подшипников скольжения // Завод. лаб.. – 2008. – Т. 74. - № 5. – С. 58-62.

УДК 621.86

НАУЧНЫЕ ОСНОВЫ МЕТОДОЛОГИИ ОЦЕНКИ И ПОВЫШЕНИЯ КАЧЕСТВА ТЕХНИЧЕСКИХ СИСТЕМ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО ПРЕДПРИЯТИЯ

SCIENTIFIC BASIS OF METHODOLOGY FOR EVALUATING AND IMPROVING THE QUALITY OF TECHNICAL SYSTEMS OF A METALLURGICAL ENTERPRISE

Извеков Ю.А. – к.т.н., заведующий кафедрой Прикладной Математики и Информатики
ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный технический университет
им. Г.И. Носова»
yurij.izvekov@mail.ru

Abstract. The article briefly shows the current state of technical systems of a metallurgical enterprise on the example of MMK PJSC (Public joint-Stock Company Magnitogorsk iron and steel works). As a technical system, we consider a set of bridge metallurgical cranes, most of which operate beyond the warranty period of operation.
The quality assessment is currently only an expert assessment. We propose models for evaluating and improving quality that take into account the probabilistic nature of its reliable, safe, trouble-free, and, where possible, low-cost operation.
Key words: evaluation and improvement, quality, technical system, reliability, safety, economic indicators.

Аннотация. В статье кратко показано современное состояние технических систем металлургического предприятия на примере ПАО ММК (Публичное Акционерное Общество Магнитогорский металлургический комбинат). В качестве технической систем рассматривается совокупность мостовых металлургических кранов, большинство которых работают за пределами гарантийных сроков эксплуатации. Оценка качества на сегодняшний день представляет собой только экспертную оценку. Предлагаются модели оценки и повышения качества, учитывающую вероятностную природу ее надежной, безопасной, безаварийной, а там, где это возможно, малозатратной эксплуатации.
Ключевые слова: оценка и повышение, качество, техническая система, надежность, безопасность, экономические показатели.

На ПАО ММК (Публичное Акционерное Общество Магнитогорский металлургический комбинат) эксплуатируется свыше тысячи мостовых кранов различного назначения, которые представляют собой технические системы. Из них большая часть работает в тяжелом и весьма тяжелом режимах эксплуатации. Значительная часть кранов эксплуатируется на открытом воздухе при зимней расчетной температуре. К таким кранам относятся краны кислородно-конвертерного цеха и других цехов и дворов. Мостовые металлургические краны составляют 68% от общего количества на предприятии, а краны, отработавшие нормативный срок – 82%, но они все равно продолжают эксплуатироваться.

Несущие металлоконструкции кранов тяжелого и весьма тяжелого режимов работы быстро изнашиваются. Многочисленные трещины, развиваясь от концентраторов напряжений, нередко приводят металлоконструкции в аварийное состояние. Трещины образуются не только на тех кранах, которые находятся в эксплуатации длительное время. К сожалению, первые трещины обнаруживаются и на новых кранах уже через 1,5 - 2 года их эксплуатации. С момента образования трещин начинаются внеплановые, аварийные остановки, во время которых выполняется ремонт и усиления металлоконструкций [1].

В неуклонном стремлении к снижению массы кранов стали выпускаться недостаточно жесткими в вертикальной плоскости главные балки и фермы моста. С целью повышения эксплуатационной надежности кранов и соответствия их требованиям

производства комбинат вынужден реконструировать их еще до установки на подкрановые балки. Средние затраты на реконструкцию одного крана составляют порядка 50-90% от стоимости крана. Только из-за аварийных ремонтов несущих металлических конструкций кранов комбинат теряет порядка 400 тыс. руб. ежегодно. Аварийные остановки кранов нарушают напряженный ритм основного производства и по этой причине в определенной мере снижают выпуск продукции. По сталеплавильному переделу это снижение можно оценивать в 0,25 %, по прокатному – в 0,2 % от объема производства [1].

Современное состояние оценки качества кранов оставляет желать лучшего. Оно определяется лишь экспертной оценкой, расчетными методами нагруженности крана. Нужно ли устранять дефект в ферме крана, подкрановой балке с остановками производства или можно эксплуатировать до планового ремонта. На этом этапе жизненного цикла нужны иные подходы и методологии оценки и обеспечения качества и безопасности, отличающиеся от современных. Поэтому разработка научных основ методологии оценки и повышения их качества технических систем металлургического предприятия представляется актуальной задачей.

Качество эксплуатирующихся систем связывается с прочностью, надежностью и безопасностью [2, 3].

Будем представлять качество как функцию, изменяющуюся во времени, зависящую от надежности, безопасности и экономических показателей технической системы. Модель оценки качества предлагается следующей:

- учет эксплуатационных факторов крана, действующих напряжений и деформаций;
- эксперт и технология оценки технической системы, учитывающая вероятностную природу ее надежной и безопасной эксплуатации;
- выходные параметры, позволяющие влиять на повышение качества, то есть увеличение ресурса системы, время ее безаварийной эксплуатации, экономическую эффективность.

Модель повышения качества будет включать технические решения, которые существенно повлияют на него. Такими решениями могут быть конструктивные решения, например, усиление конструкции фермы шпренгелями, увеличение времени до планового ремонта, все будет зависеть от целевой функции качества на данной технической системе.

Таким образом, современное состояние имеющихся технических систем металлургического предприятия, предполагает разработку новых научных междисциплинарных подходов к оценке и повышению их качества. Предложенные модели будут включать в себя как уже имеющиеся методологии, так и новые технологии оценки технической системы, которые будут учитывать изменяющуюся функцию качества во времени, а также вероятностную природу надежной и безопасной ее эксплуатации.

Литература

1. Шашко Б.А. О мостовых кранах для предприятий цветной металлургии. «Промышленный транспорт» №10, М.1987. - 64 с.

2. Безопасность России. Правовые, социально-экономические и научно-технические аспекты. Анализ риска и проблем безопасности. В 4-х частях.//Ч.1. Основы анализа и регулирования безопасности: Научн. руковод. К.В. Фролов. -М.: МГФ «Знание», 2006. - 640 с.

3. Извеков Ю.А. Совершенствование методологии повышения качества кранового оборудования металлургических предприятий на основе теории риск-анализа. Живучесть и конструкционное материаловедение (ЖИВКОМ-2018). Научные труды 4-ой Международной научно-технической конференции, посвященной 80-летию ИМАШ РАН. 2018. Институт компьютерных исследований. С. 124-125.

УДК 669.539

УНИВЕРСАЛЬНЫЙ МЕТОД ДИАГНОСТИКИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ТВЕРДОСТИ МЕТАЛЛОИЗДЕЛИЙ[1]

UNIVERSAL METHOD FOR DIAGNOSTIC OF PLASTIC HARDNESS OF METALWARE

Казанкин В.А. - к.т.н., доцент, **Матлин М.М.** - д.т.н., проф.,
Казанкина Е.Н. - к.т.н., доцент

Волгоградский государственный технический университет
detmash@vstu.ru, matlin@vstu.ru

Abstract. The paper describes a universal method for diagnosing the plastic hardness of various materials by static or impact indentation of a spherical indenter developed by the authors.
Key words: spherical indenter, indentation, dynamic coefficient.

Аннотация. В работе описан разработанный авторами универсальный метод диагностики пластической твердости различных материалов путем статического или ударного внедрения сферического индентора.
Ключевые слова: сферический индентор, внедрение, динамический коэффициент.

Число пластической твердости НД [1] (базирующееся на закономерностях упругопластического внедрения сферического индентора) позволяет проводить также неразрушающий контроль основных прочностных и пластических свойств материалов деталей [2]. Необходимо отметить, что определение твердости с помощью сферического индентора достаточно часто используется в современной технике. Такой метод предложил еще в 1881 г. Генрих Герц [3] для определения так называемой «абсолютной» твердости, под которой он понимал максимальное напряжение в центре отпечатка соответствующее появлению пластической деформации. Поскольку четкой границы перехода от упругой к упругопластической контактной деформации не существует, этот метод практического применения не нашел. Широкое практическое использование получил метод внедрения в испытуемый материал сферического индентора (закаленного стального шарика) на большую глубину, предложенный Иоганом Бринеллем в 1990 г. [4]. Однако этот метод не является универсальным, поскольку определяемые им значения твердости зависят от величины контактной нагрузки (то есть зависят от условий испытания) и стабильны только при условии соблюдения механического подобия. Указанная зависимость от контактной нагрузки проявляется еще заметнее при определении твердости НМ по Мейеру [5]. Этот недостаток полностью отсутствует у пластической твердости НД, предложенной М.С. Дроздом в 1958 г. [5] и определяемой, согласно стандарту [1]. Установлено, что с увеличением контактной нагрузки на сферический индентор глубина остаточного отпечатка увеличивается по линейному закону. Указанная линейная зависимость справедлива в достаточно широком интервале остаточных глубин внедрения инденторов: (0,01 ... 0,08) от диаметра D сферического индентора [1]. Таким образом, число пластической твердости является характеристикой деформационного упрочнения материала и не зависит от условий испытания [6].

Все описанные выше методы предусматривают только статическое внедрение сферического индентора. В то же время для контроля твердости крупногабаритных

[1] Работа выполнена при поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-08-00049, и при поддержке РФФИ и Волгоградской области в рамках научного проекта № 19-48-340002, а также в рамках конкурса СП-2018 (СП-253.2018.1)

металлоизделий наиболее удобным является определение твердости путем динамического внедрения индентора с помощью портативных приборов ударного действия. Существенно, что как показано в работе [5] линейная зависимость между силой контактного удара и глубиной остаточного отпечатка остается справедливой и при динамическом внедрении сферического индентора. Это позволяет определять статическую пластическую твердость путем ударного внедрения индентора. Такой метод предложен в работе [7]. Этот метод заключается в том, что под действием удара внедряют сферический индентор с диаметром D в испытуемый материал; предварительно определяют зависимость динамического коэффициента твердости η материала от его статической твердости и скорости удара V_0, измеряют глубину остаточного отпечатка h, при этом производят удар с известной скоростью V_0 ударником с известной массой m и определяют статическую пластическую твердость НД по формуле

$$\text{НД} = \frac{b^{1/(n+1)}}{\eta \cdot \pi \cdot D \cdot h}\left[\frac{m \cdot V_0^2}{2}(n+1)\right]^{n/(n+1)}, \qquad (1)$$

где дополнительно "n" и "b" - параметры, зависящие от твердости испытуемого материала и диаметра индентора.

Недостатком данного метода является то, что он предусматривает внедрение индентора в испытуемый материал с известной скоростью с помощью ударника известной массы; таким образом, данный способ справедлив только при использовании постоянной силы удара; при этом не учитываются упругие свойства испытуемого материала и материала индентора, а также жесткость испытуемой детали.

Ниже описан метод [8] определения пластической твердости путем ударного внедрения сферического индентора, который позволяет полностью устранить указанные выше недостатки. Этот метод заключается в том, что испытуемый материал нагружают с заданной скоростью V_0 посредством сферического индентора с диаметром D, измеряют диаметр d и глубину h остаточного отпечатка, измеряют перемещение индентора в процессе снятия нагрузки; по упругому восстановлению испытуемого материала и индентора в центре контакта α_y и по измеренным (или известным) упругим параметрам контактирующих деталей определяют максимальную нагрузку F в силовом контакте испытуемого материала с индентором по формуле

$$F = \frac{\alpha_y \cdot d \cdot E_1 \cdot E_2}{1{,}5 \cdot \left[E_2 \cdot \left(1-\mu_1^2\right) + E_1 \cdot \left(1-\mu_2^2\right)\right]} \qquad (2)$$

с последующим определением статической пластической твердости НД испытуемого материала по зависимости

$$\text{НД} = \frac{F - F_{\text{кр}}}{\eta \cdot \pi \cdot D \cdot h}, \qquad (3)$$

где дополнительно $E_{1,2}$ и $\mu_{1,2}$ - модуль нормальной упругости и коэффициент Пуассона (индексы 1 и 2 относятся с материалам индентора и испытуемой детали); $F_{\text{кр}}$ – критическая нагрузка [9], при которой в центре контакта зарождается пластическая деформация. Отметим, что при $F >> F_{\text{кр}}$ можно принять $F_{\text{кр}}=0$ [9].

Динамический коэффициент пластической твердости η определяют по формуле [9], справедливой для начальной скорости V_0 соударения сферического индентора с деталью до 10 м/с

$$\eta = 0{,}5\left(1 - \frac{137 \cdot V_0}{\text{НД}} + \sqrt{1 + \frac{2250 \cdot V_0}{\text{НД}}}\right). \qquad (4)$$

Существенно, что учет упругих свойств материалов детали и индентора, а также измерение упругого восстановления α_y позволяет определить нагрузку F,

независимо от жесткости контролируемой детали. При этом формула (2) справедлива как при статическом, так и при ударном внедрении индентора, что и делает предлагаемый метод универсальным. Экспериментальная проверка описанного метода проведена на образцах из различных материалов, приведенных в таблице 1. Статическую пластическую твердость $НД_Г$ определяли согласно стандарту [1].

Таблица 1

Материалы деталей, их параметры и условия испытания

Испытуемый материал образца, $НД_Г$, МПа	D, мм	V_0, м/с	η
1.Армко=железо, 1118	10	1,54	1,825
2.Сталь У8, 4350	10	1,54	1,493
3.Сталь 35, 2099	10	1,54	1,570
4. Сталь 35, 2099	10	2,21	1,790
5. Сталь 35, 2099	10	0	1,0
6.Медь М2, 392	5	0	1,0
7.Титан ВТ6, 3000	5	0	1,0
8.Дюралюмин Д-16, 1560	5	0	1,0

Внедрение сферического индентора (стального закаленного шарика) при динамическом нагружении проводили с помощью ударного переносного твердомера типа ВПИ [9], снабженного индуктивным датчиком для измерения перемещения индентора, что позволяет измерять как глубину остаточного отпечатка *h*, так и упругое восстановление $\alpha_у$ испытуемого материала и индентора в центре контакта. Для получения различных скоростей V_0 нагружения индентора в твердомере устанавливали рабочие пружины различной жесткости. Внедрение индентора статической нагрузкой проводили с помощью стационарных твердомеров (Бринелля или Роквелла). Глубину остаточного отпечатка *h* и упругое восстановление $\alpha_у$ определяли с помощью прибора для измерения контактных деформаций (снабженного индикатором часового типа с ценой деления 0,001 мм), конструкция которого аналогична, приведенной в работе [10]. Результаты представлены в таблице 2.

Таблица 2

Результаты экспериментального исследования

№ образца в табл.1	h	d	$\alpha_у$	F, Н, форм.(2)	НД, МПа форм.(3)	Погрешность НД по сравнению с $НД_Г$, %
	мм					
1	0,327	3,800	0,075	21490	1147	-2,5
2	0,124	2,744	0,128	26505	4559	-4,6
3	0,227	3,310	0,094	23490	2099	0
4	0,270	3,630	0,118	32307	2128	-1,4
5	0,446	4,440	0,087	29159	2082	0,8
6	0,370	2,513	0,016	2233	384	2,1
7	0,360	2,885	0,126	16369	2898	3,5
8	0,300	2,588	0,073	7345	1559	0

Как видно из таблицы 2, погрешность определения статической пластической твердости описанным методом даже при динамическом нагружении индентора не превышает 5% . Таким образом, этот метод можно использовать с применением существующих стационарных и переносных ударных твердомеров, дополнительно снабженных устройством для измерения перемещения индентора.

Работа выполнена при поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-08-00049, и при поддержке РФФИ и Волгоградской области в рамках научного проекта № 19-48-340002, а также в рамках конкурса СП-2018 (СП-253.2018.1)

Литература

1. ГОСТ 18835-73. Металлы. Метод измерения пластической твердости. – Введ. 01.01.74. (ограничение срока действия снято Межгосударственным Советом стандартизации, метрологии и сертификации, протокол №3-93, ИУС №5/6, 1993 г.).
2. Матлин, М.М. Методы неразрушающего контроля прочностных свойств деталей машин / М.М. Матлин, А.И. Мозгунова, Е.Н. Казанкина. В.А. Казанкин. – Инновационное машиностроение, 2019. – 247 с.
3. Григорович В.К. Твердость и микротвердость металлов. М.: Наука, 1976. – 230 с.
4. ГОСТ 9012-59. ИСО 410-82, ИСО 6506-81. Металлы. Метод измерения твердости по Бринеллю. – Введ. 01.01.60. (ограничение срока действия снято по протоколу № 4-93 Межгосударственного совета по стандартизации, метрологии и сертификации ИУС № 4-94).
5. Дрозд, М. С. Определение механических свойств металла без разрушения / М. С. Дрозд – М.: Металлург, 1965. – 171 с.
6. Золотаревский, В.С. Механические свойства металлов/В.С. Золотаревский. – М.: МИСИС, 1998. – 400с.
7. Дрозд, М.С. А.с. 932371, СССР, М.кл. G 01 N 3/48. Способ определения твердости материалов/ М. С. Дрозд, Г.В. Гурьев, Ю.И. Сидякин. – Опуб. 30.05.1982.
8. Матлин, М.М. Патент 2141638 РФ, МПК G01N 3/48. Способ определения твердости / М. М. Матлин. – Опуб. 20.11.1999.
9. Дрозд, М. С. Инженерные расчеты упругопластической контактной деформации / М. С. Дрозд, М. М. Матлин, Ю. И. Сидякин. – М.: Машиностроение, 1986. – 224 с.
10. Дёмкин, Н.Б. Качество поверхности и контакт деталей машин/Н.Б. Демкин, Э.В. Рыжов. – М.: Машиностроение, 1981. – 244 с.

УДК 621.793.74

АКТУАЛЬНЫЕ ЗАДАЧИ СОВРЕМЕННОГО ПЛАЗМЕННОГО НАПЫЛЕНИЯ[1]

ACTUAL PROBLEMS OF MODERN PLASMA SPRAYING

Калита В.И.- д.т.н., г.н.с., **Комлев Д.И.** - к.т.н., в.н.с., **Радюк А.А.** - м.н.с., **Комлев В.С.** - д.т.н., чл.-корр. РАН, директор Института, **Тетерина А.Ю.** - к.т.н, с.н.с., **Шамрай В.Ф.** - д.ф-м.н., г.н.с., **Михайлова А.Б**. - к.т.н., с.н.с.,
Алпатов А.В. - к.т.н., с.н.с., **Титов Д.Д.** - к.т.н., с.н.с.
Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук. Москва, Ленинский пр., 49
vkalita@imet.ac.ru

Abstract. The Gaussian distribution of the size, temperature and velocity of the sprayed particles determines the heterogeneity of thermal gas coatings. The composition of the coating changes in relation to the sprayed material due to the high temperatures of the plasma and its interaction with the air atmosphere. The use of a nozzle for the plasmatron equalizes the temperature and speed of the sprayed particles, reduces the influence of the atmosphere, air, eliminates the thermal effect of the plasma on the formed amorphous coating, and allows the substrate to be heated to activate it. When spraying cermets with titanium carbide, an additional carbon content is introduced to maintain the composition of the sprayed material and reduce the effect of oxygen. The mechanical properties of the coatings are determined by the porosity and the presence of oxides on the particles; the relative area of the strong bond is 5-25% of the strength of the monolith. The subsequent thermoplastic treatment improves the mechanical properties. The traditional macrostructure of coatings can be changed by forming three-dimensional capillary-porous (TCP) coatings in the form of ridges and depressions. In TCP coatings, the principle of separation of porous and dense volumes is implemented, which allows them to be used for intraosseous implants and heat transfer when changing the state of aggregation of the refrigerant and in a number of other areas.
Key words: plasma spraying, nozzle, cermets, titanium carbide, three-dimensional capillary-porous, implants, heat transfer.

Аннотация. Распределение напылямых частиц по размерам, температурам и скоростям соответствует нормальному распределению Гаусса, что определяет неоднородность газотермических покрытий. Состав покрытия изменяется по отношению к напыляемому материалу вследствие высокой температуры плазмы и его взаимодействия с атмосферой воздуха. Использование насадки к плазмотрону выравнивает температуру и скорость напыляемых частиц, снижает влияние атмосферы воздуха, устраняет тепловое воздействие плазмы при формировании аморфных покрытий, позволяет использовать подогрев подложки для ее активации. При напылении керметов с карбидом титана вводится дополнительное содержание углерода для сохранения состава напыляемого материала и снижения воздействия кислорода. Механические свойства покрытий определяются пористостью и наличием оксидов на частицах в покрытии, относительная площадь прочной связи составляет 5-25%. Последующая термопластическая обработка повышает механические свойства. Традиционная макроструктура покрытий может быть изменена формированием трехмерных капиллярно – пористых (ТКП) покрытий в виде гребней и впадин. В ТКП покрытиях реализован принцип разделения порового и плотного объемов, что позволяет их применять для внутрикостных имплантатов и при теплообмене в режимах смены агрегатного состояния хладагента и в ряде других областей.

[1] Исследование по керметным покрытиям выполнено за счет средств гранта РФФИ № 20-08-00059. Исследование по гидроксиапатиту выполнено за счет средств гранта Российского научного фонда, проект №20-19-00671.

Ключевые слова: плазменное напыление, насадка, керметы, карбид титана, трехмерные капиллярно – пористые, импланты, теплообмен.

Распределение напыляемых частиц по размерам, температурам и скоростям описывается функциями нормального распределения Гаусса, что определяет неоднородность газотермических покрытий. Состав покрытия изменяется по отношению к напыляемому материалу вследствие высоких температур плазмы и его взаимодействия с атмосферой воздуха. Использование насадки к плазмотрону выравнивает температуру и скорость напыляемых частиц за счет высокой температуры внутренних стенок насадки, 1500°С. Экстракция плазменного потока около зоны формирования покрытия на подложке устраняет тепловое воздействие плазмы на формируемое покрытие, позволяет использовать подогрев подложки для ее активации. Совокупность данных факторов дает возможность получать аморфные металлические покрытия. Насадка ограничивает влияние кислорода на напыляемые частицы. Установлено положительное влияние бора на снижение содержания оксидов в металлических покрытиях за счет формирование летучих оксидов бора.

Микроструктурные аспекты покрытий анализируются в частицах раздельно затвердевающих на подложке при скоростях охлаждения до 10^8 К/с. Закалка из жидкого состояния фиксируют быстрозакаленную структуру, для материалов эвтектического состава покрытия формируются в аморфном состоянии, заэвтектические составы формируются с аморфно–нанокристаллической структурой как в сплаве ПГЛ 101, 57,4%Cr-21,5%Fe-3,5%Ni-3,3%Mn-9,4%Si-5,3%C. Интервал температур солидус- ликвидус 125 °С определят первоначальное затвердевание 10% $Cr_9Fe_3C_4Si$ фазы с последующим затвердеванием 90% аморфной фазы. Аморфная фаза покрытия трансформируется в нано кристаллическую при температуре 748 °С, микротвердость такого покрытия повышается с 1939,5 кГ/мм^2 до 2345,8 кГ/мм^2 при микротвердости порошка для напыления 2047,4 кГ/мм^2. Твердость таких покрытий выше, чем у покрытий WC-Co, а стоимость получения порошка для напыления распылением расплава существенно ниже.

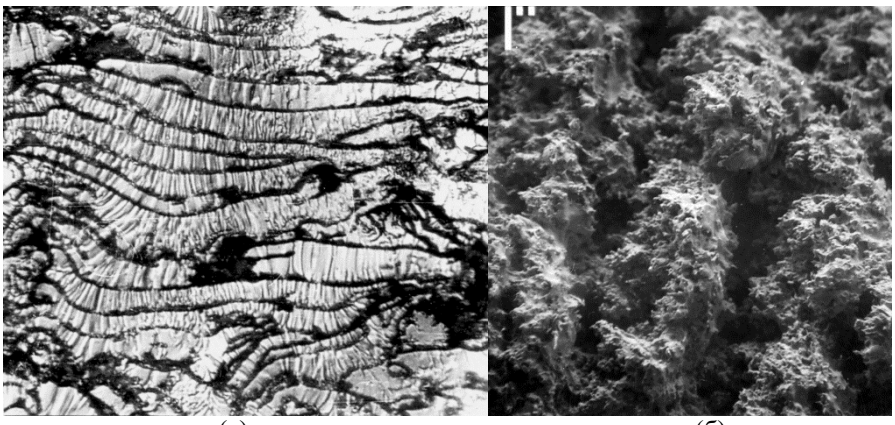
При напылении керметов с TiC карбидом в напыляемый порошок вводится дополнительное содержание углерода для сохранения состава карбида и снижения воздействия кислорода. Основные исследования в настоящее время ведутся по выбору матриц для объемных керметов TiC. Эти исследования заложены и при выборе составов порошков для плазменного напыления. Цель таких исследований установить оптимальные составы матричной фазы для формирования кольцевой зоны вокруг TiC, имеющей высокую твердость при меньшей хрупкости по сравнению с TiC. В этом случае повышается поперечная прочность и K_{1c} кермета. В формировании кольцевой зоны участвуют дополнительные карбиды W, Cr и Mo. Выполнены исследования микроструктуры и микротвердости одиннадцати объемных керметов на основе TiC карбида с матрицами на основе никеля и кобальта после жидкофазного спекания при температуре 1400°С для последующего получения порошка для плазменного напыления покрытий. В работе варьировался состав матриц, дополнительных упрочняющих фаз и содержание дополнительного углерода, который вводили в виде сажи от 1% до 2,8% (табл. 1). В качестве упрочняющих фаз TiC, TiB_2, SiC, WC, Cr_3C_2, TiN использовали порошки Донецкого завода Химреактивов. Матричные сплавы формировали из порошков Ni и Mo и сплавов HX13CP Ni-13,5%Cr-2,7%Si-4,5%Fe-0,367%C-1,65%B и TAFA 1241F Co- 32Ni- 21Cr- 8Al- 0,5Y. Спрессованные керметы спекали в вакууме при температуре 1400°С в течение 1 часа. Из спеков приготовили шлифы для определения микротвердости и металлографических исследований с использованием оптической микроскопии. Микротвердость покрытий определили на шлифах по семи измерениям на приборе ПМТ-3 при нагрузках на индентор 20, 50 и 200 Г. Упрочняющие фазы относительно равномерно распределены в спеченном кермете.

Таблица 1. Состав керметов, %, и их средняя микротвердость, Н, кГ/мм^2, при нагрузках на индентор 20, 50 и 200 Г.

№	TiC	Упрочняющие дополнительные	Матрица	Углерод дополнительный		H
				Исх.	Ост.	
К 1	37	10Cr_3C_2- 5WC- 5TiB_2 – 3SiC	38,1% НХ13СР	1,9	0,82	1870
К 2	45	10%Cr_3C_2 - 5%WC	28,6% НХ13СР +9,5% Mo	1,9	0,80	1860
К 3	45	15%Cr_3C_2	26,2%(80%Ni20%Cr)-11%Mo	2,8	1,71	1910
К 4	45	15%Cr_3C_2	26,2%(80%Ni-20%Cr)-2,8%Mo	1,0	0,70	1630
К 5	45	10%Cr_3C_2-5%WC	26,2%(80%Ni-20% Cr) – 11%Mo	2,8	2,11	2090
К 6	40	10%TiN -5%WC -5%Cr_3C_2	26,2%(Ni20%Cr)–11%Mo	2,8	2,25	1930
К 7	40	10%TiN -5%WC -5%Cr_3C_2	26,2%(TAFA) – 11%Mo	2,8	2,43	2480
К 8	58 TiCrC	-	40% НХ13СР	2	1,51	2250
К 9	58 TiCrC	-	29%(80%Ni-20%Cr)–11%Mo	2	1,66	1990
К 10	38 TiCrC	10%TiN -5%WC -5%Cr_3C_2	29(80%Ni-20%Cr)–11%Mo	2	1,9	1960
К 11	60	10%TiN-5%WC-5%Cr_3C_2		2,8	1,68	2490

Содержание TiC карбида в одиннадцати керметах после жидкофазного спекания повышается на 6-25% (среднее значение 12,2%). Повышение содержания TiC карбида происходит с одновременным снижением матричных фаз на 7-15% (среднее значение 13,5%). После спекания не фиксируются фазы Mo, WC и TiN, при сохранении Cr_3C_2 или формировании $Cr_{23}C_6$ карбидов. Такие изменения фазового состава объяснили формированием кольцевой зоны вокруг TiC карбида, имеющей меньший период решетки, чем у TiC, 0,4316 нм. Общее среднее относительное снижение содержания углерода для 11 керметов составило на всех стадиях 5,42%, абсолютная средняя потеря углерода 0,65%. Общее среднее относительное снижение содержания кислорода на всех стадиях составило 2,94%.

Среднее значение микротвердости для 11 керметов после спекания повышалась при уменьшении нагрузки на индентор с 200 до 50 и до 20 Г для всех керметов, соответственно: 1653,6; 1946,4; 2530 кГ/мм^2. Отношение H_{200}/H_{20} выше для керметов с более пластичной матрицей, содержащей меньшее количество Si, B и C, что надо учитывать при выборе состава покрытия исходя из его назначения: износ абразивный или при трении. Высокие значения твердости 1830 кГ/мм^2 и 1970 кГ/мм^2 при нагрузке на индентор 200 Г имеют керметы К5 и К7 с WC карбидом и матрицами Ni20Cr11Mo и CoNiCrAlYMo. Кермет с матрицей на основе Co имеет и максимальную твердость при нагрузке на индентор 20 Г, 3210 кГ/мм^2. Вопрос реализации твердости упрочняющих фаз в керметах является важным, от него зависит поведение кермета при механическом нагружении. Для композитов с непрерывными волокнами при расчете прочности на растяжение успешно используется правило смесей, оно там реализуется. Для керметов это правило начинает работать при больших объемных долях упрочняющих частиц, когда упрочняющие частицы образуют жесткий каркас. В ряде работ приведены механические свойства объемных керметов. Анализ этих данных следующий, при объемной доле TiC 80,8% их твердость в кермете 1182 кГ/мм^2, а при 97% их твердость в кермете 3075 кГ/мм^2. Такое различие можно объяснить деформацией карбидов в матрице под действием индентора при измерении твердости. Твердость карбида в кермете при его большой объемной доле, 91%, определяется и прочностью связи с матрицей. При введении 10% Mo_2C в Ni матрицу твердость TiC в кермете 1974 кГ/мм^2 вместо 1227 кГ/мм^2 без Mo_2C.



(а) (б)

Рис. 1. Плазменные покрытия (а) алюминиевое традиционное, поперечное сечение, метка 10 мкм; (б) трехмерное капиллярно – пористое (ТКП) бронзовое. Метка 100 мкм

Характерными элементами макроструктуры покрытий являются напыленные частицы и поры между ними (рис. 1). Механические свойства покрытий определяются пористостью и наличием оксидов на частицах в покрытии, относительная площадь прочной связи составляет 5-25%. Можно предполагать, что связь между частицами осуществляется через оксидную пленку. Последующая термопластическая обработка повышает механические свойства покрытий, исследования в этом направлении продолжаются. Традиционная макроструктура покрытий в виде последовательно равномерной укладки дискообразных частиц на подложке может быть изменена формированием трехмерных капиллярно – пористых (ТКП) покрытий в виде гребней и впадин. В ТКП покрытиях реализован принцип разделения порового и плотного объемов, что позволяет их применять для внутрикостных имплантатов и теплообмена при смене агрегатного состояния хладагента и в ряде других областей. ИМЕТ РАН разработал принципиально новые биоактивные покрытия ТКП Ti – ГА (гидроксиапатит). Такие покрытий напыляются на разработанной установке в инертной атмосфере последовательно Ti из проволоки и затем ГА из порошка без интервала по времени. В этом случае ГА напыляется на активную поверхность Ti при температуре до 600°С. В этом случае ГА покрытие формируется прочным и стабильным с нано размерами кристаллитов, 36 нм, что предполагает длительную работу ГА покрытия на внутрикостном имплантате. До конца не определена структура ГА покрытия, после напыления предполагается существование аморфной фазы, о чем судят по аморфному гало на рентгенограмме и по наличию выделения тепла на DSC кривых. Однако электронная микроскопия на просвет высокого разрешения находит только нано размерные фазы, которые имеют тепловой эффект при нагреве вследствие увеличения размера кристаллитов с 20 нм до 120 нм и уменьшение их удельной площади поверхности с 25 до 3 $м^2/г$.

Исследование по керметным покрытиям выполнено за счет средств гранта РФФИ № 20-08-00059. Исследование по гидроксиапатиту выполнено за счет средств гранта Российского научного фонда, проект №20-19-00671.

УДК 531.36:534.1

АНАЛИТИКО-ЧИСЛЕННЫЕ МЕТОДЫ АНАЛИЗА ДИНАМИЧЕСКИХ МОДЕЛЕЙ СИСТЕМ РЕГУЛИРОВАНИЯ С СУХИМ ТРЕНИЕМ: УСТОЙЧИВОСТЬ И СКРЫТЫЕ КОЛЕБАНИЯ[1]

ANALYTICAL-NUMERICAL METHODS FOR THE ANALYSIS OF DYNAMIC MODELS OF CONTROL SYSTEMS WITH DRY FRICTION: STABILITY AND HIDDEN OSCILLATIONS

Кузнецов Н.В.– д.ф.-м.н., профессор
Санкт-Петербургский государственный университет,
Институт проблем машиноведения РАН
n.v.kuznetsov@spbu.ru

Abstract. The report is devoted to the discussion of modern approaches to the analysis of global stability and the occurrence of oscillations in closed-form dynamic models with discontinuous nonlinearities on the example of the classical Andronov-Vyshnegradskii problem on the nonlinear analysis of the Watt regulator and the Keldysh problem on the nonlinear analysis of flutter damping.

Key words: closed-form dynamic models, dry friction, differential inclusions, global stability, local and nonlocal bifurcations, trivial and hidden boundaries of global stability, hidden oscillations.

Аннотация. Доклад посвящен обсуждению современных подходов к анализу глобальной устойчивости и возникновения колебаний в замкнутых динамических моделях с разрывными нелинейностями на примере задачи Андронова-Вышнеградского о нелинейном анализе регулятора Уатта и задачи Келдыша о нелинейном анализе демпфирования флаттера.
Ключевые слова: замкнутые динамические модели, сухое трение, дифференциальные включения, глобальная устойчивость, локальные и нелокальные бифуркации, тривиальные и скрытые границы глобальной устойчивости, скрытые колебания.

Введение. Задачи анализа предельной динамики механических моделей с сухим трением стимулировали развитие математических методов в теории устойчивости и колебаний для замкнутых динамических моделей с разрывными нелинейностями и дифференциальных включений. Знаменитая работа И.А. Вышнеградского 1877 года о регуляторе Уатта [1] стала примером математической постановки и решения таких задач. В этой работе исследовалась замкнутая динамическая модель “турбина–регулятор” с одной нелинейностью, отражающей наличие сухого трения в регуляторе:

$$\ddot{x} + \alpha\dot{x} + \beta x = y - \mathrm{sign}(\dot{x}), \;\; \dot{y} = -x, \tag{1}$$

где x и y – скалярные переменные, α и β – положительные параметры, а нелинейность $\mathrm{sign}(\cdot)$ характеризует влияние сухого трения. И.А. Вышнеградский для приближенной линеаризованной трехмерной модели, без учета сухого трения, определил условие устойчивости стационарного решения (соответствующего требуемому рабочему режиму): $\alpha\beta > 1$, и, исходя из инженерных соображений, полагал полученные условия достаточными для устойчивости стационарного режима в нелинейной системе (*гипотеза Вышнеградского*). После этой работы оставались открытыми вопросы строгого доказательства гипотезы Вышнеградского о допустимости линеаризации в разрывной модели регулятора Уатта, а также доказательство отсутствия нежелательных колебаний

[1] Работа поддержана грантом программы поддержки Ведущих научных школ РФ (НШ-2624.2020.1)

при больших отклонениях от стационарного режима (*задача Андронова-Вышнеградского*), что привело к критике работы Вышнеградского, в том числе выдающимся российским ученым Н.Е. Жуковским [2,3]. Строгие ответы на эти вопросы были даны в 1944 году в выдающихся работах А.А. Андронова [3]. В них было показано, что из условий устойчивости по первому приближению рассматриваемой модели следует не только локальная, но и глобальная устойчивость (притяжения всех траекторий к отрезку покоя), то есть отсутствие нежелательных колебаний. Отметим, что в этой задаче такой же результат может быть получен *методом гармонического баланса* для приближенного поиска колебаний, идеи которого были заложены в работах Н.М. Крылова и Н.Н. Боголюбова в 30-ы годы XX века [4,5].

Выдающийся результат А.А. Андронова[1], а также трудности применения подходов Андронова для многомерных систем общего вида привели к появлению различных *гипотез о глобальной устойчивости по первому приближению* (в том числе широко известных гипотез М.А. Айзермана и Р.Е. Калмана) и широкому использованию метода гармонического баланса для получения критериев отсутствия колебаний и глобальной устойчивости [6]. Однако в общем случае для разрывных систем из выполнения гипотезы Вышнеградского и отсутствия колебаний в классическом методе гармонического баланса может не следовать глобальная устойчивость стационарного множества и отсутствие скрытых колебаний (устойчивых колебательных режимов, область притяжения которых отделена в фазовом пространстве от локально устойчивого стационарного множества) [7].

Достаточные критерии глобальной устойчивости. Последующее развитие теории дифференциальных включений (формализующей понятие решения разрывной системы), теории глобальной устойчивости и теории скрытых колебаний, не доступных А.А. Андронову и М.В. Келдышу во время их работы, позволили в настоящее время провести строгий анализ глобальной устойчивости и возникновения скрытых колебаний в задаче Андронова-Вышнеградского о нелинейном анализе регулятора Уатта с сервомотором и задаче Келдыша о нелинейном анализе систем подавления флаттера. Современный инструментарий позволяет рассматривать разрывные модели в виде дифференциальных включений $\dot{u} \in F(u)$ (с доопределенной многозначной правой частью в точках разрыва) и использовать соответствующие аналоги частотных критериев В.М. Попова-В.А. Якубовича-Р.Е. Калмана для существования функции Ляпунова в форме А.И. Лурье-В.Н. Постникова и теорем Е.А. Барбашина-Н.Н. Красовского для получения достаточных условий глобальной устойчивости и отсутствия скрытых колебаний [8,9].

Численный анализ границ глобальной устойчивости. Для решения задач точного определения границ глобальной устойчивости, оценки зазора между имеющимися достаточными условиями глобальной устойчивости и необходимыми (линейными) условиями устойчивости, а также локализации в фазовом пространстве нежелательных колебаний и областей их притяжения при заданных параметрах можно применять численные методы интегрирования дифференциальных включений и аналитико-численные методы локализации скрытых колебаний в фазовом пространстве. Например [7], если в модели (1) дополнительно учесть динамику сервопривода в регуляторе [3]: $\dot{z} + z = x$, то для параметров $\alpha = 1.3$ и $\beta = 1.4$ будет выполнена гипотеза Вышнеградского об устойчивости линейного приближения и метод гармонического баланса будет показывать отсутствие колебаний, однако в системе будут наблюдаться нежелательные колебания; аналогичный пример с локально устойчивым стационарным множеством и сосуществующими с ним устойчивыми скрытыми колебаниями, который является контрпримером к гипотезе Айзермана и Калмана, можно получить при рассмотрении модели М.В. Келдыша демпфирования флаттера органов управления летательным аппаратом [10]. При этом границы глобальной устойчивости в пространстве

[1] Эти результаты были особо отмечены при избрании А.А. Андронова в АН СССР в 1946г.

параметров системы определяются либо локальными бифуркациями в фазовом пространстве (тривиальные участки границы, для анализа которых развиты аналитические методы) или нелокальными бифуркациями (скрытые участки границы, связанные с рождением скрытых колебаний, сосуществующих с устойчивым стационарным множеством).

Заключение. На практике часто важным является определение границ практической устойчивости, связанных с переходом от глобальной устойчивости стационарного множества к рождению в фазовом пространстве системы нетривиальных (колебательных) аттракторов, когда переход состояния системы из стационарного состояния к скрытому аттрактору, вызванный внешними возмущениями, часто приводит к нежелательным режимам работы и оказывается причиной аварий и катастроф. Дальнейшее направление изучения рассмотренных задач связано с учетом современных моделей трибологии, а также анализа возмущенных моделей: $\dot{u} \in F(u) + f(t,u)$.

Работа поддержана грантом программы поддержки Ведущих научных школ РФ (НШ-2624.2020.1)

Литература

1. Вышнеградский И.А., О регуляторах прямого действия. Изв. Санкт-Петербургского технологического ин-та, том 1, 1877, 21-62.
2. Жуковский Н.Е., Теория регулирования хода машин. Ч.1. М.: Типо-литография Товарищества И.Н. Кушнерев и Ко., 1909.
3. Андронов А.А., Вознесенский И.Н., О работах Д.К. Максвелла, И.А Вышнеградского и А. Стодолы в области регулирования машин // Максвелл Д.К. , Вышнеградский И.А., Стодола А.: Теория автоматического регулирования (Классики науки). М.: АН СССР, 1949.
4. Крылов Н.М., Боголюбов Н.Н., Введение в нелинейную механику. Изд-во АН УССР, Киев, 1937.
5. Бесекерский В.А., Попов Е.П., Теория систем автоматического регулирования. Наука; Глав. физико-математической лит-ры, 1966.
6. Kudryashova E.V., Kuznetsov N.V. et al., Harmonic Balance Method and Stability of Discontinuous Systems // Dynamics and Control of Advanced Structures and Machines / Eds. V.P. Matveenko, M. Krommer, A. Belyaev, H. Irschik. Switzerland: Springer Nature, 2019. P. 99–107.
7. Кузнецов Н.В., Теория скрытых колебаний и устойчивость систем управления. Известия РАН. Теория и системы управления, №5, 2020, 5–27.
8. Гелиг А.Х., Леонов Г.А., Якубович В.А., Устойчивость нелинейных систем с неединственным состоянием равновесия. М.: Наука, 1978.
9. Kuznetsov N.V., Lobachev M.Y., Yuldashev M.V., Yuldashev R.V., Kudryashova E.V., Kuznetsova O.A., Rosenwasser E.N., Abramovich S.M., The birth of the global stability theory and the theory of hidden oscillations. Proc. of European Control Conference (ECC-2020), St. Petersburg, 2020. P.769–774.
10. Келдыш М.В., О демпферах с нелинейной характеристикой. Труды ЦАГИ, 557:26–37, 1944.

УДК 531.43:620.178.16

СТРУКТУРНЫЕ КРИТЕРИИ КАЧЕСТВА ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ, СФОРМИРОВАННОГО В УСЛОВИЯХ ГАЗОБАРИЧЕСКОГО АЗОТИРОВАНИЯ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ

STRUCTURAL QUALITY CRITERIA FOR A SURFACE LAYER FORMED UNDER CONDITIONS OF GAS PRESSURE NITRIDING OF AUSTENITIC STEELS

Куксенова Л.И.[1] – д.т.н.,г.н.с., **Алексеева М.С.**[2,1] – к.т.н.,с.н.с., **Гресс М.А.**[3] – ст. преп., **Козлов Д.А.**[1] - к.т.н., н.с.
[1] ИМАШ им. А.А.Благонравова РАН,
[2] ВИАМ,
[3] МГТУ им.Н.Э.Баумана
lkukc@mail.ru

Abstract. The tribotechnical efficiency of gas pressure nitriding of austenitic class steels is shown. The characteristics of the structure and operational properties (contact endurance and wear resistance) are given in comparison with cemented steels.
Key words: gas pressure nitriding, austenitic steels, structure, operational properties.

Аннотация. Показана триботехническая эффективность газобарического азотирования сталей аустенитного класса. Приведены характеристики структуры и эксплуатационных свойств (контактной выносливости и износостойкости) в сравнении с цементованными сталями.
Ключевые слова: газобарическое азотирование, аустенитные стали, структура, эксплуатационные свойства.

Введение. Азотирование наряду с цементацией – основные способы поверхностного упрочнения наиболее ответственных деталей машин. Важное достоинство азотирования по сравнению с цементацией – обеспечение более высокой противозадирной стойкости стали, циклической прочности, коррозионной стойкости. Преимуществом азотирования является незначительное изменение объема деталей, которое может быть учтено при их изготовлении. Объемы шлифования несравненно меньше, чем при цементации. Отмеченные преимущества объясняют непрерывный рост применения азотирования в разных отраслях машиностроения. Наряду с этим газовое или ионное азотирование имеет существенные недостатки, основные из которых - большая продолжительность насыщения и ограниченная (до 0,5 мм) толщина диффузионного слоя.

Перспектива устранения указанных недостатков и технологического прорыва в области увеличения нагрузочной способности стальных деталей, упрочняемых азотом, связана с разработкой и применением газобарического азотирования [1]. Газобарическое азотирование – процесс, реализующий одновременное воздействие на поверхность стали высоких давления газообразного азота и температуры, которые обеспечивают высокую скорость поступления азота к насыщаемой поверхности и высокую скорость его диффузионного отвода в глубь металла. Эти особенности дают возможность формировать диффузионные слои большой толщины, соизмеримой с толщиной цементованного слоя за сравнительно короткое время – 3-5 часов.

Конструкционные стали аустенитного класса обладают ценным комплексом механических и коррозионных свойств. Недостатком этих сталей является низкое сопротивление усталости и изнашивания, что ограничивает область их применения. Основным способом повышения эксплуатационных характеристик аустенитных сталей является азотирование. Вместе с тем высокохромистые стали аустенитного класса относятся к трудноазотируемым. Поэтому встала задача изыскания путей

совершенствования азотирования и интенсификации процесса диффузионного насущения аустенитных сталей. **В данной работе** рассмотрено применение газобарического азотирования и влияние технологических факторов процесса на структурные характеристики и эксплуатационные свойства аустенитных сталей.

Материалы и методики исследования. Газобарическому азотированию подвергали экспериментальных образцы, из высокохромистых аустенитных сталей 12Х18Н10Т, 08Х16Г15Н5МАФ и высокомарганцовистой стали 40Г14Н8Х3Б1. Давление газовой среды изменяли от 30 до 150 МПа, температуру процесса – в пределах 950 – 1150 ^{0}С, продолжительность насыщения - 3 часа. Стендовые испытания для оценки сопротивления азотированного слоя контактной усталости выполняли на двухконтактной роликовой машине Ш-17 конструкции ИМАШ РАН, которая обеспечивала испытания по схеме качения с проскальзыванием 6% и имитировала работу азотированного слоя зубчатых колес [2]. Испытания на износостойкость проводили на машине Шкода-Савин при нагруке 150Н. Структуру азотированного слоя анализировали рентгеновским и электронно-микроскопическим методами.

Результаты исследования и обсуждение. *Влияние давления* процесса на распределение микротвердости стали 12Х18Н10Т показано на рис. 1.

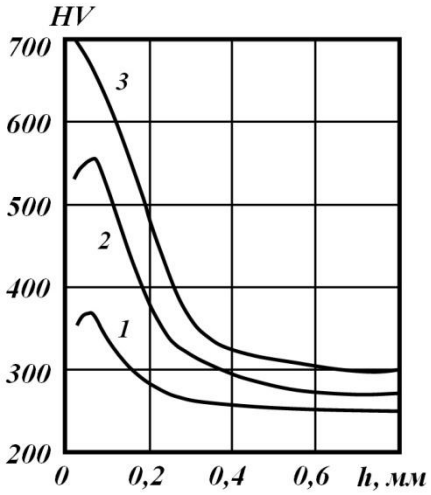
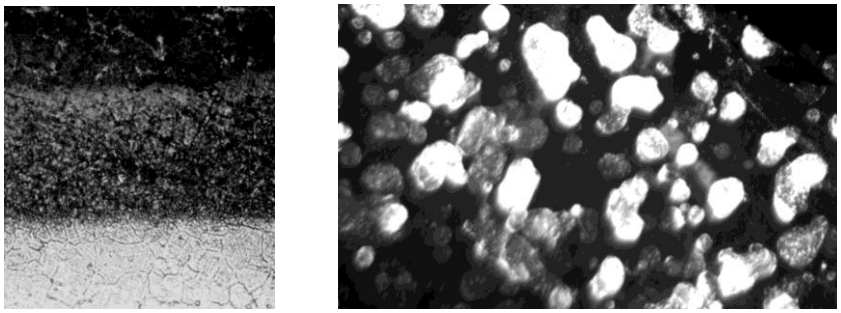


Рис.1. Распределение микротвердости по толщине азотированного слоя стали 12Х18Н10Т, насыщенной при 950^0 С, 3ч. и давлении: 1 – 30 Мпа; 2 – 100 Мпа; 3 – 150 МПа

Видно, что имеет место плавное распределение твердости по толщине слоя. Наблюдается заметный рост упрочнения поверхности при увеличении давления азота в рабочей камере. Такая зависимость свидетельствует о том, что повышение давления увеличивает насыщающую способность технологической атмосферы и, как следствие, более интенсивное поступление в поверхностный слой азота. При наличии в стали высокого содержания хрома поступающий азот связывается в высокотвердые нитриды хрома. Плотность частиц нитридов, их размер и связь с решеткой матрицы во многом определяют уровень упрочнения поверхности. Между тем отток атомарного азота к растущим частицам нитридов тормозит рост диффузионного слоя, толщина которого оказалась практически не зависящей от давления при температуре 950^0 и составила примерно 0,5 мм. По данным просвечивающей электронной микроскопии основными составляющими структуры азотированного слоя являются мартенсит, аустенит и нитриды CrN, объемная доля которых не менее 20%. Частицы нитридов плотно расположены в мартенситной матрице, имеют равноосную форму и размер ~ 10-15 нм, рис. 2, и ориентировку в области пластин мартенсита, что иллюстрирует темнопольное изображение в рефлексе (111) CrN. Структура исследуемых сталей 40Г14Н8Х3МФ1 и

08Х16Г15Н5МАЮ аналогична рассмотренной структуре слоя стали 12Х18Н10Т, при этом интенсивность нитридообразования растет пропорционально концентрации хрома в составе стали.



а *б*

Рис.2. Структура азотированного слоя стали 12Х18Н10Т после диффузионного насыщения при 150Мпа, 1050^0, 3ч: а – микроструктура слоя (поперечный шлиф), х250; б – электронно-микроскопическое темнопольное изображение в рефлексе нитрида CrN, х50 000

Влияние температуры азотирования иллюстрируют данные табл.1.

Таблица1. Характеристики диффузионного слоя.

Марка стали	Р, МПа	t,^{0}С	h, мм	HV	Фаз.состав
12Х18Н10Т	30	950	0,35	380	М, А, CrN
	100	950	0,50	550	
	150	950	0,60	730	
	150	1050	0,90	790	
40Г14Н8Х3МФ1	150	950	0,35	450	М, А, CrN, VN
	150	1050	0,85	540	
08Х16Г15Н5МЮ	150	950	1,10	590	М, А, CrN, AlN
	150	1050	1,60	680	

Примечание: М-мартенсит, А-аустенит, Р-давление, h-толщина слоя, HV-твердость

Показано, что увеличение давления и температуры процесса позволяет достигать толщины упрочненного слоя 1,5 мм, что значительно (в 3-4 раза) превосходит возможности традиционных процессов газового и ионного азотирования. Чем выше содержание хрома, тем значительнее упрочнение поверхности. Этот результат подтверждает положение о том, что основной вклад в упрочнение аустенита вносят нитриды хрома.

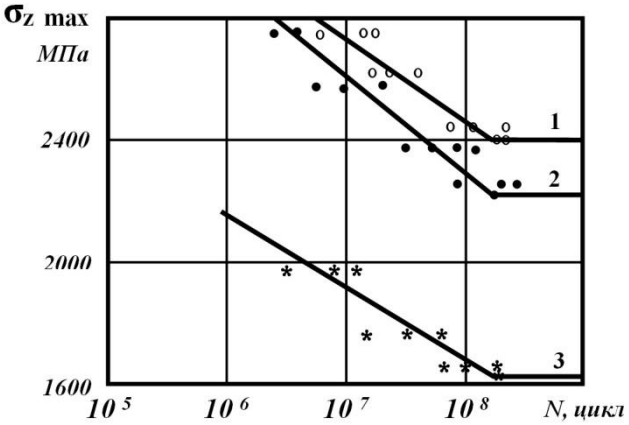


Рис.3. Кривые контактной прочности стали: 1 – газобарическое азотирование; 2 – цементация; 3 – газовое азотирование

В этой связи результаты стендовых испытаний на контактную выносливость и износостойкость анализировали с позиций структурных изменений. Примеры результатов испытаний в виде кривых контактной усталости приведены на рис.3. Видно, что наибольший предел контактной выносливости обеспечивает газобарическое азотирование при 150Мпа, 1000 °С, с закалкой и последующим отпуском при температуре 500 °С, кривая 1.

Сопротивление изнашиванию исследовали на сталях мартенситного 16Х2Н3МФБАЮ-Ш и аустенитного12Х18Н10Т классов. Для сталей получены подобные результаты и единые закономерности.

Таблица 2. Относительная износостойкость сталей

Р,МПа	Темпера-тура,^{0}С	Температура отпуска,^{0}С	Отн.износо-стойкость
30	950	-	1,17
100	950	-	1.28
150	950	-	1,39
150	1050	-	1,71
150	1100	-	1,76
150	1000	500	2,13
150	1000	550	2,19
Цементация газовая, 930^{0}С, 8 ч.			1,56
Азотирование газовое, 540^{0}С, 48 ч.			2,83

Анализ результатов металлофизических исследований показал, что влияние размеров нитридов на контактную выносливость и износостойкость связана с уровнем микродеформации кристаллической решетки матрицы, который зависит от того когерентные или некогерентные выделения нитридов [3]. На основе анализа уширения линий мартенсита установлено, что при когерентных нитридах величина микроискажений составляет порядка $10{,}3\cdot10^{-3}$, при некогерентных частицах она в 2,5 раза меньше. При некогерентных выделениях меньше плотность нитридах частиц, меньше хрупкость, в результате выше сопротивление усталости. Уменьшение величины микродеформации приводит к повышению запаса пластичности в микрообъемах слоя, что способствует релаксации локальных микронапряжений и повышению сопротивления зарождению трещины усталости и в целом повышению эксплуатационных характеристик стали.

Заключение. Установлены преимущества газобарического азотирования перед существующими процессами легирования поверхности сталей азотом. Особенно велико преимущество этого процесса при упрочнении аустенитных сталей, относящихся к трудно азотируемым. Для этих сталей газобарическое азотирование – единственный процесс, дающий возможность получать слои высокой твердости и износостойкости толщиной, превышающей 1 мм. Характеристики диффузионных слоев – их структурное состояние, насыщенность, фазовый состав и, как следствие, свойства управляются небольшой группой технологических факторов - давлением, температурно-временными параметрами.

Литература

1. Герасимов С.А., ЖихаревА.В., Березина Е.В., Зубарев Г.И., Пряничников В.А. Новые идеи о механизме образования структуры азотированных сталей //МиТОМ. 2004. №1. С.13 – 17.

2. Елисеев Ю.С., Крымов В.В., Нежурин И.П., Новиков В.С., Рыжов Н.М. Производство зубчатых колес газотурбинных двигателей. М.: Высш.шк.2001. 493 с.

3. Герасимов С.А., Куксенова Л.И., Лаптева В.Г., Оспенникова О.Г., Алексеева М.С., Громов В.И. Инженерия поверхности и эксплуатационные свойства азотированных конструкционных сталей /Под ред. Е.Н.Каблова. М.: ВИАМ. 2019. 600с.

УДК 620.179

ИДЕНТИФИКАЦИЯ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ДЕФЕКТОВ В МНОГОСЛОЙНЫХ КОМПОЗИТНЫХ КОНСТРУКЦИЯХ С ПОМОЩЬЮ УЛЬТРАЗВУКОВОГО МЕТОДА[1]

ULTRASONIC DETECTION OF TECHNOLOGICAL DEFECTS IN MULTILAYERED COMPOSITE STRUCTURES

Кокуров А.М.[1,2] – м.н.с., **Субботин Д.Е.**[2] – инженер-конструктор
[1]ФГБУН Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН
[2]ПАО «Туполев»
and-kokurov@yandex.ru

Abstract. The article discusses the practical aspects of using the ultrasonic method for the control of carbon fiber composites with foreign inclusions. Foreign inclusions are fragments of the prepreg transport film. They are located in the structure of the material. Features of control of structural elements with defects similar in physical and chemical properties to the matrix material are shown. The results of laboratory studies to determine the shape and size of defects in layered composite specimens are presented.
Key words: defect, composite material, non-destructive testing, ultrasonic method.

Аннотация. Рассмотрены практические аспекты применения ультразвукового метода для идентификации инородных тел в структуре слоистого композитного материала. Проанализированы особенности обнаружения ультразвуковым методом фрагментов защитного слоя препрега. Представлены результаты лабораторных исследований по определению формы и размеров искусственно созданных дефектов.
Ключевые слова: дефект, композитный материал, неразрушающий контроль, ультразвуковой метод.

Введение

В настоящее время композитные материалы активно применяются при создании современных высокопрочных элементов конструкций. Их обширное распространение напрямую связано с уникальной особенностью структуры данного материала, которая позволяет изготавливать изделия с прогнозируемыми механическими характеристиками. В процессе изготовления слоистых композитных элементов конструкций используются специальные полуфабрикаты - препреги. Они состоят из волокнистого армирующего наполнителя и связующего. В технических объектах наиболее часто применяются в качестве наполнителя углеродные волокна, а связующим является эпоксидная смола. Для изготовления готового изделия чаще всего используется автоклавная технология.

Процесс формирования композитного пакета требует строгого соблюдения оптимальных технологических режимов на каждом этапе изготовления. Несоблюдение технологических процессов может способствовать возникновению различных дефектов в структуре материала [1]. Их присутствие может существенно снизить прочность изготавливаемой конструкции.

Наиболее часто встречаемыми дефектами структуры материала являются неоднородности различных размеров и форм. Опыт применения данных материалов показывает, что одной из основных причин возникновения дефектов в структуре слоистого материала является наличие остатков транспортировочной полиэтиленовой плёнки (защитного слоя препрега). В процессе формирования композитного пакета происходит совместное расплавление связующего и фрагментов плёнки. После завершения данного технологического процесса сохраняется частичная адгезия между разделенными плёнкой монослоями. Это существенно осложняет выявление данных

[1] Работа поддержана грантом РНФ № 20-19-00769

нарушений структуры материала современными средствами неразрушающего контроля [2]. Поэтому решение задачи идентификации производственных дефектов в композитных конструкциях является актуальным и востребованным.

В настоящей работе рассмотрены практические аспекты применения ультразвукового метода для обнаружения в полимерных слоистых композитах технологических дефектов и неоднородностей структуры материала, а также посторонних включений различных размеров и форм.

Средства контроля

Физический принцип рассматриваемого метода дефектоскопии основан на том факте, что твердые материалы являются хорошими проводниками звуковых волн [3]. При достижении границ поверхностей или внутренних дефектов (трещины, поры, различные включения и т.п.) волны отражаются от них. Затухание ультразвука в полимерных композитных материалах имеет сильную частотную зависимость. Поэтому при неразрушающем контроле таких материалов необходимо снижать частоты ультразвукового диапазона. В частности, ультразвуковой контроль композитных материалов на основе полимерного связующего возможен на частотах ниже 2 МГц [4].

При проведении лабораторных исследований применялись дефектоскоп УД4-Т и различные типы прямых совмещённых преобразователей серии П111. Прямые совмещённые преобразователи предназначены для дефектоскопии различных изделий продольными волнами. Эффективная частота применённых преобразователей изменялась в диапазоне от 1 до 2 МГц. Средняя степень демпфирования обеспечивала оптимальное соотношение амплитуды импульса и разрешающей способности. Для повышения точности и достоверности получаемых результатов использовались разнообразные преобразователи. Размеры пьезоэлементов в них варьировались в пределах от 6 до 20 мм.

Объекты исследования

Объектами демонстрационных испытаний являлись прямоугольные пластины с искусственными дефектами. Пластины были изготовлены из однонаправленного препрега с высокопрочным угольным волокном и полимерным связующим. Композитный пакет состоял из 36 монослоев толщиной 0,113 мм и имел следующие углы ориентации монослоев: +45, 0, -45, 90, 0, 0, 0, +45, 0, -45, 0, 0, 0, 0, +45, 90, 0, 0, 0, 0, 90, +45, 0, 0, 0, 0, -45, 0, +45, 0, 0, 0, 90, -45, 0, +45 (в градусах). Все композитные пластины имели одинаковые габариты 100×150 мм.

В процессе укладки композитного пакета между слоями были размещены имитаторы дефектов - фрагменты фторопластовой плёнки. Фрагменты плёнки отличались формой и размерами, но имели одинаковую толщину равную 0,12 мм. Имитаторы располагались в центре образца на различном расстоянии от его поверхности (рисунок 1). Всего было изготовлено четыре образца со следующими вариациями форм и размеров имитаторов дефектов:

1. прямоугольная форма, размер имитатора 55×83 мм, расстояние от поверхности до дефекта равно 0,678 мм (между 6 и 7 слоями);
2. круглая форма, диаметр имитатора ø 31 мм, расстояние от поверхности 0,678 мм;
3. круглая форма, диаметр имитатора ø 62 мм, расстояние от поверхности до дефекта 0,678 мм;
4. круглая форма, диаметр имитатора ø 62 мм, расстояние от поверхности до дефекта составляет 1,356 мм (между 12 и 13 слоями).

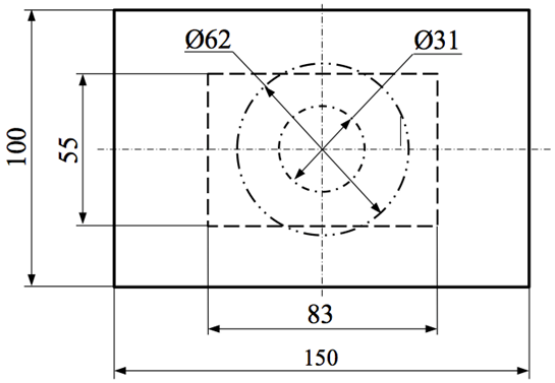
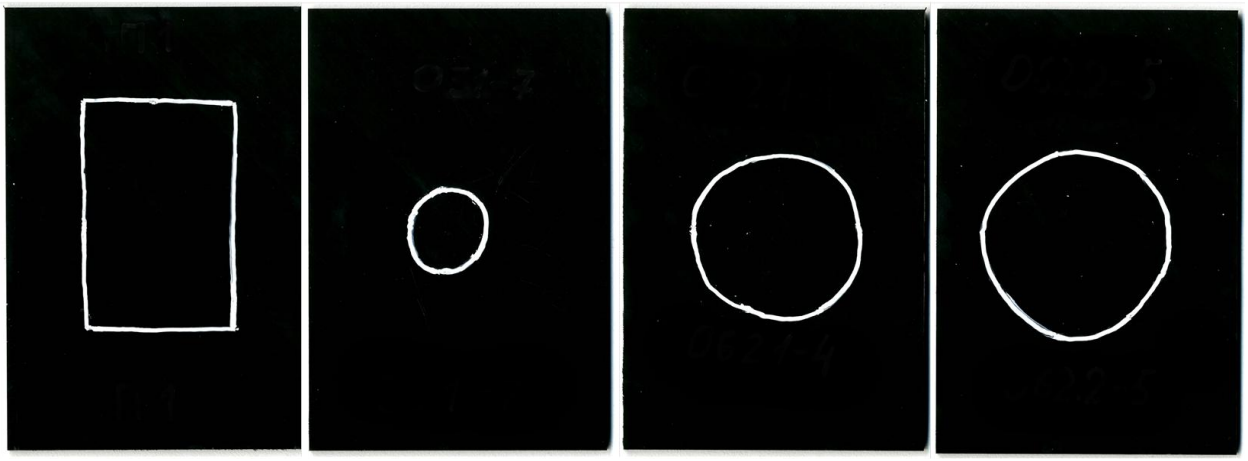


Рис.1. Геометрические характеристики объектов исследования

Методика и результаты диагностики

Диагностика каждого из образцов выполнялась в несколько этапов. В процессе сканирования на первом этапе датчик перемещался по горизонтали образца - вдоль длинной стороны. На втором и последующих этапах сканирование выполнялось вдоль короткой стороны (по вертикали) и по диагоналям образца, соответственно. При каждом сканировании выполнялась регистрация показаний и положения датчика, необходимые для дальнейшей обработки результатов. При обнаружении границы дефекта на поверхность образца в месте текущего расположения преобразователя наносилась графическая метка. После завершения контроля по нанесённым меткам восстанавливался контур обнаруженного дефекта. Полученные картины контроля представлены на рисунке 2.



Образец № 1 *Образец № 2* *Образец № 3* *Образец № 4*

Рис.2. Результаты сканирования

Для оценки погрешности определения геометрии и размеров дефекта использовался цифровой двойник образца. Он представлял собой графическое представление объекта, полученное путём оцифровки поверхности образца с нанесённой маркировкой контура дефекта. При расчётах площадей дефектов использовалась программа с возможностью проведения калибровки по известному размеру с последующим расчетом геометрических параметров. Полученные масштабные коэффициенты применялись для пересчёта габаритов дефектной зоны в линейные размеры X(пиксели), Y(пиксели) → X(мм), Y(мм). Результаты расчета представлены в таблице 1.

Табл 1. Определённые размеры дефектов

Номер образца	**Размеры дефекта**		**Погрешность**	
	Номинал	Определено	Абсолютная	Относительная
	мм	мм	мм	%
1	55	52	3	5,4
	83	78	5	6
2	31	29	2	6,4
3	62	58	4	6,4
4	62	64	2	3,2

Анализируя графические и численные результаты контроля можно сделать вывод, что ультразвуковым методом были обнаружены все имитаторы дефектов. Точность определения их геометрических характеристик высокая. Можно также заметить, что с увеличением расстояния от поверхности и, соответственно, датчика до дефекта уменьшается погрешность определения его границ.

Заключение

Ультразвуковой метод неразрушающего контроля может эффективно использоваться для выявления структурных дефектов, физико-химические свойства которых схожи с материалом связующего. Применение современных аппаратных и программных средств обработки результатов контроля позволяет добиться высокой точности определения размеров и расположения дефектов.

Полученные результаты лабораторных исследований позволяют рекомендовать примененную методику и конкретные технические решения для диагностики конструкций из слоистых полимерных композитных материалов ультразвуковым методом неразрушающего контроля.

Литература

1. Мурашов В.В., Румянцев А.Ф. Виды производственных и эксплуатационных дефектов конструкций из полимерных композиционных материалов // VI научная конференция по гидроавиации «Гидроавиасалон-2006».: Сборник докладов. Москва. 2006. С.147-153.
2. Каневский И.Н., Неразрушающие методы контроля: учеб. пособие / И.Н. Каневский, Е.Н. Сальникова. – Владивосток: Изд-во ДВГТУ, 2007. . –243 с.
3. Introduction to Phased Array Ultrasonic Technology Applications: R/D Tech Guideline // - Quebec: R/D Tech inc., 2004. – 368 p.
4. Бойчук А.С., Степанов А.В, Косарина Е.И., Генералов А.С. Применение технологии ультразвуковых фазированных решеток в неразрушающем контроле деталей и конструкций авиационной техники, изготавливаемых из ПКМ // Авиационные материалы и технологии. 2013. №2. С. 41–46.

УДК 620.171.2:620.186.8

ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В ТИТАНОВЫХ СПЛАВАХ

ELECTROPLASTIC EFFECT IN TITANIUM ALLOYS

Корольков О.Е.[1] – аспирант, кафедра «Материаловедение»,
Пахомов М.А.[2] – м.н.с., **Столяров, В.В.**[2] – д.т.н, проф., г.н.с.,
Шляпин А.Д.[1] – д.т.н, проф., заведующий кафедрой «Материаловедение»,
Угурчиев У.Х.[2] – н.с.
[1]Московский политехнический университет, Москва
[2]Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва
41zh1k@mail.ru

Annotation. The influence of the electroplastic effect (EPE) on the process of forming by bending of samples of titanium alloys is studied. It is shown that EPE makes it possible to increase the bending deformability and to reduce the bending stress and to increase deformation to fracture at relatively low temperatures. An increase in the amplitude current density makes it possible to avoid the appearance of cracks in the VT6 alloy.
Key words: bending, pulse current, electroplastic effect, titanium, microhardness.

Аннотация. Изучено влияние электропластического эффекта (ЭПЭ) на процесс формообразования изгибом образцов титановых сплавов. Показано, что ЭПЭ позволяет повысить деформируемость изгибом указанных сплавов, снизить напряжения изгиба и увеличить деформацию до разрушения при относительно невысоких температурах. Повышение амплитудной плотности тока позволяет избежать появления трещин в сплаве ВТ6.
Ключевые слова: изгиб, импульсный ток, электропластический эффект, титан.

Введение. Электропластический эффект (ЭПЭ) – явление, характеризующееся снижением сопротивления металла деформированию и повышением его пластичности под влиянием электрического тока [1]. Большая часть исследователей полагают, что происходит комбинированное действие ЭПЭ и теплового эффекта. Исследования по оценке вклада ЭПЭ в титановых сплавах проводились при испытаниях на сдвиг, растяжение, изгиб при достаточно высоких температурах (до 1250°С), что влияет на корректность вывода о соотношении обоих эффектов.

Титановые сплавы обладают низкой плотностью и теплоёмкостью, высокими удельной прочностью, коррозионной стойкостью и биосовместимостью. Благодаря этим свойствам они находят применение в судостроении, аэрокосмической технике и медицине. Производство изделий из титановых сплавов осложняется тем, что они плохо деформируются при комнатной температуре, а применение температур деформации выше ~300°С ведет к увеличению толщины оксидной пленки и образованию окалины, последующее удаление которой является трудоемкой операцией. Длительный нагрев при повышенных температурах в воздушной атмосфере ведет к образованию альфированного слоя и росту зерна, что ухудшает комплекс механических свойств конечного изделия [2]. В этой связи применение импульсного тока может рассматриваться как один из технологических путей улучшения деформируемости без существенного нагрева заготовок. Цель настоящей работы - исследование влияния плотности импульсного тока на деформационное поведение при изгибе образцов титановых сплавов.

Материал и методы исследования. Материалами исследования выбраны технически чистый титан Grade 4 (ASTM F 67-00) и титановый сплав ВТ6 (ГОСТ 22178-76) в рекристаллизованном (отожжённом) состоянии в форме плоских образцов размерами 2х8.5 х70 мм^3.

Для испытаний на трехточечный изгиб использована оснастка, состоящая из пуансона с радиусом закругления 1 мм и углом 45° и раздвижными опорами, расстояние L

между которыми было установлено в 46 мм (рис.1). Оснастка через текстолитовые изоляционные переходники установлена на горизонтальную испытательную машину И-5081. Скорость перемещения пуансона составляла 0,5 мм/мин.

Многоимпульсный электрический ток от генератора подводили к концам образца (рис.1).

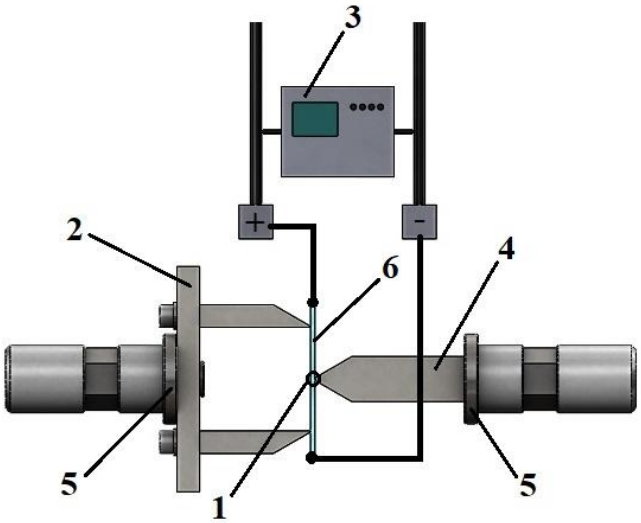


Рис.1. Оснастка для испытаний на изгиб: 1 – термопара; 2 – раздвижные опоры; 3 – осциллограф; 4 – пуансон; 5 – изолятор; 6 – образец

Результаты. В табл.1 даны механические характеристики изгиба, для различных условий и режимов тока.

Таблица 1. Режимы тока, напряжение изгиба образцов

Сплав	№	Направление и амплитудная плотность тока j_a, А/мм^2		Температура, °С	Напряжение изгиба, МПа	Примечание
Grade 4	1	без тока	-	25	1023	нет трещин
	2	вдоль	12	40	779	нет трещин
	4	вдоль	24	180	347	нет трещин
ВТ6	1	без тока	-	25	1595	разрушение
	2	вдоль	12	40	1400	разрушение
	4	вдоль	24	250	1140	нет трещин

В нелегированном титане Grade 4 все образцы, испытанные без тока и с током, выдержали изгиб без появления трещин и разрушения. Внутренний угол изгиба и деформация в обоих случаях были зафиксированы на уровне 90° и 14% соответственно. Двукратное повышение плотности многоимпульсного тока, направленного вдоль образца, привело к трехкратному уменьшению напряжений и сдвигу их максимума в сторону больших перемещений.

В сплаве ВТ6 изгиб образцов без тока или с минимальной плотностью тока привел к образованию трещин и разрушению при деформации 9% и внутреннем угле 110°. Повышение плотности многоимпульсного тока до 24 А/мм^2 привело к увеличению деформации до 14%, внутреннего угла изгиба до 90°, снижению максимального напряжения на 30% и сдвигу максимума напряжений в сторону больших перемещений. Температура образцов в месте контакта с пуансоном повышалась с увеличением

плотности тока, но не превышала 250°С. Увеличение плотности тока способствует снижению коэффициента деформационного упрочнения и появлению физического предела текучести.

Заключение. Повышение амплитудной плотности тока в процессе трехточечного изгиба ведет к снижению максимального механического напряжения изгиба в обоих сплавах, особенно в чистом титане. Данные свидетельствуют о действии электропластического эффекта, относительный вклад которого равен или даже больше теплового эффекта тока. Повышение амплитудной плотности тока сопровождается появлением физического предела текучести и позволяет избежать образования трещин в сплаве ВТ6.

Литература

1. О.А. Троицкий, В.И. Лихтман // Об анизотропии действия электронного и γ-облучения на процесс деформации монокристаллов цинка в хрупком состоянии. 1963. Докл. АН СССР, т.148. С. 332-334.

2. Титановые сплавы. Металловедение титана и его сплавов / С.П. Белов, М.Я. Брун, С.Г. Глазунов и др. Под ред. Б.А. Колачева, С.Г. Глазунова - М.: Металлургия, 1992. - 352с

УДК 602.17

УЛУЧШЕНИЕ ДИНАМИЧЕСКИХ ПОКАЗАТЕЛЕЙ И ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ЭВОЛЬВЕНТНЫХ ЗУБЧАТЫХ ПЕРЕДАЧ ПРИ ИСПОЛЬЗОВАНИИ ПЛЕНКООБРАЗУЮЩИХ СМАЗОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ

IMPROVED DYNAMIC PERFORMANCE AND INCREASED WEAR RESISTANCE OF INVOLUTE GEARS WHEN USING FILM-FORMING LUBRICANTS

Поляков С.А.[1,2] – д.т.н., профессор, **Куксенова Л.И.** [1,2] – д.т.н., профессор,
Кулешова Е.М. [1] – ассистент, **Медовщиков А.В.** [1] – ассистент
[1]Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана, Москва, Россия
[2]Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия
kuleshova.em@mail.ru

Abstract. The article shows the relationship of dynamic indicators with the wear process in involute gears. The dependence of the amplitude of the torque fluctuations on the high-speed shaft of the involute gears on the type of lubricant is revealed. A method for calculating the transmission resource is proposed, taking into account the rate of growth of the dynamic coefficient.
Keywords: involute gears, wear, service life, dynamic coefficient.

Аннотация. В статье показана взаимосвязь динамических показателей с процессом изнашивания в эвольвентных зубчатых передачах (ЭЗП). Выявлена зависимость амплитуды колебаний вращающего момента на быстроходном валу ЭЗП от вида смазочного материала. Предложена методика расчета ресурса передачи, с учетом скорости роста коэффициента динамичности.
Ключевые слова: эвольвентные зубчатые передачи, изнашивание, ресурс, коэффициент динамичности.

Ограничение ресурса ЭЗП может происходить вследствие изнашивания, в связи с тем, что износ приводит к изменению формы зубьев, увеличению зазоров и существенному ухудшению динамических показателей передачи [1]. Поэтому рассмотрение ЭЗП на предмет износостойкости является актуальной задачей.

В данной статье будут определены динамические показателей ЭЗП для оценки причин изнашивания и его допустимых пределов при использовании разных составов смазочных материалов.

Оценить ресурс ЭЗП по критерию изнашивания можно, используя формулу [2]

$$T = \frac{h_{\lim}}{\left(\Delta h_1 + \frac{\Delta h_2}{U}\right) v}, \qquad (1)$$

где $h_{\lim}$ – предельно допустимый износ, U – передаточное отношение , $\Delta h_1, \Delta h_2$ — величины износов шестерни и колеса.

Среди перечисленных величин ключевой является величина предельно допустимого износа $h_{\lim}$, в отношении которого для ЭЗП отсутствуют методические основания по выбору конкретного значения этой величины. Данная величина ограничивается ростом коэффициента динамичности K_d, который традиционно используется для оценки динамичности приводов. Коэффициента динамичности зависит при прочих равных условиях от зазора в зацеплении, что связано с процессом изнашивания практически линейно. В данной работе будет показано как введение

пленкообразующей добавки к смазочному материалу влияет на изменение зависимости коэффициента динамичности от нагрузки.

Коэффициент динамичности, в соответствии с [3] можно определить по формуле

$$K_d = 1 + \Delta T / T_n = 1 + \left(C_f / T_n\right) \sum A_i , \qquad (2)$$

где T_n — номинальный момент, ΔT — превышение номинального момента, C_f — коэффициент крутильной жесткости передачи, A_i — амплитуды крутильных колебаний передачи. Традиционное понимание данной величины состоит в том, что приращение вращающего момента ΔT возникает в результате изменения внешней нагрузки. Однако подобная перегрузка, должна, как правило, рассматриваться как случайное кратковременное отклонение, а номинальный момент должен выбираться как максимально допустимый длительно действующий.

Наибольший интерес представляет поведение вращающего момента на быстроходном валу, который играет роль силы трения по отношению к тормозному моменту. Динамика вращающего момента на быстроходном валу будет существенно зависеть от силы трения в контакте, то есть от внутренней динамичности передачи.

Показатель динамичности для быстроходного вала предложен в [4], его можно ввести в виде коэффициента прироста динамичности быстроходного вала, представив как

$$K_d = 1 + \Delta T_{эд} , \qquad (3)$$

где $\Delta T_{эд}$ — абсолютное значение прироста момента $T_{эд}$ в процессе колебаний, которое как было показано в [4] формируется преимущественно за счет автоколебаний, соотнесенное с величиной $T_{тор}$, которое является текущим значением тормозного (нагружающего) момента на достигнутой ступени нагружения. Формула (3) является обобщением (2) на случай изменяющегося значения тормозного момента и показывает, как амплитуда колебаний может изменяться в связи с ростом тормозного момента, в том числе, в случае превышения номинального момента. Предложение данной формулы связано с явлением автоколебаний, которые возникают и могут увеличиваться в связи ростом силы трения в контакте передачи, обусловленном ростом тормозного момента. Как было показано при исследовании автоколебаний [5], для анализа амплитудно-частотной характеристики (АЧХ) удобно использовать метод быстрого преобразования Фурье. Использование значения относительной амплитуды ($\Delta T_{эд}$, %), определяющей значение коэффициента динамичности быстроходного вала по формуле (2), позволяет не только оценить динамичность передачи с разными смазочными материалами, но и ранжировать эти материалы по их противозадирному действию в зависимости от величины нагружающего момента, задав предельное значение коэффициента динамичности. Анализ зависимости амплитуды колебаний момента на быстроходном валу от тормозного момента позволяет построить график, представленный на рис. 1.

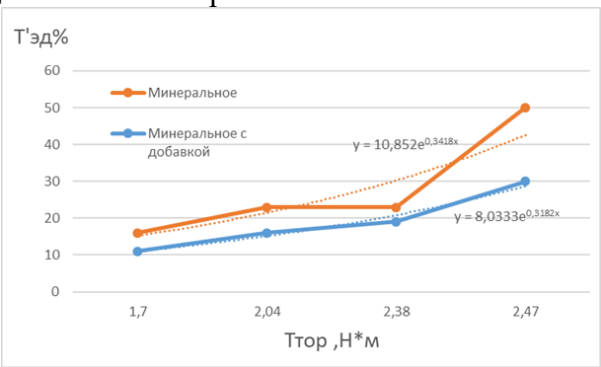


Рис. 1. Анализ зависимости амплитуды колебаний момента на быстроходном валу от тормозного момента $T'_{эд} = \frac{T_{max}}{T_{эд}} \cdot 100\%$ *,где* T_{max} *соответствует максимальному значению размаха колебания момента*

По мере повышения антифрикционных свойств смазочного материала величина

амплитуды $T_{эд}$ уменьшается, таким образом, в соответствии с формулой (2), происходит и снижение коэффициента динамичности быстроходного вала, что, в свою очередь, приводит к повышению величины предельно допустимого износа и к увеличению ресурса по критерию изнашивания.

Данные, представленные на рис. 1, позволяют построить аналитические зависимости K_d от нагрузки (рис. 2).

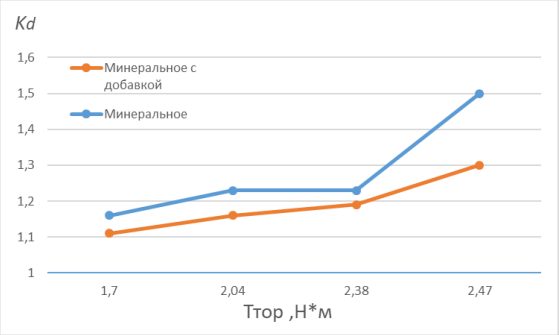


Рис. 2. Зависимость коэффициента динамичности быстроходного вала от тормозного момента

Используя зависимости, изображенные на рис. 2, можно посчитать ресурс ЭЗП, учитывая рост коэффициента динамичности. В связи с тем, что величина предельно допустимого износа изменяется обратно пропорционально росту K_d, предложенная зависимость имеет вид:

$$T = \frac{h_{\lim}}{\left(\Delta h_1 + \frac{\Delta h_2}{U}\right) v K_d} \qquad (4)$$

Приведем примеры расчета ресурса ЭЗП при значении тормозного момента 2,47 Н*м по стандартной методике и по методике, учитывающей рост K_d при использовании минерального масла с добавкой «Стрибойл» и без добавки. Типичные значения параметров ЭЗП: число зубьев z_1=20; z_2=66; модуль m=1,5; $h_{\lim}$=0.6∗m=0,6∗1,5=0,9мм. Интенсивность изнашивания при использовании минерального масла $J=10^{-8}$, при использовании добавки — $J=10^{-10}$. Результаты расчетов показаны в табл. 1.

Таблица. 1. Значения ресурса ЭЗП

Расчетная формула	Т, час (минеральное масло)	Т, час (минеральное масло с добавкой «Стрибойл»)
$T = \frac{h_{\lim}}{\left(\Delta h_1 + \frac{\Delta h_2}{U}\right) v}$	3453	345300
$T = \frac{h_{\lim}}{\left(\Delta h_1 + \frac{\Delta h_2}{U}\right) v K_d}$	2302	265615

Как видно из расчетов, по методике, учитывающей изменение скорости роста коэффициента динамичности, фактическое значение ресурса получается несколько ниже, чем по стандартной методике. Без использования пленкообразующей добавки, величина ресурса получается низкой, и может не соответствовать нормативным требованиям, т.к. для подобных передач ресурс обычно составляет не менее 10 тыс. часов. В то время как введение добавки приводит к его многократному увеличению. Это объясняется тем, что рост K_d приводит к пропорциональному увеличению фактической нагрузки, следовательно, и к увеличению интенсивности изнашивания.

Выводы. Изменение качества смазочного материала существенно влияет на физико-

химическое состояние трущихся поверхностей и, соответственно, на динамические показатели передачи. Применение модифицированных смазочных материалов приводит к существенному снижению коэффициента трения и, соответственно, к снижению скорости роста коэффициента динамичности. Таким образом, износостойкость передачи повышается и, как подтверждают расчеты, ресурс по критерию изнашивания растет.

Литература

1. Павлов В.Г., Ряховский О.А. Расчетная оценка ресурса работы цилиндрической прямозубой эвольвентной зубчатой передачи по критерию износа. // Трение и износ. 2003. Т. 24. № 3. С. 235 – 241.
2. Павлов В.Г. Влияние контактно – кинематического проскальзывания в зубчатом зацеплении на износ и КПД цилиндрических эвольвентных зубчатых передач. // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2010. № 4. С. 81 – 85.
3. Детали машин. Под ред. О.А. Ряховского.– М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2014, 520 с.
4. Поляков С.А., Гончаров С.Ю., Куксенова Л.И. Разработка метода оценки работоспособности червячных передач на основе анализа их триботехнических показателей. // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2016, №5, С. 81-87.
5. Поляков С.А., Гончаров С.Ю., Лычагин В.В., Климов А.Ю., Куц М.С. Анализ контактного взаимодействия в червячных передачах в связи с разработкой модели их нелинейных колебаний. // Сборка в машиностроении, приборостроении. 2017. № 11. С. 510-518.

УДК 621.891

ВЛИЯНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛА НА РЕСУРС ЭВОЛЬВЕНТНОЙ ЗУБЧАТОЙ ПЕРЕДАЧИ ПО КРИТЕРИЮ ВЫКРАШИВАНИЯ

INFLUENCE OF MECHANICAL PROPERTIES OF THE MATERIAL ON THE RESOURCE OF THE INVOLUTE GEAR ACCORDING TO THE FATIGUE FAILURE CRITERIA

Поляков С.А.[1,2] – д.т.н., профессор, главный научный сотрудник,
Медовщиков А.В.[2] – ассистент,
Куксенова Л.И.[1,2] – дтн, профессор, главный научный сотрудник, зав. лабораторией,
Кулешова Е.М.[2] – ассистент
[1]Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия;
[2]Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана, Москва, Россия.
kuleshova.em@mail.ru

Abstract. In this article, we consider the issues of fatigue of teeth, the stress state in the contact area, as well as its influence on the process of tooth destruction.
Keywords: involute gears, fatigue failure, service life.

Аннотация. В данной работе рассмотрены вопросы усталостного выкрашивания зубьев. Напряженное состояние в области контакта, а также его влияние на процесс разрушения зуба.
Ключевые слова: эвольвентные зубчатые передачи, усталостное разрушение, ресурс.

В современном быстро развивающемся мире перед машиностроением стоит задача по увеличению скоростей работы машин, уменьшению материалоемкости составных частей и уменьшению себестоимости изготовления единицы продукции. В следствие чего стоит вопрос о разработке методик, которые с большей точностью смогут определить необходимые оптимальные параметры разрабатываемых изделий.

В настоящее время для преобразования крутящего момента широко используются различные виды редукторов и мультипликаторов. Наибольшее применение в конструкции редукторов нашли эвольвентные зубчатые передачи (ЭЗП).

Методика расчета ресурса ЭЗП по критерию контактной усталости зубьев была разработана еще в середине прошлого века и описана в классической литературе [1] и в нормативном документе.

Согласно данной методике, ресурс передачи можно выразить как зависимость от твердости материала зубьев в третьей степени:

$$L = \frac{HB^3}{60 \cdot n \cdot n_c \cdot Z_N{}^6 \cdot \mu}, \quad (1)$$

где L – ресурс, HB – твердость, n – число оборотов колеса, n_c – число входа в зацепление зуба колеса за один полный оборот, Z_N – коэффициент долговечности, μ – коэффициент, характеризующий режим нагружения.

Процесс усталостного выкрашивая слабо изучен, однако, существующая методике расчета (1) основана на предположении, что вероятность микротрещинообразования и последующего разрушения определяется величиной деформации поверхностных слоев материала. В свою очередь, величина деформации определяется твердостью материала, как основной препятствующий фактор.

Также следует отметить, что расчет ведется в полюсе зацепления передачи и действующие контактные напряжения высчитываются по широко известным формулам

Герца для контакта двух цилиндров по линии. Данные допущения справедливы и были верифицированы путем проведения множества экспериментов.

Следует добавить некоторые замечания к приведенным допущениям. Известно, что в ЭЗП чистое качение реализуется только в полюсе зацепления, а на всей остальной высоте зуба присутствует качение с проскальзыванием, что никак не учитывается в схеме стандартного Герцевского контакта.

Что касается деформаций, необходимо подчеркнуть, что при одном и том же ее значении у различных материалов может быть разная реакция, например, в результате разной пластичности материала, которая существенно влияет на процесс микротрещинообразования [2].

В работе [3] предлагается дополненная схема Герцевского контакта, которая дополнена еще и касательными напряжениями. Опираясь на экспериментальные данные, полученные авторами, удалось обнаружить, что в процессе разрушения касательные напряжения играют далеко не последнюю роль. Согласно [3] число циклов до наступления разрушения N с вероятностью 50% при испытании ролик по ролику при качении с проскальзыванием для стали ШХ15 с твердостью 60 – 61 HRC составляет:

$$\mathrm{N}_{50} = \frac{(9{,}06\cdot 10^{18})}{\sigma_{\mathrm{ymax}}}, \qquad (2)$$

где σ_{ymax} — максимальное значение относительного нормального напряжения на конце малой полуоси. Оно равно сумме нормальной σ_y^N и тангенциальной σ_y^m компонент

$$\sigma_{\mathrm{ymax}} = \sigma_{\mathrm{y}}{}^{\mathrm{N}} + \sigma_{\mathrm{y}}{}^{\mathrm{T}},$$
$$\sigma_{\mathrm{y}}{}^{\mathrm{T}} = \mathrm{f}\sigma_{\mathrm{y}}{}^{\mathrm{N}}, \qquad (3)$$

где f — коэффициент трения.

Резюмируя выше сказанное можно сделать вывод, что существующая стандартная методика имеет ряд допущений, которые могут оказать существенное влияние на результат расчета. Тем самым, целью данной работы является формулировка предложений по дополнению [1].

Основная часть. Итак, рассмотрим такой показатель механических свойств материала как пластичность. При анализе литературы [4] становится ясно, что он учитывается при определении износа зубчатых колес. Однако, при дальнейшем изучении сущности вопроса становится ясно, что процессы изнашивания и выкрашивания взаимосвязаны и зависят от сочетания напряжений нормальных и касательных, возникающих в материале при контакте зубьев. Следовательно, пластичность материала оказывает существенное влияние на процесс разрушения.

Для случая действия тангенциальных сил для определения напряжений необходимо знать площадь контакта поверхностей. В [5] рассматривается схема элементарного контакта шероховатости, где область контакта моделируется с помощью набора сфер, внедренных в некоторое пластичное полупространство на определенную глубину. Было показано, что фактическая площадь контакта поверхностей составляет порядка 0,1% от номинальной площади контакта, а площадь материала, препятствующая тангенциальному смещению деталей еще меньше. Отсюда следует заключение, что при столь малых площадях в месте контакта возникают напряжения, в несколько раз превосходящие поверхностную твердость материала. Даже малейшее тангенциальное усилие приведет к пластической деформации, а значение напряжений будут достигать 10^3-10^4 МПа.

Данный факт требует пересмотра стандартных требований к материалу зубчатого колеса, поскольку сопротивление разрушению в условиях пластической деформации возникает иначе, чем в случае чисто упругой деформации. Дело в том, как протекает

деформация, и какие последствия она вызывает. Если это обычная сталь, то процесс разрушения протекает аналогично процессу на разрывной машине – при достижении критической деформации возникают микротрещины, которые по ходу развития деформации сливаются и приводят к разрушению. Поэтому вопрос долговечности материала оказывается связан с уровнем его пластичности, а точнее с определением такого уровня пластической деформации, при котором микротрещины еще не образуются, то есть не нарушается сплошность материала.

Однако, используемый в работе [4] показатель определяется при объемном разрушении, что не всегда корректно для контактных задач, где деформация происходит в тонких поверхностных слоях. Более адекватная оценка дается с помощью рентгеноструктурного анализа методом скользящего пучка в работе [6].

Как показывает практика, увеличение пластичности в соответствии с данным показателем дает существенное увеличение износостойкости даже при относительном снижении твердости. Однако, для достижения соответствующих значений пластичности и износостойкости необходимо существенно менять технологию изготовления деталей (например, проводить азотирование по специальной технологии или использовать специальные пленкообразующие смазочные материалы, модифицирующие поверхность детали).

Поскольку характер поверхностного контактного деформирования при изнашивании и при контактной усталости у зубчатых колес имеет ряд схожих моментов, в первую очередь, наличие существенных тангенциальных напряжений, роль которых для ЭЗП усиливается в связи с контактно-кинематическим проскальзыванием, представляется рациональным выдвинуть предположение, что модификация свойств материалов зубчатых колес позволит существенно повысить также и сопротивление контактной усталости. Проверить данную гипотезу можно, проводя стандартные испытания на качение с проскальзыванием с роликами, изготовленными по соответствующим технологиям, либо используя в данных испытаниях специальные смазочные материалы, модифицирующие поверхность детали.

При этом важнейшим фактором, влияющим на характер напряженного состояния и формирование тангенциальных напряжений, в соответствии с формулой (2) будет коэффициент трения, измерение которого предусмотрено методикой испытаний ролик по ролику на машине трения типа СМТ-1. Очевидно, что эффективность действия смазочного материала будет выражаться не только в снижении коэффициента трения, но и в увеличении числа циклов N до наступления момента выкрашивания.

Заключение

1. Существующие нормативные документы по расчетам ЭЗП имеют ограниченную применимость к новым конструкционным и смазочным материалам.
2. Основным недостатком стандартных методов расчета является отсутствие учета касательных напряжений при формировании картины напряженного состояния.
3. Разработка модели деформации контактной зоны с учетом тангенциальных напряжений, в особенности возникающих при контактно-кинематическом проскальзывании, позволит более адекватно оценить требования к материалам ЭЗП, в частности, к учету такого свойства как пластичность.
4. Использование методики испытаний материалов «ролик по ролику при качении с проскальзыванием» позволит проверить подобную модель и более точно оценить влияние на контактную выносливость смазочных материалов, что существующими стандартными методами не учитывается.

Литература

1. Детали машин. Под ред. О.А. Ряховского – М. Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2007. – 520с

2. Чувильдеев В.Н., Норхин А.Н., Копылов В.И. и др. Эффект одновременного повышения прочности и пластичности при комнатной температуре нано- и микрокристаллических металлов, полученных методами интенсивного пластического деформирования. Модель расчета предельной прочности и пластичности при комнатной температуре. Материаловедение. №12. 2010. с. 4 – 11.
3. Орлов А.В. Контактная прочность и факторы ее определяющие. Современная трибология. Итоги и перспективы. Под ред. Фролова К.В. – М. Изд-во ЛКИ, 2008. с. 70–94
4. Павлов В.Г., Яговитов В.Д. Ресурс работы косозубой зубчатой передачи по условию предельно допустимого износа. Проблемы машиностроения и надежности машин. №4, 2009, с. 50 – 55
5. Поляков С.А., Куксенова Л.И., Лаптева В.Г., Алексеева М.С. Анализ процессов микропластической деформации приповерхностных слоев азотированных конструкционных сталей. Материаловедение, 2016, №3, с.24 – 31.
6. Куксенова Л.И., Поляков С.А., Алексеева М.С., Рубцов С.В. Повышение ресурса работы зубчатых передач на основе выбора технологий упрочнения рабочих поверхностей зубьев. Вестник научно-технического развития, 2019, №3, с 24 – 36

УДК 602.17

ОЦЕНКА ОПАСНОСТИ ДЕФЕКТОВ ТРУБОПРОВОДОВ ПО КРИТЕРИЯМ РИСКОВ

ASSESSMENT OF PIPELINE DEFECTS HAZARDS BY RISK CRITERIA

Лепихин[1] А.М. – д.т.н., г.н.с., **Махутов[2] Н.А.** – чл.-кор. РАН, г.н.с.,
Лещенко[3] В.В. – к.т.н., генеральный директор
[1]Федеральный исследовательский центр информационных и вычислительных технологий, Новосибирск, Россия
[2]Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия
[3]НТЦ «Нефтегаздиагностика», Москва, Россия
aml@ict.nsc.ru

Abstract. The methodological aspects of assessing the hazard of defects in subsea pipelines based on accident risk criteria are considered. Based on the analysis of modern standards and requirements, a conceptual approach to assessing the risk of defects by risk criteria has been formulated. A semi-probabilistic solution to the problem of assessing the danger of defects is proposed, based on the comparison of fixed random variables, one of which has a given probabilistic support. A methodology for calculating the risk of defects in interfield subsea pipelines has been developed.
Keywords: subsea pipelines, defect, safety, criterion, risk, calculation.

Аннотация. Рассматриваются методические аспекты оценки опасности дефектов подводных трубопроводов по критериям рисков аварий. На основе анализа современных норм и требований сформулирован концептуальный подход к оценке опасности дефектов по критериям рисков. Предложено полувероятностное решение задачи оценки опасности дефектов, основанное на сравнении фиксированных случайных величин, одна из которых имеет заданное вероятностное обеспечение. Разработана методика расчетной оценки опасности дефектов межпромысловых подводных трубопроводов.
Ключевые слова: подводные трубопроводы, дефект, безопасность, критерий, риск, расчет.

Морские подводные трубопроводы (МПТ) являются важным элементом инженерного комплекса обустройства морских шельфовых месторождений и транспортировки углеводородов. Разрушения МПТ сопряжены с рисками больших экономических и экологических ущербов. Для обеспечения их безопасной эксплуатации проводится периодический неразрушающий контроль с использованием средств внутритрубного диагностирования. При этом возникает задача классификации выявленных дефектов труб с оценкой их опасности для заданных условий эксплуатации. В классической постановке эта задача решается на основе норм допустимых размеров дефектов [1, 2] или расчетно-экспериментальных оценок по заданным критериям предельных состояний [3-6]. В последнее время активно развивается методология обеспечения безопасности подводных трубопроводов на основе концепции риска [7, 8]. В данной работе рассматривается возможность реализации похода риск-информированного контроля (RBI) для оценки опасности дефектов МПТ, выявленных при проведении внутритрубного диагностирования.

Существо предлагаемого подхода заключается в следующем. Принимается, что размеры l_i выявленных дефектов являются фиксированными случайными величинами, а предельные расчетные размеры l_r являются случайными величинами с заданной функцией распределения плотностей вероятностей $f(l_r)$. Полагается, что превышение размеров l_r приводит к некоторым ущербам $C=F(l)$, обусловленным проведением ремонтных операций или разрушениями трубопроводов. Совместный анализ вероятностной природы дефектов, их опасности и возможных ущербов приводит к следующему критериальному

условию допустимости дефектов:

$$R(l_i) = \int_0^{l_i} f(l_r) dl_r \, C(l_i) \leq R_n \tag{1}$$

где $R(l_i)$, R_n – расчетный и допустимый (приемлемый) риск; $C(l_i)$ – возможный ущерб от дефекта l_i.

В связи с нерешенностью задачи расчетно-статистической оценки ущербов в практике обеспечения безопасности МПТ используются качественные классы безопасности, с заданными уровнями вероятностей разрушения P_f [9, 10]. Принимая это во внимание условие (1) можно переформулировать к виду:

$$P(l_i > l_r) = \int_0^{l_i} f(l_r) dl_r \leq P_f \tag{2}$$

Решение задачи (2) позволяет записать условие допустимости дефектов в виде $l_i \leq l(P_f)$, где $l(P_f)$ – размер дефекта, при котором вероятность ущерба относится к заданному классу P_f.

При решении задачи (2) учитываются особенности формы дефектов. С учетом принятой практики [3, 5, 6] для объемных дефектов ($l_x \geq l_y \geq l_z$) используются относительные размеры $\tilde{l}_x = \frac{l_x}{\sqrt{Dt}}$, $\tilde{l}_z = \frac{l_z}{t}$, а для плоских (трещин) абсолютные размеры ($l_x \geq l_y >> l_z$). Уравнение предельного состояния $\mathcal{L}$ для трубы с объемным дефектом записывается в виде $\mathcal{L}\left(P, D, t, \sigma_f, \tilde{l}_x, \tilde{l}_x\right) = 0$, а для трещин $\mathcal{L}\left(P, D, t, K_c, l_x, l_y\right) = 0$, где D, t – диаметр и толщина стенки трубы, P – давление, σ_f – разрушающие напряжения, K_c – критический коэффициент интенсивности напряжений.

Рассматриваемый подход реализован в представлении компонент уравнений предельных состояний как гауссовских случайных величин, с заданными средними значениями и коэффициентами вариаций. В этом случае допустимые размеры объемных дефектов определяются по формуле:

$$\tilde{l}_z \leq \frac{1}{\gamma_R} \frac{\sigma_f - \frac{PD}{t}}{\sigma_f - \frac{PD}{2t}\frac{1}{M}} \tag{3}$$

где M – фактор Фолиаса, учитывающий относительные размеры дефекта.
Коэффициент запаса γ_R определяется как функция квантили u_p, соответствующей вероятности P_f.

По результатам расчетов по формуле (3) с заданными коэффициентами γ_R строится диаграмма рисков разрушения (рис. 1а). Опасность дефекта определяется положением расчетной точки, задаваемой фактическими координатами $\tilde{l}_z$ и $\tilde{l}_x$на расчетной диаграмме рисков.

Для оценки опасности трещиноподобных дефектов и трещин по аналогичной схеме строятся диаграммы разрушения [5, 6]:

$$f(L_r) = \begin{cases} (1 + 0.5L_r^2)^{-1/2} \times (0.3 + 0.7\exp(-\mu L_r^6)), & L_r < 1 \\ f(L_r = 1)L_r^{(n-1)/n} & 1 \leq L_r \leq L_r^{max} \end{cases} \tag{4}$$

где $L_r^{max} = 0.5\left(1 + \frac{R_y}{R_m}\right)$; $\mu = min\left(\frac{0.001E}{R_y}; 0.6\right)$; $n = 0.3\left(1 - \frac{R_y}{R_m}\right)$.

где E, R_y, R_m – характеристики механических свойств металла труб.

Учет риска разрушения выполняется введением коэффициентов запаса по трещиностойкости γ_K и по нагрузке γ_L: $K_r = \frac{f(L_r)}{\gamma_K}, L_r = \frac{L_r^{max}}{\gamma_L}$.

Коэффициенты запаса γ_K и γ_L принимаются с учетом обеспечения заданных вероятностей разрушения P_f. Опасность дефекта определяется положением расчетной точки, задаваемой координатами (K_r, L_r) на диаграмме рисков (рис. 1б).

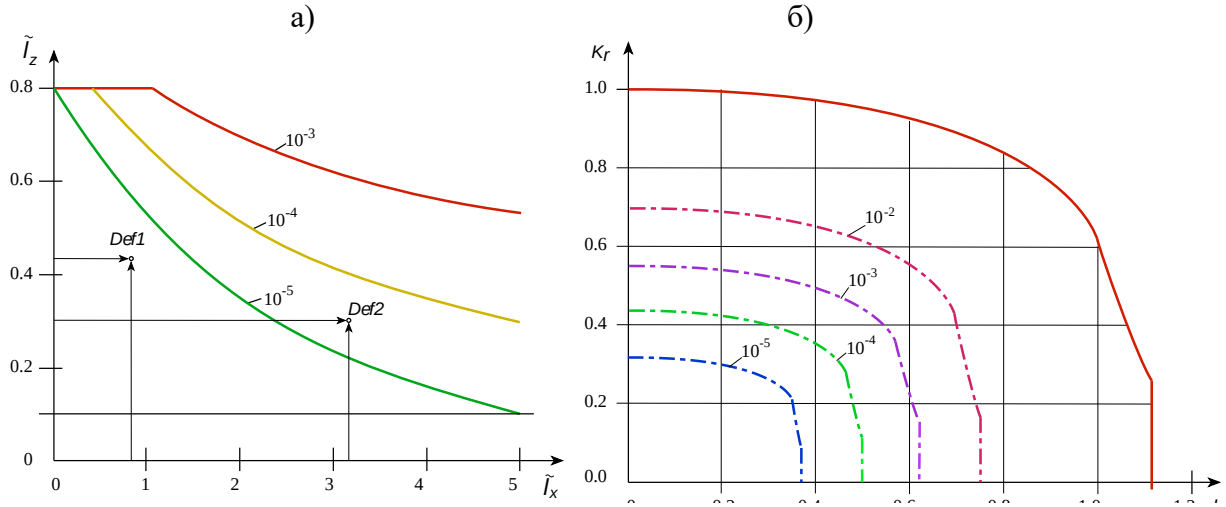


Рис. 1 – Схема диаграмм разрушения и определения допустимых размеров объемных (а) и трещиноподобных (б) дефектов

Решение по выявленным дефектам принимается на основе всей имеющейся информации об их виде, типе, размерам и местоположении, а также сведений об условиях эксплуатации трубопровода. В разработанных методических рекомендациях дефекты, соответствующие уровню вероятностей разрушения менее 10^{-5} по диаграммам опасности, рассматриваются как допустимые при заданных условиях эксплуатации. Дефекты, находящиеся в зоне вероятностей разрушения $10^{-5}<P_f\leq10^{-4}$, рассматриваются как потенциально опасные и допускаются к эксплуатации при условии наличия системы автоматического ограничения внутреннего давления в трубопроводе и проведения периодического неразрушающего контроля. Дефекты, находящиеся в зоне вероятностей разрушения $10^{-4}<P_f\leq10^{-3}$, считаются опасными и подлежат ремонту в плановом порядке. Дефекты, находящиеся в зоне вероятностей разрушения $>10^{-3}$, относятся к недопустимым и подлежат немедленному ремонту.

В качестве примера на рис. 2 представлены результаты расчетной оценки опасности дефектов потери металла межпромыслового подводного газопровода (D = 406.4 мм, t = 17.5 мм) по критериям рисков. Материал труб – сталь Х60 (R_y – 415 МПа, R_m – 520 МПа, $E = 2.06\times10^5$ МПа, $\alpha_t = 1.1\times10^{-5}$). Рабочее давление P = 16 МПа. Перепад температур $\Delta T = 50^0$С. Общее число выявленных дефектов 916 шт. Из них 16 дефектов являются недопустимыми по нормам [2].

Как видно из представленных результатов, три дефекта находятся в опасной зоне с уровнем риска выше 10^{-3} и требуют немедленного устранения. Два дефекта соответствуют уровню риска выше 10^{-4} и могут быть устранены плановом порядке. Пять дефектов находятся в зоне рисков $10^{-5}\ldots10^{-4}$ и могут быть отремонтированы в плановом порядке в более поздние сроки. Дефекты, находящиеся ниже уровня 10^{-5}, могут быть допущены к эксплуатации, при условии проведения периодического неразрушающего контроля.

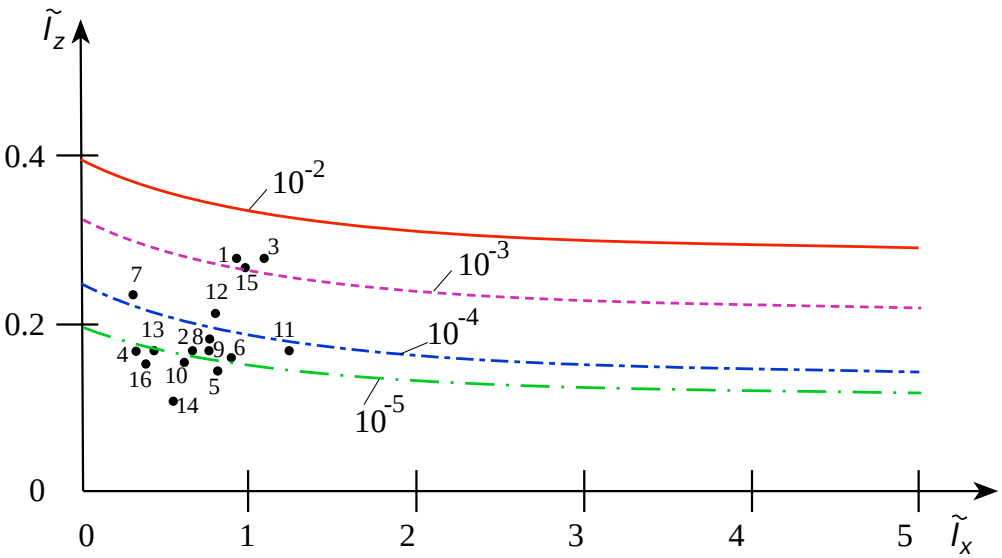


Рис. 2 – Диаграмма опасности дефектов МПТ (цифрами указаны номера дефектов)

Таким образом, предлагаемая методика дает более гибкую и более обоснованную схему оценки опасности дефектов, по сравнению с традиционными подходами. С одной стороны, эта оценка учитывает риск аварий, тем самым обеспечивая требуемый уровень безопасности. С другой стороны, она позволяет более рационально использовать финансовые и материальные ресурсы, выделяемые на диагностирование и ремонт подводных трубопроводов.

Представленные результаты показывают, что реализация концепции RBI при проведении неразрушающего контроля подводных трубопроводов является сложной, но вполне разрешимой инженерной задачей. Расширение практики применения оценок опасности дефектов трубопроводов по критериям рисков позволит уточнить назначаемые коэффициенты запаса и повысить достоверность расчетов допускаемых размеров дефектов.

Литература

1. ГОСТ Р 54382-2011 Нефтяная и газовая промышленность. Подводные трубопроводные системы. Общие технические требования. 274 с.
2. ANSI/API 5L. Трубы для трубопроводов. Технические условия. 162 с.
3. DNVGL-ST-F101. Submarine pipeline systems. Edition October 2017. 521 p.
4. ASME B31G. Manual for determining the remaining strength of corroded pipelines. 56 p.
5. SINTAP (1999), Structural Integrity Assessment Procedure. Final Revision. EU-Project BE 95–1462. 231 p.
6. BS7910:2013. Guide to methods for assessing the acceptability of flaws in metallic structures. 480 p.
7. Bay Y., Bay Q. Subsea pipeline integrity and risk management. New York: Elsevier, 2014. 405 p. ISBN: 978-0-12-394432-0.
8. Mulyadi Y., Pitana T., Wakabayashi N. Developing risk-based inspection for subsea pipelines in the Madura strait using AIS data. https://www.researchegate.net/publication/279829100.
9. DNV-RP-F116 Integrity management of submarine pipelines systems. 2015, 141 p.
10. DNVGL-RP-C210 Probabilistic methods for planning of inspection for fatigue cracks in offshore structures. 2019, 292 p.

УДК 620.191.33:620.171.5

ОСОБЕННОСТИ ОЦЕНКИ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ ДЛЯ КРИОГЕННОЙ ТЕХНИКИ[1]

FEATURES OF AN ESTIMATION LOW TEMPERATURES OF CRACK RESISTANCE FOR CRYOGENIC TECHNIQUES

Махутов Н.А. – д.т.н., проф., чл.-корр. РАН, гл. н.с., **Макаренко И.В. –** к.т.н. с.н.с., **Макаренко Л. В. –** к.т.н., н.с.
Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия
L.V.Makarenko@yandex.ru

Abstract. Variants of nonlinear determining ratio and characteristics of nonlinear mechanics of the destruction, regulating and modeling an operational resource, survivability and durability of details of the modern force and power designs working in conditions of low, cryogenic temperatures are investigated.
Keywords: elastic-plastic strain, semi-elliptical low-cycle inclined cracks, cryogenic temperatures, deformation criterion of fracture.

Аннотация. Исследованы варианты нелинейных определяющих соотношений и характеристик нелинейной механики разрушения, регламентирующих и моделирующих эксплуатационный ресурс, живучесть и прочность деталей современных силовых и энергетических конструкций, работающих в условиях низких, криогенных температур.
Ключевые слова: упругопластические деформации, полуэллиптические малоцикловые наклонные трещины, криогенные температуры, деформационный критерий разрушения.

Данная задача актуальна для конструкций объектов новой атомной, ракетно-космической, авиационной техники с учетом возникновения и развития в них локальных упругопластических разрушений типа разноориентированных полуэллиптических трещин, в широком диапазоне криогенных температур. Эффективная и безопасная эксплуатация таких сложных агрегатов с учетом наличия, возникновения и развития в них дефектов типа трещин является важной задачей, как в научном, так и в практическом аспекте.

Существует ряд эмпирических и приближенных аналитических решений интегральных уравнений II рода методом последовательных приближений, для задач тел с трещинами, при термоупругом равновесии для коэффициентов интенсивности напряжений по соответствующим моделям разрушения K_j, ($j = I, II, III$) [1-4]. Известно, что трещина начинает распространяться по площадкам максимальной деформации растяжения $\varepsilon_{\max}$ при достижении предельного равновесия, критического значения $\varepsilon_{\max} \le \varepsilon_k$.

Это условие записывается в виде уравнения (1).

$$F(p, q, g, \theta, \beta, \alpha_*, \eta_0, T) \le K_{IC}^2(T)[1 - 2\sigma_{0,2}^{-1}(T)\tau_\alpha \alpha_*] \qquad (1)$$

Здесь φ - координатный угол точек контура трещины, θ, β - углы ориентирующие площадку с максимальными, локальными напряжениями растяжения, $\sigma_{0,2}(T)$ - предел текучести зависящий от температуры T, $K_{IC}(T)$ - трещиностойкость материала, p, q, g - величины внешней нагрузки, α_* - значение угла α для максимальной ширины

[1] Работа выполнена при поддержке РФФИ, проект № 18-08-00572

пластической зоны, η_0, τ_α - соответственно параметр материала и величина тензора напряжений,

$$F = 4{,}5 f(\alpha_*) f_0^{-1}(\eta_0) \cdot \{\frac{1}{4}[K_I(3\cos\frac{\beta}{2} + \cos\frac{3\beta}{2}) - -3K_{II}(\sin\frac{\beta}{2} + \sin\frac{3\beta}{2})]\cos^2\theta + K_{III}\cos\frac{\beta}{2}\sin 2\theta\}^2 \quad (2)$$

При стационарном температурном поле в виде гармонической функции $T(x,y)$, удовлетворяющем уравнению Лапласа (3), на основании работ [2-4], записывается интегральное уравнение (4).

$$\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} = 0\,. \quad (3)$$

$$\psi(x,z) = \frac{1}{\pi^2}\iint_{\Delta_0}[\sigma_y^{(1)}(\xi,0,\zeta) + \psi(-2h-\xi,\zeta)]\frac{\sqrt{r_T^2 - \xi^2 - \zeta^2}\,d\xi d\zeta}{\sqrt{x^2 + z^2 - r_T^2}[(x-\xi)^2 + (z-\zeta)^2}\,. \quad (4)$$

Решением уравнения (4) работы [2], методом последовательных приближений, является вычисление K_1 для полупространства с плоской внутренней трещиной, под воздействием силового и внешнего температурного полей, дано уравнением (5).

$$K_1(\sigma,\varphi) = K_0\sigma\delta^2\frac{LG\alpha T_0(1+\mu)\sqrt{r_T}}{(1-\mu)\pi\sqrt{\pi}} \cdot F_1(\varphi,\delta)\,. \quad (5)$$

$$K_0 = 2\sqrt{\frac{r_T}{\pi}}F_2(\varphi,\delta) \quad (6)$$

где $F_1(\varphi,\delta)$ и $F_2(\varphi,\delta)$ - соответствующие полиномы, σ - локальные, нормальные напряжения в плоскости контура трещины, r_T - расстояние от контура трещины. Для заданных геометрических и физических характеристик материала α,δ,μ,T,L,G можно определять предельные нагрузки и начальное направление распространения трещины.

В настоящее время нет достаточных решений задач для тел с трещиной под температурным воздействием и номинальными нелинейными граничными условиями внешнего нагружения.

Решения термосвязных задач предельных состояний в зонах трещин при упругопластическом деформировании основываются на уравнении теплообмена и теплопроводности (7).

$$c\dot{T} = \chi\sigma_{ij}\dot{e}_{ij}^p - \alpha T\delta_{ij}\dot{\sigma}_{ij} - q_{i,i}, \quad (7)$$

Здесь c – объемная теплоемкость, σ_{ij} и e_{ij} - соответственно компоненты тензоров напряжений и пластических деформаций, χ - часть мощности упругопластического деформирования преобразованная в тепловую энергию, $\dot{T},\dot{e}_{ij}^p,\dot{\sigma}_{ij}$ - производные по времени, δ_{ij} - символ Кронекера, $q_{i,i}$ - дивергенция вектора теплового потока.

В данной работе, на основе расчетно-экспериментальных результатов и численного моделирования, с учетом [1-12], была проведена оценка напряженно-деформированного состояния по контуру разноориентированных поверхностных дефектов типа полуэллиптических трещин в элементах оборудования из нержавеющих аустенитных сталей типа 08Х18Н10Т и Х18Н9 в широком диапазоне изотермического поля низких температур при упругопластическом номинальном нагружении.

Остается актуальным вопрос создания более точных решений представленной нелинейной задачи механики разрушения. На основе экспериментальных исследований, соответствующими уравнениями представлены, полученные функциональные зависимости таких механических свойств, стали типа Х18Н9 от изотермической температуры, как предел текучести $\sigma_T(T) = f_1(T)$ и предел прочности $\sigma_b(T) = f_2(T)$.

Исследование напряженно-деформированного состояния (НДС) по контуру наклонных полуэллиптических поверхностных трещин проводилось, как

экспериментальными, так и численными методами при нелинейных граничных условиях нагружения с учетом изотермического поля температуры, изменяющего основные механические свойства материала. На поверхности цилиндрического трубчатого образца, в поверхностной точке контура полуэллиптической трещины с эллиптическим углом $\varphi = 0$, оптическим методом по нанесенным прецизионным способом сеткам, измерялись упругопластические деформации [1, 5-7]. Численные расчеты НДС по контуру трещин проводились с помощью программного комплекса ANSYS [8].

Получены функциональные зависимости локальных относительных упругопластических деформаций от температуры по контуру трещин.

Для произвольно ориентированных исследуемых трещин относительный эквивалентный коэффициент интенсивности деформаций $\overline{K}_{qe} = K_{qe} / \sigma_T$ определялся уравнением (8), [1, 5-9] через интенсивность относительных упругопластических деформаций в соответствующей точке контура $\overline{e}_{i\varphi} = e_{i\varphi} / e_T$.

$$\overline{K}_{qe} = f(b, a, a^*, r, T, \overline{\sigma}_{ni}, m, \beta, \overline{e}_{ni}, r \ / l_{ij}^*, \mu, \overline{e}_{ie}^*). \qquad (8)$$

Здесь $\overline{\sigma}_{ni}$ и $\overline{e}_{ni}$ - соответственно относительные номинальное напряжение и упругопластическая деформация при данной температуре *T*, *m* – характеристика упрочнения материала, β - угол наклона расчетной плоскости трещины к направлению первого главного напряжения, остальные параметры принимаются соответствии с деформационными критериями разрушения [1]. Угол наклона плоскости поверхностной полуэллиптической трещины к поперечному сечению образца $\alpha = (\pi / 2) - \beta$, *r* – расстояние до точки в плоскости трещины, *b* и *a* - соответственно малая (в плоскости сечения образца) и большая полуоси трещины, σ_n - номинальное напряжение, *t* – толщина стенки образца, a^* - расчетная полуось, *r* – расстояние до точки от контура трещины. Согласно [1], коэффициент Пуассона μ определялся по уравнению (9)

$$\mu_n = 0{,}5 - (0{,}2 / \overline{\sigma}_{in}^{\,(1-m)/m}). \qquad (9)$$

Решения термосвязных задач предельных состояний как линейной, так и нелинейной механики разрушения по соответствующим моделям разрушения $j = I, II, III$, основываются на необходимости выполнения условия, определяемого уравнением (10).

$$\overline{K}_{je} \angle \overline{K}_{jec}. \qquad (10)$$

Здесь: $\overline{K}_{je}$ и $\overline{K}_{jec}$ - соответственно относительный и относительный критический коэффициенты интенсивности деформаций.

Результаты полученных экспериментальных и численных исследований позволяют регламентировать эксплуатационный уровень температур, на основании представленных уравнений, допускающий предельные размеры дефектов при заданных условиях работы оборудования.

Выводы

Рассмотренная концепция деформационной особенности на основе расчетно-экспериментальных и численных результатов представленных в работе позволяет в данном диапазоне криогенных температур и заданных нелинейных граничных условиях нагружения оценить приемлемость эксплуатации элементов оборудования при наличии дефектов соответствующих размеров и ориентации.

На основе деформационных критериев разрушения, получены результаты, позволяющие получить уточняющие решения для параметров линейной и нелинейной механики разрушения в широком диапазоне низких температур, а также провести комплекс уточняющих решений сингулярных и не сингулярных краевых задач линейной и нелинейной механики разрушения с предельно высокими упругопластическими

деформациями.

Совокупность теоретических, расчетно-экспериментальных и численных исследований локальных деформаций с наклонными поверхностными полуэллиптическими трещинами, позволяет уточнить критериальные соотношения, определяющие прочность, эксплуатационный ресурс, живучесть и безопасность ответственного оборудования.

Работа выполнена при поддержке РФФИ, проект № 18-08-00572

Литература

1. Махутов Н.А.. Конструкционная прочность, ресурс и техногенная безопасность. В двух частях. - Новосибирск, «Наука», 2005, - 1110с
2. А.Е. Андрейкив. Пространственные задачи теории трещин. – Киев: Наук. думка», 1982. – 348 с.
3. Мусхелишвили Н.И. Некоторые основные задачи математической теории упругости. - М.: Наука.1966.-707 с.
4. Черепанов Г.П.Пластические линии разрыва в конце трещины.- Прикл. математика и механика, 1976, 40, №4, с. 720-728.
5. Махутов Н.А., Макаренко И.В. Рост поверхностных наклонных трещин при малоцикловой усталости. - Физико-химическая механика материалов, 22т., N1, 1986, с.68-72.
6. Махутов Н.А., Макаренко И.В., Макаренко Л.В. Влияние анизотропии физико-механических свойств на кинетику трещин в аустенитных сталях. / Проблемы прочности. 2004. №1. С. 113 – 119.
7. Махутов Н.А., Макаренко И.В., Макаренко Л.В. Исследование кинетики разрушения при наличии поверхностных полуэллиптических разно ориентированных трещин в сварных элементах оборудования АЭС. // Проблемы прочности. - 2010. - №1. - С.37– 45.
8. ANSYS, 2010. Structural Analysis Guide. 660578.
9. Makhutov N.A., Makarenko I.V., Makarenko L.V. 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.
10. Li CQ, Fu GY, Yang W. Stress intensity factors for inclined external surface cracks in pressurized pipes. Engng. Fract. Mech. 2016; 165: 72–86.
11. L.W. Carey, The effect of low temperatures on the fatigue of high-strength structural grade steels, in: 20th European Conference on Fracture, Procedia Materials Science, vol. 3, 2014, pp. 209–214.
12. Shih CF, Asaro RJ. Elastic-plastic analysis of cracks on biomaterial interfaces: part I-small scale yielding. J Appl Mech-T ASME 1988; 55:299–316.

УДК 539.319

МОНИТОРИНГ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ ОБОРУДОВАНИЯ АЭС ПО ДАННЫМ КОСВЕННЫХ ИЗМЕРЕНИЙ

MONITORING OF THE NPP EQUIPMENT STRESSED STATE ACCORDING TO INDIRECT MEASUREMENTS DATA

Маслов С.В.[1]– к.т.н., в.н.с., **Кукшинов А.И.**[2]– к.т.н.
[1]ФГБУН Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН,
101990, г. Москва, Малый Харитоньевский пер., 4
[2]Нижегородская инжиниринговая компания "Атомэнергопроект"(филиал),
127434, Россия, Москва, Дмитровское ш., д. 2 стр. 1
e-mail: maslovsv@inbox.ru

Аннотация. Рассмотрен метод мониторинга напряжённого состояния внутренних поверхностей оборудования АЭС, основанный на результатах тензометрических измерений, полученных для наружной поверхности конструкции. Температуры внутренних поверхностей находятся из решений обратной задачи термоупругости, напряженное состояние определяется решением прямых задач.
Ключевые слова: напряженное состояние, тензометрические измерения, обратная задача.

Введение

Обеспечение безопасной эксплуатации атомных энергетических установок типа ВВЭР связано с использованием диагностических систем косвенного контроля нагруженности элементов, подвергающихся интенсивным тепловым воздействиям со стороны теплоносителя с меняющейся температурой. Необходимость использования подобных систем диагностики определяется существенными отличиями реальных условий термомеханического нагружения оборудования от расчётных моделей, принятых на этапе выполнения проектных расчётов на прочность. Целью создания алгоритмов и систем контроля напряженно-деформированного состояния (stress-strain state, SSS) оборудования РУ является организация обработки экспериментальной и экспериментально-расчётной информации о процессах реального нагружения элементов и узлов конструкции при её эксплуатации для контроля и учёта накопленных в металле повреждений. Алгоритмы оперативного сбора и обработки информации, позволяющие получить данные о напряженном состоянии и накопленных повреждениях в недоступных для прямых измерений точках, могут основываться на результатах косвенных измерений и математического моделирования процессов термомеханического нагружения конструкции [1]. Для моделирования теплового воздействия теплоносителя со стороны внутренних поверхностей конструкции обычно используются методы решения обратной задачи теплопроводности, которые во многих случаях не обеспечивают устойчивость решений. В настоящей работе для построения модели температурного воздействия на конструкцию со стороны её внутренней поверхности предлагается использовать итерационный метод решения обратной задачи термоупругости [2]. В качестве исходных данных в данном случае используются результаты тензометрических измерений, полученные для наружной поверхности.

Для формирования алгоритма, обеспечивающего оперативное построение итерационного процесса и поиск решения, соответствующего (в пределах погрешности измерений) полученным экспериментальным данным, используются следующие допущения.

1. Коэффициент теплоотдачи от теплоносителя к стенке конструкции постоянен на всем рассматриваемом участке внутренней поверхности и не меняется по времени.
2. Отсутствует тепловой поток на наружной поверхности конструкции, из-за применения эффективной теплоизоляции.

Как показывает опыт проведенных исследований [3,4], указанные допущения соответствуют реальным условиям эксплуатации оборудования АЭС [5].

Метод исследований

Для реализации предлагаемого алгоритма необходимо исключить из исходных данных обратной задачи термоупругости компоненты напряжений в опасном сечении, вызванные изгибом присоединённых частей конструкции (трубопроводов) при неравномерных изменениях их температуры. К сожалению, прямое экспериментальное определение этих напряжений не представляется возможным. Расчётное определение указанных компонент напряжений также не позволяет получить результаты с приемлемой точностью из-за неопределённости условий теплообмена и сложной геометрии системы трубопроводов, содержащей криволинейные участки с переменной температурой. Поэтому предлагается использовать специальную схему установки дополнительных датчиков на прямолинейном участке присоединённого трубопровода, на удалении от зон концентрации напряжений. Пример подобной специальной схемы установки датчиков тензометрического и термометрического контроля показан на рисунке 1.

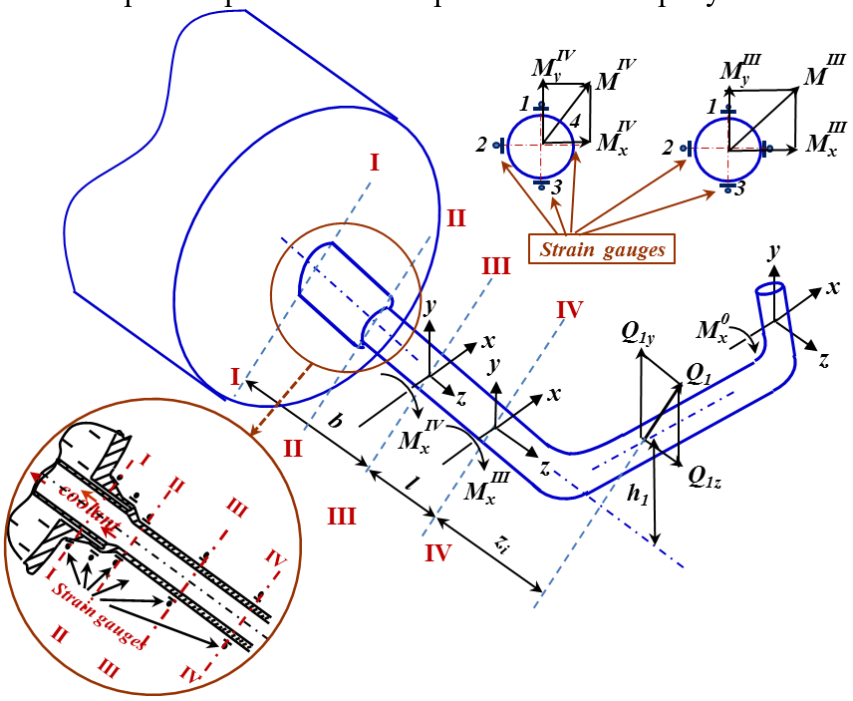


Рис.1. Схема установки основных и дополнительных датчиков системы экспериментального контроля состояния, предназначенной для определения параметров термомеханического нагружения узла ввода аварийной питательной воды парогенератора ВВЭР

Для исключения влияния дополнительных изгибающих моментов на измеряемые в опасных сечениях I - I и II - II напряжения можно использовать тензорезисторы, установленные в сечениях трубопровода III - III и IV - IV, как это показано на рисунке 1. В каждом из этих сечений устанавливаются как минимум 4 тензометрические розетки, что позволяет определить величину и направление действующего в сечении изгибающего момента. Для этого используются разности осевых составляющих напряжений, определяемые по показаниям датчиков, расположенных на противоположных сторонах сечения трубы. На рисунке 1 показана также схема, поясняющая возникновение дополнительных изгибающих моментов и порядок их определения для опасных сечений I – I и II – II. Как следует из приведенной ни рисунке схемы, возникающие в рассматриваемых сечениях изгибающие моменты зависят от точек приложения и величин внешних нагрузок – поперечных сил Q_i и внешних моментов M_x^O. Например, изгибающий момент в сечении III - III определяется следующим выражением.

$$M_x^{III} = \sum_{i=1}^{n} Q_{iz} h_i - \sum_{i=1}^{n} Q_{iy}(z_i + l) + M_x^O \qquad \text{(а)}$$

Разность изгибающих моментов в контролируемых сечениях III – III и IV – IV зависит только от осевого расстояния между ними:

$$M_x^{IV} - M_x^{III} = \sum_{i=1}^{n} Q_{iy} l \qquad \textbf{(b)}$$

В выражении (2) величины моментов известны, так как определяются по показаниям тензорезисторов. Поэтому искомый момент в опасном сечении II – II можно определить из формулы:

$$M_x^{II} = M_x^{IV} + \frac{l+b}{l}(M_x^{IV} - M_x^{III}) \qquad \text{(c)}$$

Формулы для определения изгибающих моментов M_y аналогичны выражениям (1) – (3).

Полученные функции изменения напряжений на наружной поверхности прямолинейного участка трубопровода используются для построения функции изменения температуры теплоносителя, оказывающего тепловое воздействие на внутреннюю поверхность конструкции. С этой целью непрерывная функция изменения температуры теплоносителя заменяется ступенчатой функцией с шагом по времени $\Delta\tau$, показанной на рисунке 2. Для определения связи изменений температуры теплоносителя с напряжениями, возникающими на наружной поверхности конструкции, вводится определяемая расчётным путём функция ψ, представляющая собой функцию изменения напряжений на наружной поверхности при ступенчатом изменении температуры теплоносителя на 1 градус. Функция ψ определяется численным расчётом в программном комплексе ANSYS для реальной геометрии прямолинейной части трубопровода при задании единичного импульса температуры и расчётного коэффициента теплоотдачи. Для построения функции изменения температуры гладкая функция $\psi(\tau)$ заменяется дискретной функцией, как это показано на рисунке 3.

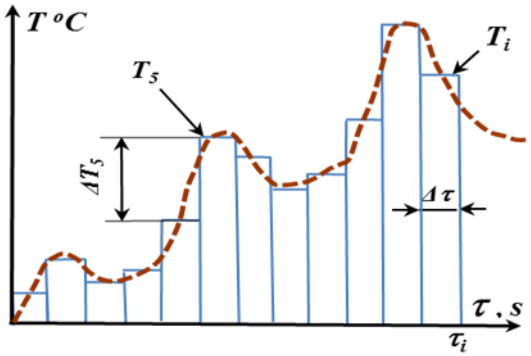


Рис. 2. Схематизация функции изменения во времени температуры теплоносителя

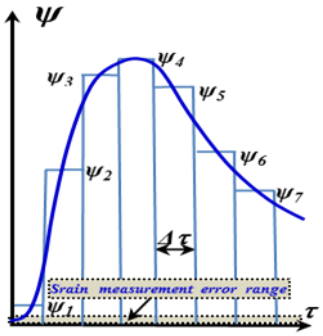


Рис. 3. Схематизация функции ψ - реакции температурных напряжений σ на единичную ступень увеличения температуры

При построении функция ψ необходимо учитывать, что её значение должно превышать возможную погрешность измерения напряжений методом тензометрии [6], иначе полученное решение не будет устойчивым. Поэтому на участках, где это условие не выполняется, значение ψ принимается нулевым, как это показано на рис. 3. Следует также иметь в виду, что величины интервалов времени $\Delta\tau$ при схематизации функции изменения температуры T (показанной на рисунке 2) и функции реакции напряжений на скачок температуры (рисунок 3) должны быть одинаковыми.

Разрешающие уравнений для определения функции изменения температуры теплоносителя имеет следующий вид:

$$\sigma_i^* = \psi_i \Delta T_1 + \psi_{i-1}\Delta T_2 + \ldots + \psi_2 \Delta T_{i-1} + \psi_1 \Delta T_i \qquad \text{(d)}$$

В формуле (4) использованы следующие обозначения: σ_i^* - измеренные значения напряжений, из которых исключены составляющие, вызванные изгибающими моментами и нормальными силами, действующими в рассматриваемых сечениях; ΔT_i и ψ_i – соответственно σ_i^*

приращение температуры теплоносителя и значения функции ψ на участках 1, 2, … i, где i – число измеренных компонент температурных напряжений.

Разработанный в настоящей работе алгоритм, основанный на последовательном решении уравнений (4) состоит в следующем.

1. Из дополнительных расчётных и имеющихся экспериментальных данных определяется область возможных значений коэффициента теплоотдачи от теплоносителя к внутренним стенкам конструкции. Как показало проведённое численное моделирование, погрешность задания коэффициента теплоотдачи не вносит значительных погрешностей в результаты мониторинга НДС(SSS). Это связано с тем фактом, что интенсивность тепловых воздействий на внутреннюю поверхность определяется произведением коэффициента теплоотдачи на разность температур поверхности и теплоносителя. Поэтому ошибка в определении коэффициента теплоотдачи в значительной степени компенсируется соответствующим изменением температуры, определяемой по предлагаемому алгоритму.
2. По измеренным значениям напряжений σ_1^* определяется величина ΔT_1 для первого шага по времени по формуле (4), содержащей в правой части только одно слагаемое.
3. Определяются величины ΔT_2, ΔT_3 из уравнений типа (4), содержащих в правой части соответственно 2, и 3 слагаемых.
3. Рассматривается уравнение типа (4) для i=4, но при этом значение ψ_1 принимается равным нулю.
4. Рассматриваются дальнейшие итерации, для которых учитываются значения функции ψ_i только для трёх предыдущих шагов итерации.
5. Ступенчатая функция изменения температуры интерполируется гладкой функцией, полученной методом сплайн-интерполяции.

Определённая таким образом функция изменения температуры применяется для задания граничных условий 3-го рода на всей внутренней поверхности трубопровода и присоединённого к нему патрубка (рис.1). В случае, если на внутренней поверхности узла присоединения трубопровода к основному корпусу имеется показанный на рис.1 кольцевой зазор, в этом зазоре температура принимается неизменной или медленно меняющейся по линейному закону. Это допущение приводит к несколько завышенным расчётным значениям температурных напряжений, что увеличивает запас прочности рассматриваемой конструкции. Выбор конкретной функции изменения температуры в кольцевом зазоре основывается на наилучшем приближении значений расчётных температур и напряжений к показаниям тензометрических и термометрических датчиков в сечении I – I.

Для определения температурных полей и напряжённого состояния в опасных точках используется алгоритм решения прямых задач теплопроводности и термоупругости методом конечных элементов, например в среде ANSYS. Для задания исходных данных при решении прямых задач используются полученные функции изменения температуры теплоносителя и коэффициенты теплоотдачи, принятые при их моделировании.

Верификация проведённого расчёта производится путём сравнения полученных расчётных данных с показаниями измерительных преобразователей, установленных в непосредственной близости от опасных точек конструкции, показанных на рисунке 1.

На рисунке 4 показаны результаты расчётно-экспериментального определения напряжённого состояния патрубка питательной воды парогенератора, полученные путём реализации алгоритма, предложенного в настоящей работе. По измеренным температурам (кривая 1) и окружным напряжениям, возникающим на наружной поверхности конструкции (кривая 4) определены температуры (кривая 2) и окружные напряжения (кривая 3) на внутренней поверхности узла ввода теплоносителя в корпус парогенератора. Корректность полученных результатов подтверждается близостью данных расчётов к результатам эксперимента, проведенного в период реальной эксплуатации ВВЭР-1000. Расхождение результатов расчёта и эксперимента не превышает погрешности измерений,

составляющей около 7%.

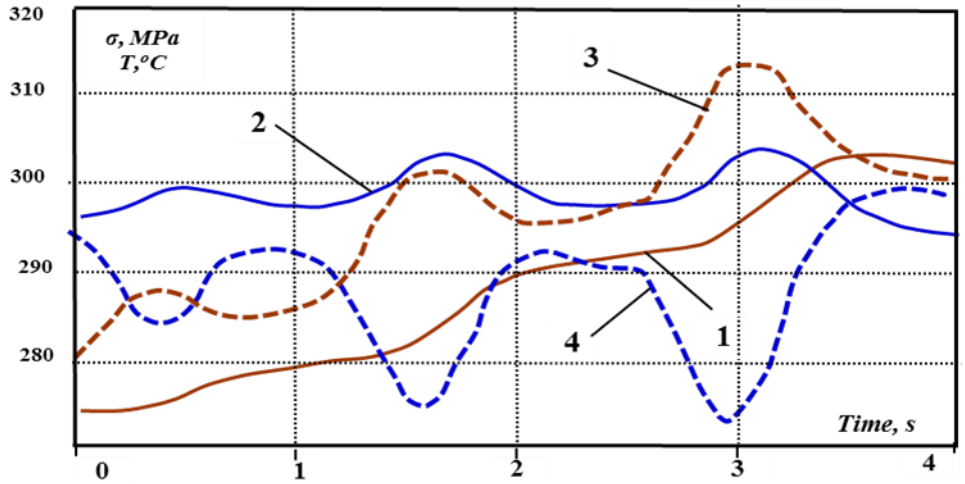


Рисунок 4. Измеренные и расчётные функции изменения температур и напряжений в зоне патрубка ПГВ-1000М

Выводы

По результатам анализа предложен алгоритм определения напряженного состояния внутренних поверхностей трубопроводов АЭС, основанный на решении обратных задач термоупругости. Показано, что в качестве исходных данных можно использовать результаты измерений, полученные для цилиндрических участков трубопровода, удаленных от участков геометрической неоднородности и зон концентрации напряжений. Предлагаемый метод основан на принятых предположениях о постоянстве коэффициентов теплоотдачи от теплоносителя к внутренним конструкционным поверхностям. Разработанный алгоритм использован для оценки напряжений и температур в зоне входа питательной воды парогенератора ВВЭР-1000.

Литература

1. Махутов Н.А. Проблемы машиностроения и надёжности машин. 2014. № 3, с. 217-232.
2. Козлов В.А., Мазья В.Г., Фомин А.В. Журнал вычислительной математики и математической физики. 2009. Т. 49. № 3. С. 542-548.
3. Разумовский И.А., Чернятин А.С., Фомин А.В. Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2013. №10. С. 87-94.
4. Михалёв Ю.К., Фомин А.В., Маслов С.В.. Проблемы машиностроения и надёжности машин. 2008. №5, с. 121-12.
5. Маслов С.В. Проблемы машиностроения и надёжности машин. 2019. № 2, с. 53-62.
6. Klymov M V, Maslov S V, Poguliaiko A N 2020 IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. International Conference of Young Scientists and Students "Topical Problems of Mechanical Engineering", ToPME 2019. С. 012021

УДК 620.179.16:620.179.143

КУМУЛЯТИВНЫЕ И ТЕМПОРАЛЬНЫЕ ПАРАМЕТРЫ ДЛЯ МОНИТОРИНГА КИНЕТИКИ РАЗРУШЕНИЯ СТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛА ПРИ УСТАЛОСТНЫХ ИСПЫТАНИЯХ ИЗДЕЛИЙ[1]

CUMULATIVE AND TEMPORAL PARAMETERS FOR MONITORING OF MATERIAL STRUCTURE DESTRUCTION KINETICS DURING FATIGUE TESTS

Матвиенко Ю.Г. – д.т.н., проф., зав. отделом, **Васильев И.Е.** – к.т.н., с.н.с.,
Чернов Д.В. – к.т.н., н.с.
Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия
vie01@rambler.ru

Abstract. Research results on the destruction of a set of samples from polymeric composite materials (PCM) under cyclic loading are discussed. During the experiments, kinetics of damage and destruction of structural bonds in PCM due to the cyclic load were studied with the use of acoustic emission (AE). The integrated use of cumulative and temporal parameters of locational signals weight content in the low, middle and high energy level clusters are tested. Their integrated application allows to effectively monitor the material structure destruction kinetics and to assess residual strength during long-term fatigue and life tests.

Keywords: acoustic emission, locational signals, energy clusters, weight content, registration activity, cyclic loading.

Аннотация. Рассмотрены результаты исследования разрушения партии образцов полимерного композитного материала (ПКМ) при циклическом нагружении. В ходе проводимых экспериментов изучалась кинетика повреждений и разрушений структурных связей в пакете ПКМ от действия циклической нагрузки с применением акустической эмиссии (АЭ). Тестировалось комплексное применение кумулятивных и темпоральных параметров весового содержания локационных импульсов в кластерах нижнего, среднего и верхнего энергетического уровня. Их комплексное применение позволяет эффективно контролировать кинетику разрушения структуры материала и оценивать остаточную прочность в процессе длительных усталостных и ресурсных испытаний.

Ключевые слова: акустическая эмиссия, локационные импульсы, энергетические кластеры, весовое содержание, активность регистрации, циклическое нагружение.

В процессе разрушения структуры материала каждый регистрируемый импульс АЭ события отражает энергию, выделяемую при разрыве или повреждении структурной связи, характеризуемую энергетическими и темпоральными параметрами [1-4].

С целью контроля кинетики накопления повреждений в структуре материала на микро, мезо и макромасштабном уровне в режиме реального времени, было предложено регистрируемые локационные импульсы (сигналы локации АЭ событий), разделять на соответствующие этим разрушениям кластеры нижнего (***Н***), среднего (***С***) и верхнего (***В***) уровня в поле параметров относительной энергии и усредненной частоты выбросов ($E_и$–$N_и/t_и$) [3-7]. При этом градацию кластеров по энергетическому уровню осуществляют так, чтобы формирующие их импульсы отражали кинетику разрушения структуры конструкционного материала на микро, мезо и макромасштабном уровне. Используемые параметры $E_и$ и $N_и/t_и$ дополняют основные характеристики сигналов АЭ рис. 1, включающие максимальную амплитуду (u_m), время его нарастания ($t_н$) в мкс – интервал от момента пересечения порога дискриминации (u_{th}) до достижения максимального значения амплитуды (u_m), длительность импульса ($t_и$) в мкс – интервал от момента пресечения сигналом порога дискриминации до ухода его под порог и количество

[1] Работа поддержана РНФ, проект № 18-19-00351

выбросов ($N_И$) в ед. – пересечений амплитудой сигнала порога дискриминации.

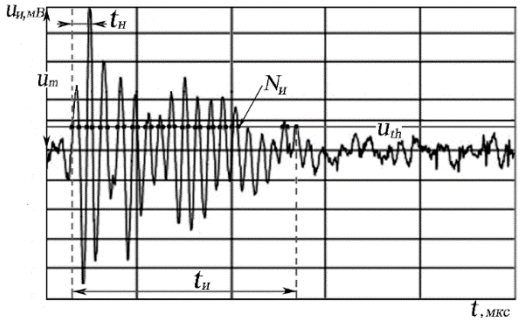


Рис. 1 Основные характеристики сигнала АЭ

Критериальными параметрами, отражающими кинетику накопления повреждений и разрушения структуры материала, являются активность регистрации и весовое содержание локационных импульсов в энергетических кластерах. Для их применения были введены следующие обозначения:

- $N_л$ – общее количество регистрируемых локационных импульсов;
- N_H, N_C, N_B – количество локационных импульсов в кластерах нижнего, среднего и верхнего энергетического уровня ($N_л = N_H + N_C + N_B$);
- $W_H=(N_H/N_л)\cdot 100\%$, $W_C=(N_C/N_л)\cdot 100\%$, $W_B=(N_B/N_л)\cdot 100\%$ – весовое содержание локационных импульсов в кластерах нижнего, среднего и верхнего энергетического уровня;
- $\acute{N}_л$ – активность регистрации локационных импульсов в единицу времени;
- $\acute{N}_H$, $\acute{N}_C$, $\acute{N}_B$ – активность регистрации локационных импульсов в единицу времени в кластерах H, C, B ($\acute{N}_л = \acute{N}_H + \acute{N}_C + \acute{N}_B$).

Предложенный способ [4] позволяет в режиме реального времени в ходе испытаний или эксплуатации изделий осуществлять прогноз их остаточной прочности, путем сопоставления текущих значений весового содержания (W_i) в кластерах нижнего (H), среднего (C) и верхнего (B) энергетического уровня с пороговыми значениями $[W_i]$, регистрируемыми при разрушении конструкционного материала. В процессе длительных испытаний (усталостных, ресурсных) в энергетических кластерах могут накапливаться большие массивы локационных импульсов. При этом даже существенные колебания активности регистрации локационных импульсов в энергетических кластерах не приводят к заметному изменению кумулятивных весовых параметров, что неоднократно отмечалось на заключительных этапах проводимых экспериментов при усталостных и ресурсных испытаниях изделий [5-7]. По мере увеличения суммарного количества накопленных локационных импульсов $N_л$ применение весовых кумулятивных параметров становится всё менее информативным. Такая инерционность изменения параметров W_i при больших массивах накопления локационных импульсов в энергетических кластерах не позволяет осуществлять точный прогноз остаточной прочности изделий на заключительных этапах АЭ мониторинга.

Поэтому предложено наряду с вычислением кумулятивных параметров (W_H, W_C, W_B) накопления локационных импульсов дополнительно подсчитывать темпоральные значения параметров весового содержания регистрируемых локационных импульсов, ежесекундно отражающих кинетику разрушения структурных связей материала на микро, мезо и макро-структурном уровне: $\acute{W}_i = (\acute{N}_i/\acute{N}_{\square})\cdot 100\%$, где $\acute{N}_{i=H,C,B}$ – активность регистрации в энергетических кластерах, $\acute{N}_{\square\square}$– суммарная активность регистрации локационных импульсов в единицу времени. Применение темпоральных параметров наряду с кумулятивными параметрами весового содержания локационных импульсов в энергетических кластерах позволяет в процессе АЭ мониторинга изделия, повысить достоверность и точность оценки кинетики накопления повреждений и разрушения структурных связей материала изделия на всех масштабных уровнях и осуществлять

прогноз остаточной прочности изделия, сравнивая текущие значения критериальных параметров $\boldsymbol{W_i}$ и $\boldsymbol{\acute{W}_i}$ в энергетических кластерах ***H***, ***C***, ***B*** с пороговыми $[\boldsymbol{W_i}]$ и $[\boldsymbol{\acute{W}_i}]$, регистрируемыми при разрушении конструкционного материала. Пороговые значения параметров $[\boldsymbol{W_i}]$ и $[\boldsymbol{\acute{W}_i}]$ определяются при тестовых испытаниях образцов конструкционного материала в зависимости от длительности, скорости, вида и уровня прилагаемой нагрузки.

В качестве демонстрации комплексного использования кумулятивных и темпоральных параметров рассмотрены результаты АЭ мониторинга при усталостных испытаниях шести конструктивно подобных образцов (КПО) с размерами 560x120x6 мм из многослойного сложно структурированного композита, нагружаемых растягивающим усилием по отнулевому циклу с максимальной амплитудой P_a=0,85 P_B и частотой f=2 Гц. Результаты АЭ мониторинга при усталостных испытаниях КПО приведены на рис. 2.

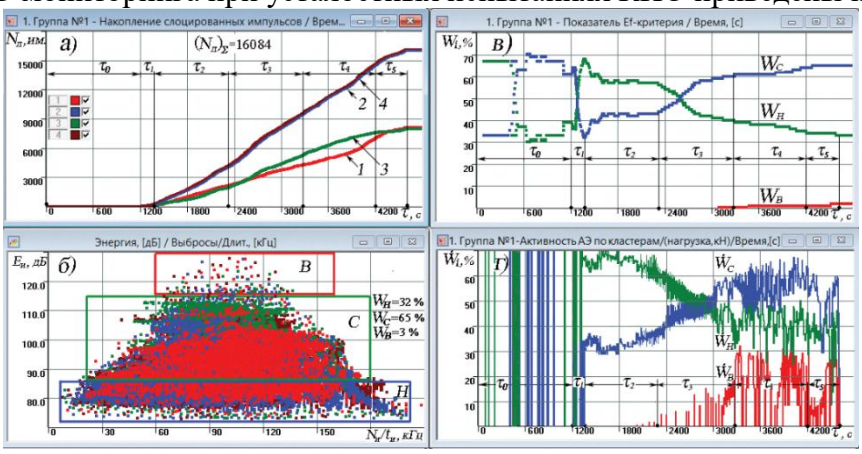


Рис. 2. Результаты АЭ мониторинга при усталостных испытаниях КПО от действия растягивающей нагрузки, прикладываемой с частотой цикла нагружения f=2 Гц и амплитудой P_a=0,85·P_B

На графике 2***а*** показано накопление локационных импульсов каналами АЭ системы при проведении усталостных испытаний КПО. График 2***б*** отображает распределение локационных импульсов в энергетических кластерах нижнего (***H***), среднего (***C***) и верхнего (***B***) уровня в поле параметров относительной энергии – усредненной частоты выбросов ($E_и$–$N_и/t_и$), зарегистрированное в момент потери образцом несущей способности. На графиках 2***в*** и 2***г*** показана динамика изменения кумулятивных и темпоральных параметров весового содержания локационных импульсов в энергетических кластерах в процессе АЭ мониторинга при усталостных испытаниях КПО.

Представленные графики накопления АЭ событий (***а***), изменения кумулятивных (***в***) и темпоральных (***г***) параметров весового содержания локационных импульсов в энергетических кластерах, регистрируемые в ходе АЭ мониторинга при усталостных испытаниях КПО на растяжение, могут быть разбиты на следующие характерные стадии:

- τ_0 – период нерегулярно регистрируемых АЭ событий (график 2***а***). В этот период кумулятивные и темпоральные параметры W_i и $\acute{W}_i$ имеют неустойчивую динамику накопления локационных импульсов в энергетических кластерах ***H*** и ***C*** (графики 2***в*** и 2***г***);
- τ_1 – период, когда нерегулярная регистрация АЭ событий сменяется на регулярную. В этот период параметры W_H и $\acute{W}_H$ достигали максимального уровня, составляющего порядка 70 %, и соответственно параметры W_C и $\acute{W}_C$ снижались до 30 % (график 2***в***);
- τ_2 – характеризуется устойчивым ростом накопления АЭ событий (график 2***а***). В течение периода τ_2 весовое содержание локационных импульсов в кластерах ***H*** и ***C*** стабилизируется и сохраняется примерно на одном уровне W_H=55-60 %, W_C=40-45 % (график 2***в***). Отмечается нерегулярная регистрация локационных импульсов, относящихся к кластеру ***B*** (график 2***г***);
- τ_3 – характеризуется заметным возрастанием накопления АЭ событий (график 2***а***), а также резким снижением весового содержания локационных импульсов в кластере

H и соответствующим ростом в кластерах ***C*** и ***B***. Причем значения темпоральных параметров начинают заметно отличаться от кумулятивных, особенно это проявляется в кластере ***B***, что связано с накоплением значительного массива локационных импульсов, величина которого в период τ_3 для каналов № 2 и № 4 изменялась в пределах $(\boldsymbol{N}_{\square})_л$=(5-10)·$10^3$ им. (график 2***а***), и относительно низким уровнем параметра $\acute{\boldsymbol{W}}_{\boldsymbol{B}}$ по сравнению с параметрами $\acute{\boldsymbol{W}}_{\boldsymbol{H}}$ и $\acute{\boldsymbol{W}}_{\boldsymbol{C}}$. Если в конце периода τ_3 уровень кумулятивных параметров составлял: W_H =40 %, W_C =60 %, W_B =1 %, то темпоральные значения заметно отличались от них: $\acute{\boldsymbol{W}}_{\boldsymbol{H}}$ =32 %, $\acute{\boldsymbol{W}}_{\boldsymbol{C}}$ =52 %, $\acute{\boldsymbol{W}}_{\boldsymbol{B}}$=16 % (графики 2***в*** и 2***г***);

■ τ_4 – характеризуется стабильным накоплением АЭ событий (график 2***а***), ростом темпоральных параметров в кластерах ***C*** и ***B***, достигающим $\acute{\boldsymbol{W}}_{\boldsymbol{C}}$ =67 % и $\acute{\boldsymbol{W}}_{\boldsymbol{B}}$=32 %, и соответствующим снижением параметра $\acute{\boldsymbol{W}}_{\boldsymbol{C}}$ до 26-30 % (график 2***г***). Несмотря на такие изменения темпоральных параметров, значительный массив локационных импульсов, накопленный в энергетических кластерах на стадиях τ_0 – τ_4 (для каналов № 2 и № 4 в период τ_4 их количество составляло $(\boldsymbol{N}_{\square})_л$=(10-14)·$10^3$ им.), приводит к потере чувствительности кумулятивных параметров. Поэтому на этой стадии АЭ мониторинга скорость их изменения заметно замедлилась (графики 2***в*** и 2***г***) и уровень параметров изменялся незначительно: W_H =34 %, W_C =64 %, W_B =2 %;

■ τ_5 – период инициации, характеризуемый замедлением накопления АЭ событий и резкими перепадами темпоральных параметров, когда их уровень в кластерах ***C*** и ***B*** резко падает, а затем при потере КПО несущей способности стремительно возрастает. При этом уровень кумулятивных параметров весового содержания локационных импульсов в энергетических кластерах сохранялся практически неизменным и в момент разрушения образца составлял: W_H =32 %, W_C =65 %, W_B =3 %.

Такая динамика изменения кумулятивных и темпоральных параметров весового содержания локационных импульсов в энергетических кластерах была характерна для всех испытанных на усталость образцов авиационной панели. В таблице 1 приведены накопленные в ходе АЭ мониторинга при усталостных испытаниях КПО суммарные значения АЭ событий $(N_{\square})_л$, пороговые значения кумулятивных $[W_i]$ и темпоральных $[\acute{W}_i]$ параметров весового содержания локационных импульсов в энергетических кластерах ***H***, ***C*** и ***B***, а также их статистические характеристики: среднее значение ($\boldsymbol{a_m}$), среднее квадратичное отклонение (***S***) и уровень разброса ($\boldsymbol{\eta}$) в интервале ±2·***S***.

Табл. 1. Результаты АЭ мониторинга при усталостных испытаниях КПО

№	$(N_{\square})_л$, ед.	$[W_H]$, %	$[W_C]$, %	$[W_B]$, %	$[\acute{W}_H]$, %	$[\acute{W}_C]$, %	$[\acute{W}_B]$, %
1	16084	32	65	3	30	48	22
2	29234	30	66	4	25	52	23
3	17278	31	65	4	24	50	26
4	20594	35	63	2	28	55	17
5	28282	33	64	3	34	56	20
6	19867	30	67	3	29	53	18
$\bar{a}=\Sigma a_i/n$	21889,8	31,8	65	3,2	28,3	52,3	21
S	5573,53	1,94	1,47	0,75	3,61	3,01	3,33
η=2S/$\bar{a}$, %	50,96	12,19	4,95	47,54	25,52	11,51	31,86

Исходя из проведенного анализа изменения кумулятивных и темпоральных параметров весового содержания локационных импульсов в энергетических кластерах на стадиях τ_0 – τ_5 АЭ мониторинга КПО при усталостных испытаниях и результатов статистической обработки пороговых значений параметров $[W_i]$ и $[\acute{W}_i]$, можно сделать следующие выводы.

1. Наибольшее расхождение сопоставляемых средних выборочных значений кумулятивных и темпоральных параметров содержания локационных импульсов в

энергетических кластерах и уровней их разброса в интервале ±2·$\boldsymbol{S}$ было характерно для кластера $\boldsymbol{B}$: соотношение $[\acute{W}_B]/[W_B]$=7, а уровень их разброса отличался на $\Delta\boldsymbol{\eta}$=16 %. Величина кумулятивного параметра W_B при проведении АЭ мониторинга в ходе усталостных испытаний рассматриваемой партии КПО изменялась в пределах 0÷4 %, т.е. обладала низкой информативностью по сравнению с параметрами W_H и W_C и имела достаточно высокий уровень разброса, составляющий порядка $\boldsymbol{\eta}_{\square W_B]}$ = 48 %, относительно $\boldsymbol{\eta}_{\square W_H]}$=12 % и $\boldsymbol{\eta}_{\square W_C]}$=5 %. На заключительных стадиях усталостных испытаний τ_4 и τ_5 темпоральный параметр $\acute{W}_B$ имел значительно большую информативность. В эти периоды его уровень изменялся в пределах $\acute{W}_B$=10-32 % (график 2*г*), что сопоставимо с уровнем параметра $\acute{W}_H$=10-50 %, также, как и уровень разброса: $\boldsymbol{\eta}_{\square \acute{W}_B]}$ = 32 %, $\boldsymbol{\eta}_{\square \acute{W}_H]}$ = 26 %.

2. На заключительных стадиях АЭ мониторинга τ_4 и τ_5 при усталостных испытаниях изделий в энергетических кластерах происходило интенсивное накопление больших массивов локационных импульсов, вследствие чего кумулятивные параметры W_i начинают слабо реагировать на изменение характеристик $\boldsymbol{\acute{N}_i}$. Если в период τ_0-τ_2 каналы № 2 и № 4 зарегистрировали примерно $(\boldsymbol{N}_л)_{\tau_0\text{-}\tau_2}$=4000 локационных импульсов, то в период τ_0-τ_3 их количество возросло до $(\boldsymbol{N}_л)_{\tau_0\text{-}\tau_3}$=10000 им., а в период τ_0-τ_4 сумма локационных импульсов достигла уже $(\boldsymbol{N}_л)_{\tau_0\text{-}\tau_4}$=15000 им. Поэтому в периоды τ_4 и τ_5 АЭ мониторинга наиболее информативными становятся темпоральные параметры $\acute{W}_i$, по динамике изменения которых возможно более точно прогнозировать остаточную прочности изделий путем сравнения текущих значений с пороговыми $[\acute{W}_i]$, регистрируемыми в момент разрушения материала.

3. Комплексное использование кумулятивных и темпоральных параметров регистрации локационных импульсов при АЭ мониторинге диагностируемых изделий позволит повысить точность и достоверность прогноза остаточной прочности, давая возможность проводить такую оценку на любом этапе испытания (эксплуатации) изделия без информации о предистории и условиях нагружения конструкции.

Работа поддержана РНФ, проект № 18-19-00351

Литература

1. В.И. Иванов, В.А. Барат. Акустико-эмиссионная диагностика / М.: «Спектр». 2017. 368 с.
2. Фундаментальные и прикладные проблемы комплексной диагностики. Многотомная серия «Безопасность России». М.: МГОФ «Знание». 2017. – 902 с.
3. Проблемы прочности, техногенной безопасности и конструкционного материаловедения / Под ред. Н.А. Махутова, Ю.Г. Матвиенко, А.Н. Романова. М.: ЛЕНАНД. 2018. – 720 с.
4. 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 РАН, № 2017109571, заяв. 22.03.2017, опубл. 29.03.2018, Бюл. № 10.
5. Матвиенко Ю.Г., Васильев И.Е., Чернов Д.В. Диагностика разрушений и повреждений акустико-эмиссионным методом // Приводы и компоненты машин. – 2018. № 5. С. 13-18.
6. Матвиенко Ю.Г., Васильев И.Е., Чернов Д.В., Панков В.А. Акустико-эмиссионный мониторинг процесса повреждения опорной стойки в условиях циклического нагружения // Дефектоскопия. 2019. № 8. С. 24-33.
7. Васильев И.Е., Матвиенко Ю.Г., Чернов Д.В., Елизаров С.В. Мониторинг накопления повреждений в кессоне стабилизатора планера МС-21 с применением акустической эмиссии // Проблемы машиностроения и автоматизации. – 2020. № 2. С. 118-141.

УДК 620.179.16:620.179.143

ДИНАМИКА ИЗМЕНЕНИЯ КРИТЕРИАЛЬНЫХ ПАРАМЕТРОВ ВЕСОВОГО СОДЕРЖАНИЯ ЛОКАЦИОННЫХ ИМПУЛЬСОВ ПРИ ИСПЫТАНИЯХ КОМПОЗИТНЫХ ОБРАЗЦОВ НА РАЗРЫВ[1]

DYNAMICS OF CHANGE OF CRITERIAL PARAMETERS OF LOCATIONAL SIGNALS WEIGHT CONTENT DURING THE COMPOSITES BURST TESTS

Матвиенко Ю.Г. – д.т.н., проф., зав. отделом, **Васильев И.Е.** – к.т.н., с.н.с.,
Чернов Д.В. – к.т.н., н.с.
Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия
vie01@rambler.ru

Abstract. Research results on the destruction of a set of 20 samples from polymeric composite materials (PCM) during the burst tests with increasing tensile load P_i from 5 to 100% relative to the limit P_B are discussed. Statistical processing results showed that the most informative criterial parameters describing the kinetics of damage accumulation and the composite material structure destruction on micro and mesoscale level can be parameters of locational signals weight content in the low (W_L) and middle (W_M) energy clusters registered during acoustic emission (AE) monitoring. At the load level $Pi=(0,05\text{-}0,6)\cdot P_B$ the most informative parameter is W_L, at the load level $Pi=(0,65\text{-}1,0)\cdot P_B$ – parameter W_M.

Keywords: testing of samples, composites, acoustic emission, locational signals, energy clusters, weight content.

Аннотация. Рассмотрены результаты исследования разрушения партии из 20 образцов полимерного композитного материала (ПКМ) при испытаниях на разрыв при повышении растягивающей нагрузки P_i от 5 до 100 % относительно предельного уровня P_B. Результаты статистической обработки показали, что наиболее информативными критериальными параметрами, характеризующими кинетику накопления повреждений и разрушения структуры композитного материала на микро и мезомасштабном уровне, могут быть параметры весового содержания локационных импульсов в нижнем (W_H) и среднем (W_C) энергетических кластерах, регистрируемых в процессе акустико-эмиссионного (АЭ) мониторинга. Причем при уровне нагрузок P_i=(0,05-0,6)$\cdot P_B$ наиболее информативным является параметр W_H, а при P_i=(0,65-1,0)$\cdot P_B$ параметр W_C.

Ключевые слова: испытания образцов, композиты, акустическая эмиссия, локационные импульсы, энергетические кластеры, весовое содержание.

Предложена структурно-феноменологическая концепция, позволяющая установить перекрестные связи между происходящими разрушениями структуры конструкционного материала на микро, мезо и макромасштабном уровне, и регистрируемыми при этом импульсами АЭ, их параметрами, формой и спектром [1-3]. Концепция позволяет установить соответствие между импульсами АЭ событий регистрируемыми в нижнем (***H***), среднем (***C***) и верхнем (***B***) энергетических кластерах и разрушениями структурных связей конструкционного материала, происходящими на микро, мезо и макромасштабном уровне в процессе нагружения изделия. Импульсы АЭ событий группируются в кластеры по их энергетическому уровню, что дает возможность по динамике изменения активности регистрации и весового содержания локационных импульсов в соответствующих кластерах контролировать кинетику разрушения структурных связей на всех масштабных уровнях. На экране монитора системы сбора и обработки регистрируемых в ходе АЭ диагностики ежесекундно отображается графический образ изменения критериальных параметров, отражающих активность накопления повреждений и изменение весового

[1] Работа выполнена при поддержке РНФ, проект № 18-19-00351

содержания – разрушения структурных связей материала на микро, мезо и макромасштабном уровне.

Разработан универсальный алгоритм и ПО разделения регистрируемых импульсов АЭ событий в поле параметров относительной энергии и усредненной частоты выбросов (E_u–N_u/t_u), позволяющий отображать кинетику накопления повреждений и разрушения структурных связей в изделиях из ПКМ на микро, мезо и макромасштабном уровне в режиме реального времени. Визуализация динамики изменения активности регистрации и весового содержания локационных импульсов в энергетических кластерах в ходе АЭ мониторинга дает возможность по текущим значениям критериальных параметров прогнозировать остаточную прочность изделий, сравнивая их с пороговыми величинами $[\boldsymbol{W_i}]$, $[\boldsymbol{\acute{N}_i}]$, регистрируемыми при разрушении конструкционного материала.

Разработанная методика, алгоритм и ПО были эффективно использованы для мониторинга кинетики разрушения структурны конструкционных материалов на всех масштабных уровнях в ходе различных испытаний образцов и изделий, в том числе и на разрыв [1-5]. Идентификация источников АЭ событий на стадиях нагружения образцов, выполнялась посредством видеосъемки микроструктуры материала, синхронизированной с АЭ мониторингом, что дало возможность осуществить временное стробирование развивающихся процессов разрушения, регистрируемых непосредственно в процессе деформирования пакета ПКМ [4]. Сопоставление графиков критериальных параметров $\boldsymbol{\acute{N}_i}$ и W_i при изменении тренда накопления повреждений в точках структурной бифуркации с синхронно регистрируемыми кадрами видеосъемки позволило детально проследить эволюцию разрушения структурных связей и точно идентифицировать природу основных источников АЭ. Выявить основные типы генерируемых на стадиях нагружения образцов локационных импульсов, их энергетические и темпоральные параметры, формы и спектры.

Ниже приведены данные изменения параметров W_i в энергетических кластерах ***H***, ***C***, ***B*** при испытании на разрыв 20 многослойных образцов из ПКМ с габаритными размерами 300x25x6 мм в ходе повышения нагрузки и деформации от 5 до 100 % относительно предельных значений P_B, при которых образцы теряли несущую способность. Образцы отличались конфигурацией и укладкой слоев. Испытания на разрыв проводились на различных нагружающих установках, при различных режимах нагружения: скорости деформирования, длительности и уровне предельной нагрузки, при которой происходило разрушение образцов. Полученные результаты объединяет то, что АЭ диагностика при испытаниях образцов проводился с использованием преобразователей *R15-α* и системы *A-line 32D* при следующих параметрах настройки: пороге дискриминации сигналов u_{th}=42 дБ, полосе пропускания цифровых фильтров Δf_p=30-500 кГц и границах энергетических кластеров: $E_и$=60-85 дБ, $N_и/t_и$=10-240 кГц – кластер ***H***; $E_и$=85-115 дБ, $N_и/t_и$=40-240 кГц – кластер ***C***; $E_и$=115-145 дБ, $N_и/t_и$=60-180 кГц – кластер ***B***.

Для испытанной партии образцов на рис. 1 точками показаны значения весового содержания локационных импульсов в энергетических кластерах ***H***, ***C***, ***B*** при повышении уровня нагрузки от 5 до 100 % относительно предельных значений P_B, при которых происходило разрушение ПКМ, а пунктирными линиями изменение средних выборочных значений параметров W_H, W_C, W_B.

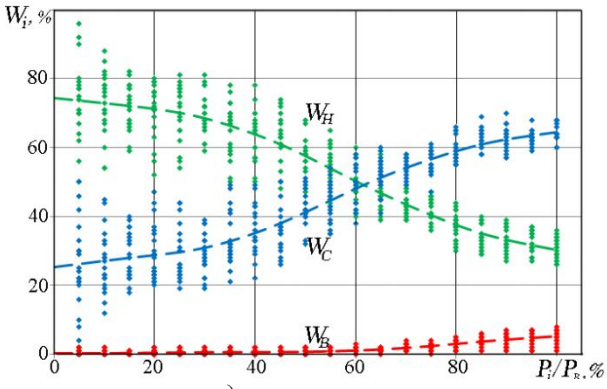


*Рис. 1. Изменение параметров весового содержания локационных импульсов (W_i) в энергетических кластерах (**H**, **C**, **B**) при повышении растягивающей нагрузки P_i от 5 до 100 % относительно предельного уровня P_B*

Величины разброса (η) весового содержания (W_i) локационных импульсов в энергетических кластерах ***H*** и ***C***, подсчитанные в интервале 2S с доверительной вероятностью α=95 % при изменении уровня нагрузки P_i от 5 до 100 % по отношению к предельным значениям P_B, приведены рис. 2.

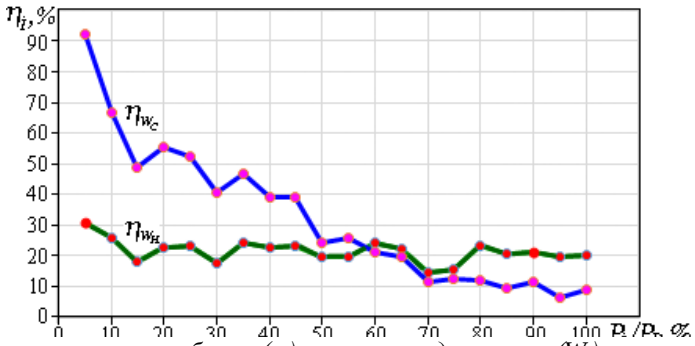


*Рис. 2. Зависимость величины разброса (η_i) весового содержания (W_i) локационных импульсов относительно средних выборочных значений, подсчитанная в интервале ±2S с доверительной вероятностью α=95 % в энергетических кластерах **H** и **C**, при изменении уровня нагрузки P_i от 5 до 100 % относительно предельного P_B*

Анализ графиков, приведенных на рис. 1 и рис. 2, позволяет сделать следующие выводы.

1. Повышение уровня соотношения P_i/P_B в интервале 0,05-1,0 сопровождается постепенным снижением среднего выборочного значения параметра $(\overline{W}_H)_i$ от 74 до 31 % и соответствующим ростом средних выборочных значений параметров $(\overline{W}_C)_i$ от 26 до 64 % и $(\overline{W}_B)_i$ от 0 до 5 % в момент потери несущей способности.

2. При повышении уровня P_i/P_B в интервале 0,05-0,6 величина разброса параметра $(W_C)_i$ в интервале 2S относительно средних выборочных значений $(\overline{W}_C)_i$ снижается с 92 до 21 %. При этом изменение величины разброса параметра $(W_H)_i$, вычисленная в том же доверительном интервале, колеблется в пределах от 31 до 18 % относительно $(\overline{W}_H)_i$.

3. Повышение уровня соотношения P_i/P_B в интервале 0,65-1,0 сопровождается снижением величины разброса параметра $(W_C)_i$ от 21 до 8 %. При этом изменение величины разброса параметра $(W_H)_i$ колеблется в пределах $(\eta_{WH})_i$ =15-22 % относительно $(\overline{W}_H)_i$.

4. Величина разброса параметра $(W_B)_i$ при повышении соотношения P_i/P_B в интервале 0,05÷1,0 постепенно снижалась. Однако, уровень разброса был весьма высок и изменялся от $(\eta_{WB})_{0,05}$=383 % до $(\eta_{WB})_{1,0}$=88 % при потере образцами несущей способности.

На основании выводов 1, …, 4 можно сделать следующее заключение.

На начальном этапе нагружения при уровне нагрузки P_i=(0,05÷0,6)·P_B наиболее информативным параметром, имеющим наименьший уровень разброса, изменяющимся от

$(\eta_{WH})_{0,05}$=31 % до $(\eta_{WH})_{0,6}$=21 %, является весовое содержание локационных импульсов в кластере ***H***, среднее выборочное значение которого снижалось от $(\overline{W}_H)_{0,05}$=74 % до $(\overline{W}_H)_{0,6}$=49 % в указанном интервале значений P_i/P_B.

На заключительном этапе нагружения при уровне нагрузки P_i=(0,65÷1,0)·P_B наиболее информативным параметром, имеющим наименьший уровень разброса, изменяющимся от $(\eta_{WC})_{0,65}$=21 % до $(\eta_{WC})_{1,0}$=8 %, является весовое содержание локационных импульсов в кластере ***C***, среднее выборочное значение которого возрастало от $(\overline{W}_C)_{0,65}$=52 % до $(\overline{W}_C)_{1,0}$=64 % при изменении P_i/P_B =0,65-1,0.

Таким образом, наиболее информативными критериальными параметрами, характеризующими степень накопления повреждений и разрушения структуры композитного материала на микро и мезомасштабном уровне, могут быть параметры весового содержания локационных импульсов в нижнем и среднем энергетических кластерах, регистрируемых в процессе АЭ мониторинга в поле параметров $E_и$–$N_и/t_и$. Полученные результаты подтверждаются многочисленными экспериментальными исследованиями, проведенными при испытаниях различных образцов и изделий из композитных материалов, алюминиевых сплавов и сталей на растяжение и изгиб [1-5].

В заключении можно отметить следующее: при испытаниях на разрыв образцы теряли несущую способность, когда весовое содержание импульсов АЭ событий, относящихся к кластеру ***C*** превышало 60 % и повышалось в среднем до $(\overline{W}_C)_{1,0}$=64 %, т.е. объем накопленных повреждений на мезомасштабном уровне в зоне разрушения образцов достигал соответствующих значений.

Работа выполнена при поддержке РНФ, проект № 18-19-00351

Литература

1. Фундаментальные и прикладные проблемы комплексной диагностики. Многотомная серия «Безопасность России». М.: МГОФ «Знание». 2017. – 902 с.
2. Проблемы прочности, техногенной безопасности и конструкционного материаловедения / Под ред. Н.А. Махутова, Ю.Г. Матвиенко, А.Н. Романова. М.: ЛЕНАНД. 2018. – 720 с.
3. Матвиенко Ю.Г., Васильев И.Е., Чернов Д.В., Елизаров С.В. Критериальные параметры для оценки степени деградации композитных материалов при акустико-эмиссионном мониторинге изделий // Дефектоскопия. – 2018. № 12. С. 3—11.
4. Матвиенко Ю.Г., Васильев И.Е., Чернов Д.В. Исследование кинетики разрушения структурных связей однонаправленного ламината с применением акустикой эмиссии и видеорегистрации // Заводская лаборатория. – 2019. № 11. С. 45-61.
5. Васильев И.Е., Матвиенко Ю.Г., Чернов Д.В., Елизаров С.В. Мониторинг накопления повреждений в кессоне стабилизатора планера МС-21 с применением акустической эмиссии // Проблемы машиностроения и автоматизации. – 2020. № 2. С. 118-141.

УДК 629.113.001

РАЗВИТИЕ МОДЕЛЕЙ ОПТИМИЗАЦИИ РИСКОВ СЛОЖНЫХ ТРАНСПОРТНЫХ СИСТЕМ

THE DEVELOPMENT OF MODELS OF RISK ASSESSMENT COMPLEX TRANSPORT SYSTEMS

Махутов Н.А.[1] **–** гл. н.с, чл.-корр РАН, **Панов А.Н.**[2] – к.т.н., главный эксперт,
Юдина О.Н.[1] – н.с.
[1]ФГБУН Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия
[2]ООО "ЮРС-Русь", Санкт-Петербург, Россия
kei51@mail.ru

Abstract. The article deals with the actual problem of risk optimization for complex transport systems. Optimization models for risk aspects are proposed and developed: "probability-damage"; "quality-price"; "variation-damage"; acceptability of the measurement system; degradation monitoring.
Key words: risks, damage, probability, optimization, systems, degradation

Аннотация. В статье рассматривается актуальная проблема оптимизации рисков для сложных транспортных систем. Предложены и развиты модели оптимизации для аспектов рисков: «вероятность-ущерб»; «качество-цена»; «вариация-ущерб»; приемлемость измерительной системы; мониторинг деградации.
Ключевые слова: риски, ущерб, вероятность, оптимизация, системы, деградация

Актуальной задачей современности является повышение результативности и эффективности создания и функционирования во времени τ сложных социотехнических и природно-технических систем. Это в полной мере относится к сложным транспортным колесным машинам оборонного и гражданского назначения, работающим в экстремальных условиях (рис. 1). Решение этой задачи возможно путем анализа и оптимизации управления рисками – воздействиями неопределенности [1, 2]. Более подробное изучение рисков во взаимосвязи «вероятность возникновения опасного события $P(\tau)$ – ущерб $U(\tau)$ этого события», «вариация- ущерб» с оптимизацией продукции/процесса по критериям «цена – качество» [3] позволило разработать соответствующую фундаментальную модель (рис. 2).

Рис.1. Мобильные машины и элементы, определяющие их безопасность

Параметры P(τ) определяются опасными технологическими и эксплуатационными воздействиями, а величины U(τ) зависят от ответственности и стоимости машин, а также от степени повреждения воздействиями.

Следует отметить, что анализ и управление рисками – «вероятность- ущерб» стартует от точечной однокритериальной оценки и поэтапно развивается до реализации стратегии приоритизации в виде гиперболической зависимости. Для удобства применения на практике нелинейную функцию обратной аппроксимацией преобразуют в ступенчатую бальную шкалу (рис. 2). Предложенная модель позволяет гармонизировать критерии для достижения соответствия установленным требованиям для сложных технических систем, в том числе транспортных, на основе риск-ориентированного похода. Указанное позволяет оптимизировать затраты при создании типа технического объекта,

его тиражирования и эксплуатации на основе расставления приоритетов для типа технической системы, ставить цели в области управления вариацией соответствия при тиражировании в зависимости от приоритетов на основе идентификации функции оптимального соотношения «качество- цена» (рис. 2).

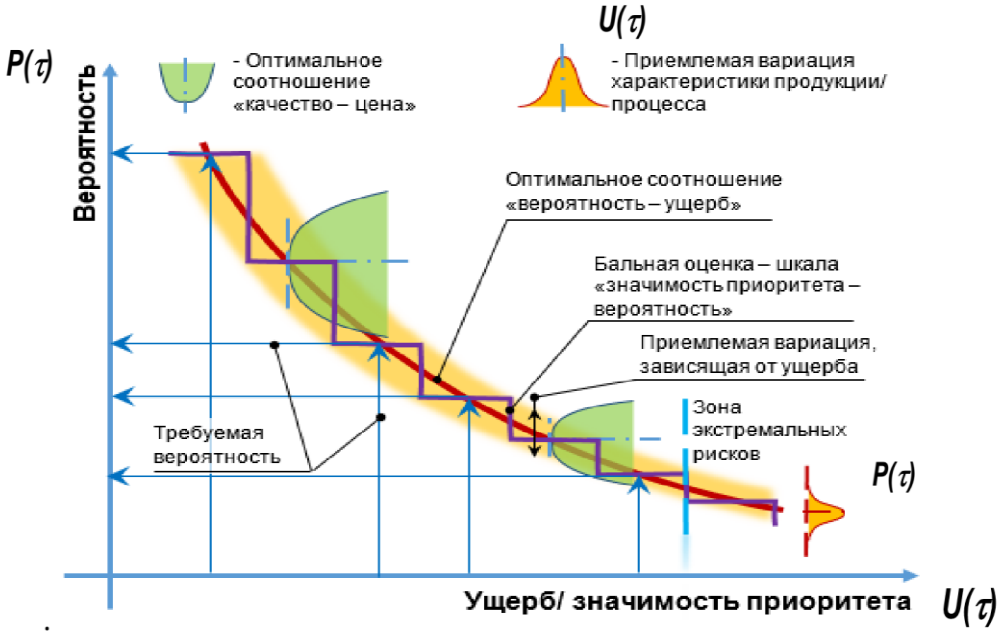


Рис.2. Фундаментальная пятикомпонентная модель оптимизации зависимостей «вероятность-ущерб» - «качество-цена» - «вариация-ущерб»

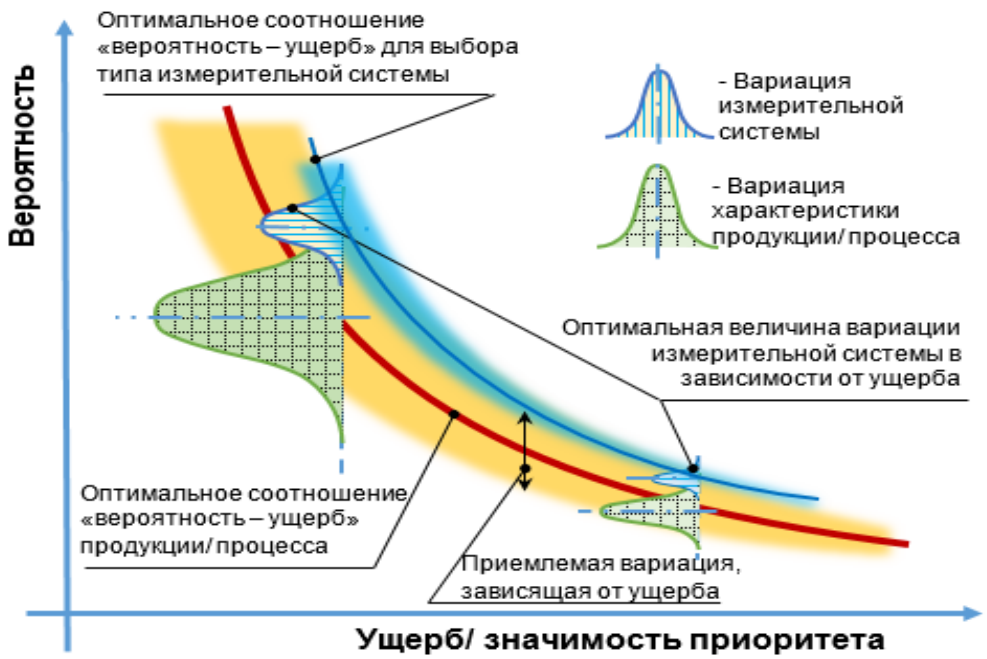


Рис.3. Фундаментальная модель оптимизации выбора типа измерительной системы и ее вариации в зависимости от ущерба

Для адекватной взаимосвязанной точности оценки рисков в зависимости от приоритетов предложены фундаментальные модели выбора измерительных систем используемых как для создания типа технического объекта, так и для его тиражирования, таким образом в зависимости от потенциального ущерба предложены критерии для оптимизации затрат при: выборе типов измерительных систем; допуске по приемлемости вариации массивов измерительных систем для выбранного типа (рис. 3).

Для снижения затрат на создание технических объектов путем применения средств V технологического уклада развита модель оптимизации рисков путем введения и применения в социотехнической системе подсистемы диагностики/мониторинга деградации (рис. 4).

Указанное позволяет снижать излишние коэффициенты запаса и вероятности отказов не в ущерб потребителю. При возникновении данных о приближении процесса деградации технической системы к критическому значению – чрезмерному риску, техническая система предотвращает возникновение этого события и позволяет перейти в зону приемлемого риска (рис. 4). Таким образом возможно снижение материалоемкости технического объекта, эксплуатационных расходов при приемлемых рисках отказа его функционирования [3, 4]. При этом следует отметить, что риски измерительных систем для идентификации процессов деградации в зависимости от рисков обслуживаемых ими технических систем также учтена, так и при выборе приемлемости типа, так и при оценке приемлемости вариации измерительных систем (рис. 4).

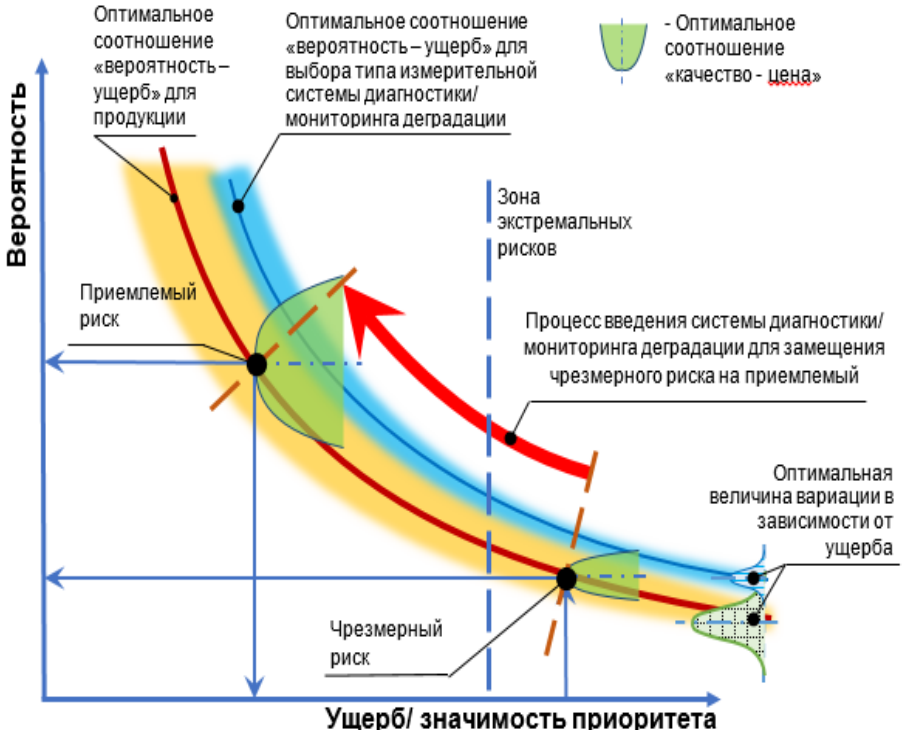


Рис.4. Модель оптимизации рисков введением системы диагностики/ мониторинга деградации

Для масштабирования экономического эффекта на основе широкого применения риск-ориентированного мышления [1-4] при создании техники и технологий путем оптимизации затрат для снижения себестоимости продукции и процессов до конкурентоспособных величин с одновременным выполнением требований потребителей и законодательных ограничений предложенные модели поэтапно применялись при разработке технических нормативных правовых актов государственных и межгосударственных стандартов.

Для законодательного, системного применения в организациях проектирующих и производящих сложные технические системы предложенные модели использованы при разработке стандартов на системы управления проектированием и производством: мобильных машин различных типов (дорожная, карьерная, автотракторная и пр. техника) [5] и специальной техники двойного назначения [6].

Создано методическое обеспечение анализа, управления и оптимизации рисков, в том числе на основе разработанных риск-ориентированных моделей, для широкого применения на практике при создании технических систем адекватных анализов рисков [7], статистических методов [8], процессов измерений [9], верификации и валидации в

цепи поставок от первичных поставщиков материалов до поставщиков процессов обслуживания в эксплуатации и утилизации технических изделий [10].

Для реализации оптимальных требований при проектировании и изготовлении компонентов транспортных систем в первую очередь обеспечивающих их активную и пассивную безопасность с использованием предложенных моделей разработаны межгосударственные стандарты, которые в том числе использованы при разработке технических регламентов ЕАЭС (ТР ТС 018 ЕАЭС), для рулевого управления, тормозов, подвески и несущих конструкций транспортных средств [11-14].

Литература

1. Махутов Н.А.. и др. Безопасность России. Правовые, социально-экономические и научно-технические аспекты. Научные основы техногенной безопасности / под общ. ред. Н. А. Махутова. – М.: МГОФ «Знание», 2015, – 936 с. : ил.

2. Махутов Н.А. и др. Безопасность России. Правовые, социально-экономические и научно-технические аспекты. Техногенная, технологическая и техносферная безопасность / под общ. ред. Н. А. Махутова. – М.: МГОФ «Знание», 2018, – 1016 с. : ил.

3. Проектирование транспортных средств: нагруженность, повреждение, ресурс: Монография / М. И. Горбацевич, А. Н. Панов, С. М. Минюкович : под общ. ред. А. Н. Панова. – Минск.: «Технопринт», 2005 г. – 264 с. : ил.

4. Алексеев В.В., Гавриленко С.И., Панов А.Н. Столяров В.Е. Математические модели и методики обеспечения приемлемых рисков информационно-измерительных и управляющих систем транзитных газопроводов. СПб. : Изд-во СПбГЭТУ «ЛЭТИ», 2016. 160 с.

5. СТБ 16949-2018 Системы менеджмента качества. Особые требования по применению СТБ ISO 9001-2015 для организаций, участвующих в цепях поставок автотракторного, сельскохозяйственного, погрузочно-транспортного, карьерного и специального машиностроения.

6.СТБ В 15.004-2009 Система разработки и постановки на производство оборонной продукции. Военная техника. Системы менеджмента качества. Требования Введ. 01.01.2011. – Минск: Госстандарт

7. СТБ 1506-2015 Системы менеджмента. Менеджмент риска. Метод анализа видов и последствий потенциальных отказов

8. СТБ 1505-2015 Системы менеджмента. Менеджмент процессов. Методы статистического управления процессами

9. СТБ 2450-2016 Системы менеджмента. Менеджмент измерений. Анализ измерительных систем

10.СТБ 2484-2016 Системы менеджмента. Менеджмент верификации и валидации в цепи поставок

11.ГОСТ 30729-2001 Пальцы шаровые, опоры (шарниры) шаровые, наконечники подвески и рулевого привода транспортных средств. Общие технические требования, правила приемки и методы испытаний

12.ГОСТ 30731-2001 Цилиндры, трубки и рукава гидропривода тормозов и сцепления транспортных средств. Общие технические требования, правила приемки и методы испытаний.

13.ГОСТ 31341-2007 Колодки, диски, барабаны тормозные транспортных средств. Общие технические требования, правила приемки и методы испытаний

14.ГОСТ 30551-98. Багажники для установки на крышу кузова (кабины) транспортного средства и прицепного состава. Технические требования, правила приемки и методы испытаний

УДК 669.717:669.718:621.9.048

МЕХАНИЗИРОВАННОЕ ЭЛЕКТРОИСКРОВОЕ МОДИФИЦИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ ОБРАЗЦОВ ЭП741НП, ПОЛУЧЕННЫХ СЕЛЕКТИВНЫМ ЛАЗЕРНЫМ СПЛАВЛЕНИЕМ [1]

MOTORIZED ELECTROSPARK MODIFICATION OF THE SURFACE OF EP741NP SAMPLES OBTAINED BY SELECTIVE LASER MELTING

Муканов С.К.[1] – аспирант, мл. науч. сотр., **Кудряшов А.Е.**[1] – канд. техн. наук, вед. науч. сотр., **Петржик М.И.**[1] – докт. техн. наук, вед. науч. сотр., **Купцов К.А.**[1] – к.т.н., науч. сотр., **Пеняшки Т.**[2] – PhD, доцент

[1]Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва, Россия

[2]Институт почвознания, агротехнологий и защиты растений им. Н. Пушкарова, БАСХН, София, Болгария

sam-mukanov@mail.ru

Abstract. It is shown that motorized electrospark treatment with low-melting Al-Si electrodes of EP741NP nickel samples obtained by Selective Laser Melting leads to an improvement in the surface quality, lowering the surface roughness and improving the tribological and mechanical properties.

Keywords: selective laser melting, electrospark treatment, low-melting electrode, surface roughness, surface hardening.

Аннотация. Показано, что механизированная электроискровая обработка легкоплавкими электродами Al-Si никелевых образцов марки ЭП741НП, полученных селективным лазерным сплавлением, приводит к улучшению качества поверхности, понижая шероховатость поверхности и улучшая трибологические и механические свойства.

Ключевые слова: селективное лазерное сплавление, электроискровая обработка, легкоплавкий электрод, шероховатость поверхности, поверхностное упрочнение.

Введение

Для получения изделий со сложной формой перспективна технология селективного лазерного сплавления (СЛС; SLM (Selective Laser Melting)) [1]. К преимуществам данной технологии относятся возможность создания изделий с заданной геометрией и плотности из металлических сплавов, что позволяет, как оптимизировать конструкцию, так и снизить вес производимых деталей. Изделие изготавливается за один прием вместо многочисленных технологических операций, в связи с чем, отпадает необходимость иметь парк оборудования. Однако СЛС изделиям свойственны приповерхностные структурные дефекты, среди которых наиболее опасны трещины, поры, непроплавленные частицы. В результате этого повышается шероховать и снижаются эксплуатационные характеристики изделий. Устранение этих структурных дефектов возможно путем проведения электроискровой обработки (ЭИО) [2]. В работе [2] для снижения шероховатости поверхности и приповерхностной пористости на деталях, изготовленных по аддитивной технологии из сплава Inconel 625, использовали ЭИО электродом на основе Al (сплав AA4043). Был образуется приповерхностный слой из интерметаллидов Ni_xAl_y (Ni_2Al_3, NiAl, $NiAl_3$ и Ni_3Al), стойкий к высокотемпературному окислению, с повышенной плотностью (от 62,9% до 99,2%) и твердостью (от 109 HV до 962 HV). В работе [3] опробован способ изготовления легкоплавких электродов Al-9Si и Al-12Si с использованием закалки расплава для измельчения структуры и гомогенизации химического

[1] Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 19-58-18022) в части улучшения качества поверхностей, полученных с помощью аддитивных технологий, а также при поддержке Минобрнауки России в рамках государственного задания (проект № 0718-2020-0034) в части микроскопии структурно-фазовых превращений. Авторы выражают благодарность к.т.н. Логинову П.А. за помощь в дифракционных исследованиях.

состава. Их применили для для упрочнения и выглаживания поверхности никелевого сплава марки ЭП741НП методом ЭИО на установках Alier-Metal 303 и «Элитрон-22А». Показано, что в процессе ЭИО на поверхности никелевого сплава образуются износостойкие фазы интерметаллидов (Ni_3Al, AlCo), которых не было в паре «электрод-подложка». В работе [4] показана эффективность применения легкоплавкого электрода Al-12Si. Электроискровая обработка стали 50 эвтектическим электродом Al-12Si при варьировании энергии импульсов 0,005…0,065 Дж привела к снижению шероховатости поверхности. Модифицированные электроискровые поверхности обладали мелкодисперсной структурой с интерметаллидными фазами, что привело к увеличению износостойкости.

Целью работы является изучение влияния фазообразования в поверхностных слоях никелевого СЛС сплава ЭП741НП при автоматизированной электроискровой обработке легкоплавкими электродами на трибологические свойства.

Материалы и методы

В качестве подложек использовали образцы никелевого сплава марки ЭП741НП (ГОСТ Р 52802 – 2007) с повышенной шероховатостью поверхности (Ra = 14,49 мкм), полученные методом СЛС. Электроискровую обработку электродами доэвтектического (Al-9Si) и заэвтектического состава (Al-14,6Si) осуществляли в атмосфере аргона на установке колпачного типа «УВН-2М», снабженной трехкоординатным позиционирующим модулем [5] и вращающемся держателем электрода-катода. Параметры частотно-энергетического режима составляли: частота импульсов 100 Гц, длительность 20 мкс, напряжение 50 В. Средняя энергия разряда была 0,15 Дж,а суммарная энергия за одну минуту обработки 0,9 кДж×мин. Микроструктуру образцов с модифицированными слоями исследовали на поперечных шлифах методом растровой электронной микроскопии (РЭМ) и энергодисперсионной спектроскопии (ЭДС) на электронном микроскопе S-3400N (Hitachi, Япония). Определение фазового состава проводили с помощью автоматизированного дифрактометра D2 PHASER (Bruker AXS, Германия), используя немонохроматизированное Cu K_α излучение (λk_α = 0,15418 нм) в диапазоне $2\theta = 20^\circ \ldots 120^\circ$. Топографию поверхности модифицированных слоев изучали на оптическом профилометре (Veeco Wyko, США). Трибологические испытания по схеме «стержень-пластина» при возвратно-поступательном движении со скоростью 5 см/с проводили на машине трения Tribometer (CSM Instruments, Швейцария). В качестве контртела использовали шарик диаметром 3 мм из стали марки 100Cr6 (ASTM 52100), прикладывали нагрузку 2 Н, длина дорожки составляла 4 мм. Диаметр пятна износа контртела определяли на оптическом микроскопе AXIOVERT (Zeiss, Германия). Исследование механических свойств проводили методом измерительного индентирования на нанотвердомере Nano-Hardness Tester (CSM Instruments, Швейцария).

Результаты и их обсуждение

Дифрактограмма исходного никелевого сплава ЭП741НП содержит четкие рефлексы твердого раствора на основе Ni со структурой типа Fm-3m (табл. 1, рис. 1). Видно, что электроискровые поверхности по фазовому составу отличаются от подложки. Основной фазой поверхностного слоя, сформированного при обоих режимах ЭИО, является интерметаллид никеля NiAl. Кроме того, наблюдаются пики низкой интенсивности легированного твердого раствора на основе Ni, отличающегося по параметру решетки от подложки, а также твердого раствора Co(W, Mo).

На поперечном шлифе образцов после ЭИО (рис. 2 а) видно, что толщина слоя, полученного при обработке электродом Al-14,6Si меньше (14 мкм), чем у слоя, образованного при обработке электродом Al-9Si (29,0 мкм), который имеет трещины по всей толщине. Анализируя локальные концентрации элементов (табл. 2), можно заметить, что в модифицированном слое после ЭИО электродом Al-9Si соотношение атомных концентраций Al к Ni равняется ~3, как у интерметаллида $NiAl_3$. Тогда как при обработке электродом Al-14,6Si эта концентрация соотносится 1:1, как у NiAl. Образование этого интерметаллида не приводит образованию грубозернистой структуры и хрупкому разрушению.

Табл. 1. Фазовый состав образцов после ЭИО

Электрод	Фаза	Стр. тип	Доля, масс %.	Параметр решетки, нм	
				Табличный	Экспериментальный
СЛС подложка	Ni (тв. р-р)	Fm-3m	100	3,5805	0,3588
Al-9Si	Ni_xAl_y	Pm-3m	71,8	0,2862	0,2855
	NiAl	Pm-3m	23,5	0,2885	0,2883
	Ni	Pm-3m	3,5	0,3599	0,3599
	Co(W, Mo)	Pm-3m	1,2	0,3005	0,3005
Al-14,6Si	NiAl	Pm-3m	65	0,2885	0,2886
	Ni_xAl_y	Pm-3m	32	0,2862	0,2871
	Ni	Pm-3m	2,2	0,3599	0,3609
	Co(W, Mo)	Pm-3m	0,8	0,3005	0,3014

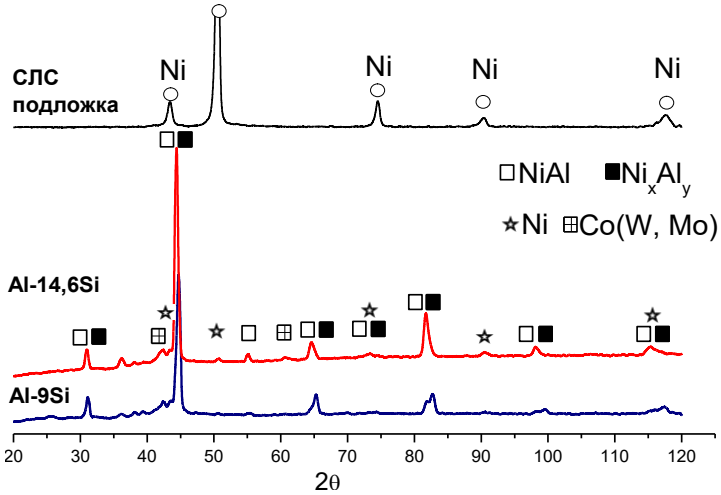
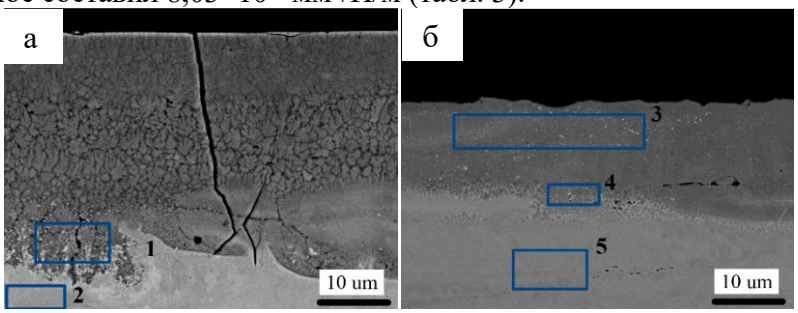


Рис. 1. Результаты РФА образцов после ЭИО

Таблица 2 – Состав областей ЭДС (рис 2 а, в)

	Содержание элементов ат. %								
	Al	Ni	Si	Co	Cr	Ti	Nb	Mo	W
Слой Al-9Si	57,5	20,9	9,0	6,4	3,5	0,8	0,4	0,8	0,7
1	45,0	27,2	7,7	8,0	6,8	1,5	1,0	1,6	1,2
2	10,0	55,4	-	15,8	10,7	2,4	1,4	2,3	1,9
Слой Al-14,6Si (3)	37,6	36,0	2,3	11,0	7,0	1,9	1,2	1,6	1,4
4	26,9	45,0	1,1	12,6	7,9	1,9	1,2	1,8	1,6
5	10,2	55,7	-	15,8	10,4	2,4	1,2	2,3	2,0

Шероховатость (Ra) электроискровых слоев, сформированных при обработке электродами Al-9Si и Al-14,6Si, ниже 6,31±0,92 мкм и 6,60±1,29 мкм, соответственно, чем исходная поверхность (подложка) 14,49±0,87 мкм. На экспериментальных кривых (рис. 2 в, табл. 3) можно увидеть, что в ходе трибоиспытания после ~ 480 циклов электроискровой слой, полученный с электродом Al-9Si полностью износился, далее происходит скольжение контртела по подложке. Вероятно, это связано с тем, что в электроискровом слое присутствует ГЦК фаза Cr_3Ni. Образец, обработанный электродом с большим содержанием кремния, показал лучшие результаты. Электроискровой слой практически не износился, а приведенный износ составил $8{,}03\times10^{-5}$ мм^3/Н/м (табл. 3).



в)

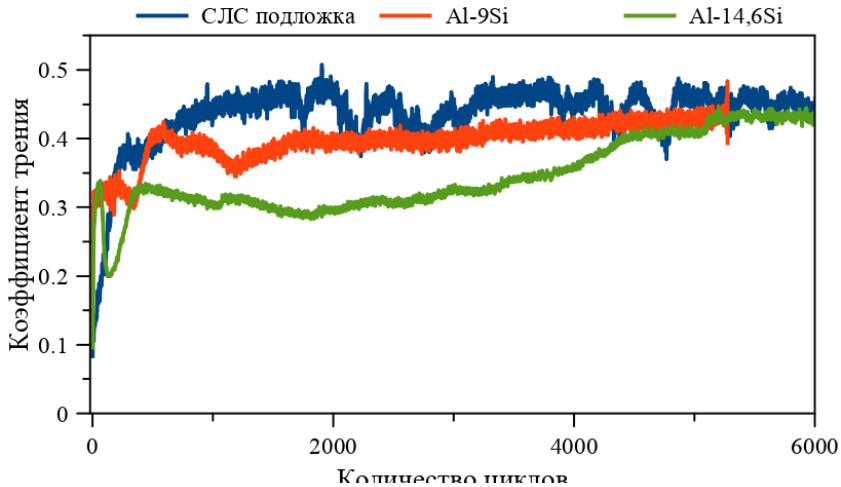


Рис. 2. Микроструктура электроискровых слоев (а) Al-9Si; (б) Al-14,6Si; (в) экспериментальные зависимости коэффициента трения от количества циклов

Табл. 3. Результаты трибологических испытаний

Образец	Приведенный износ, 10^{-5} мм^3/Н/м		Коэффициент трения		
	образца	контртела	Начальный	Максимальный	Средний
СЛС подложка	36,50	3,21	0,353	0,498	0,438
Al-9Si	14,85	налипание	0,350	0,464	0,400
Al-14,6Si	8,03	2,33	0,276	0,465	0,356

Результаты измерительного индентирования показали, что ЭИО электродами Al-9Si и Al-14,6Si повышает твердость поверхностного слоя от 6 ГПа (СЛС подложка) до 10 ГПа. Сравнивая результаты измерительного индентирования образцов после ЭИО обоими электродами, можно сказать, что твердость электроискрового слоя не меняется в зависимости от состава электродов. Модуль Юнга ниже после ЭИО Al-9Si - 183 ГПа, по сравнению с 207 ГПа после обработки Al-14,6Si и исходной подложкой 225 ГПа.

Заключение

Таким образом показано, что электроискровая обработка никелевых сплавов легкоплавкими электродами приводит к формированию поверхностного слоя, содержащего интерметаллидные фазы, снижению шероховатости поверхности в 2 раза, увеличению износостойкости в 5 раз и твердости поверхностного слоя от 6 до 10 ГПа. Образование эквиатомного интерметаллида NiAl не приводит образованию грубозернистой структуры и хрупкому разрушению.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 19-58-18022) в части улучшения качества поверхностей, полученных с помощью аддитивных технологий, а также при поддержке Минобрнауки России в рамках государственного задания (проект № 0718-2020-0034) в части микроскопии структурно-фазовых превращений. Авторы выражают благодарность к.т.н. Логинову П.А. за помощь в дифракционных исследованиях.

Литература

1. Kaplanskii Yu.Yu. et al. // Mat. Sci. and Eng. A: – V. 717. – 2018. – pp. 48-59.
2. Enrique P.D. et al. // Surf. Coat. Technol. – V. 362. - 2019. – pp. 141-149.
3. Муканов С.К. и др. // Цветные металлы. – № 8. – 2020. – с. 82-90.
4. Kostadinov G. D. et al. // International Scientific Publications. – V. 14. - 2020. – pp. 106-116.
5. Kuptsov K.A. et al. // Mater. Des. – V. 167. – 2019. – pp. 107645.

УДК 621.86/.87

СООТНОШЕНИЕ ПОРОГОВЫХ УРОВНЕЙ РАЗВИТИЯ УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН В НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ ПРИ ГАРМОНИЧЕСКОМ И ЭКСПЛУАТАЦИОННОМ НАГРУЖЕНИИ

RELATION OF THRESHOLD LEVELS FATIGUE CRACK DEVELOPMENT IN LOW-ALLOY STEEL UNDER HARMONIC AND OPERATIONAL LOADING

Лебединский С.Г. – к.т.н., доцент, с.н.с., **Москвитин Г.В.** – д.т.н., проф.,
Наумов О.В. – м.н.с.
Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия
SLebedinski@yandex.ru

Abstract. The results of experimental studies of the patterns fatigue crack development in samples made of 20GFL steel cut from the cargo car's over-spring beam are analyzed. The relatio of the threshold stress intensity coefficient *Kth*, determined from the kinetic diagram of fatigue failure, and the parameters of the threshold level and the operational loading process is estimated.
Keywords: operational survivability, low-alloy steel, experiment, parameters of the fatigue failure diagram.

Аннотация. Проведен анализ результатов экспериментальных исследований закономерностей развития усталостных трещин в образцах из стали 20ГФЛ, вырезанных из надрессорной балки грузового вагона. Оценивается соотношение величины порогового коэффициента интенсивности напряжений (КИН) K_{th}, определяемого по кинетической диаграмме усталостного разрушения (КДУР) и параметров порогового уровня, эксплуатационного процесса нагружения.
Ключевые слова: эксплуатационная живучесть, низколегированная сталь, эксперимент, параметры диаграммы усталостного разрушения.

Задача повышения точности оценки ресурса железнодорожных конструкций [1,2] особенно актуальна для литых деталей. Известно, что в процессе их изготовления неизбежно возникают дефекты литья, которые являются концентраторами напряжений, приводящими к развитию усталостных трещин. Так ресурс тележки грузового вагона в значительной степени определяется продолжительностью развития усталостных трещин до критических величин.

Как показывают проведённые исследования [3,4,5], основными факторами, влияющими на развитие трещин при низких, предпороговых уровнях нагружения, являются воздействие циклического гистерезиса напряжений и деформаций в вершине трещины, взаимодействие их с остаточными напряжениями. Вместе с этим при снижении скорости развития усталостных трещин значительно усиливается влияние на процесс разрушения воздействие окружающей среды. Это говорит о сложности прогнозирования процессов накопления повреждений при снижении эксплуатационных нагрузок, тем более при учёте их стохастического характера.

Как правило, расчёты развития усталостных трещин под действием эксплуатационного нагружения проводятся с использованием параметров кинетической диаграммы усталостного разрушения материала, которые получают экспериментально при гармоническом нагружении. И поскольку одним из наиболее важных параметров является пороговый уровень коэффициента интенсивности напряжения K_{th}, то важно установить в каком соотношении находится эта величина с соответствующими средними параметрами эксплуатационного процесса нагружения. Далее проведено сопоставление Kth, определенное по КДУР стали 20ГФЛ [6] и параметрами процесса изменения КИН, соответствующего условию остановки трещины на образце той же марки стали, при моделировании эксплуатационного процесса нагружения. При сопоставлении

анализируются результаты работы [7]. В этой работе представлен метод определения закономерности изменения скорости развития трещины при снижении уровня эксплуатационного нагружения. Он заключается в управлении снижением уровня нагружения в соответствии с уменьшением жёсткости (увеличением податливости) образца при росте трещины. Во время эксперимента воспроизводится записанный при заданном эксплуатационном блоке нагружения процесс раскрытия берегов трещины. С развитием трещины и снижением жёсткости образца уровень нагружения падает. Анализ закономерности изменения параметров моделируемого процесса нагружения с ростом трещины и соответствующее снижение его уровня показывает, что соотношение максимальных и минимальных значений циклов (экстремумов) в блоке нагружения остаётся постоянным. Снижение происходит среднего, общего уровня процесса нагружения. Это позволяет считать процесс нагружения с ростом трещины подобно изменяющимся, с коэффициентом подобия, соответствующим уровню снижения.

С использованием экстраполяции результатов таких тестовых испытаний разработан метод расчётно-экспериментального прогнозирования скорости развития усталостных трещин в исследуемых сталях при низком уровне эксплуатационного нагружения с сохранением постоянного соотношения между минимальными и максимальными значениями циклически изменяющейся нагрузки.

В эксперименте [7] получены зависимости снижения скорости развития усталостной трещины от числа повторяющихся блоков эксплуатационного нагружения и соответствующее снижение уровня нагрузки при фиксированном процессе раскрытия берегов трещины. Проведена по регрессионным зависимостям экстраполяция величины снижения нагрузки ΔP на уровень нулевого значения скорости (условие остановки трещины). Прогнозируемый на нулевой уровень скорости коэффициент подобия позволяет построить модель порогового процесса нагружения, выраженный в виде циклического изменения КИН. Полученный по результатам работы [7] такой процесс для компактного образца типа *C(T)* показан на рис.1. Определены следующие параметры полученного процесса. Среднее значение КИН процесса 1.978 МПа√м, в интервале изменения 0,2036 - 5,458 МПа√м, со стандартным отклонением 1,235. На рис.1 пунктиром показаны 95%-е доверительные границы КИН, при допущении логнормального распределения. Аналогичные расчёты проведены и для последовательности значений коэффициентов асимметрии R, определённых как отношение последовательных экстремумов КИН (рис.2),. Среднее значение R=0.364, в интервале изменения 0,047 – 0,96 со стандартным отклонением 0,215. Для сравнения с пороговым значением эксплуатационного процесса взяты экспериментальные результаты по развитию трещин при гармоническом нагружении в виде КДУР для той же марки стали из работы [6]. На рис.3 приведена диаграмма стали 20ГФЛ для коэффициента асимметрии R=0,5, как наиболее близкому значению к средней величине коэффициента асимметрии рассматриваемого эксплуатационного процесса нагружения R=0.364 (рис.2) . Для этого значения коэффициента асимметрии проведён расчёт для определения закономерности изменения скорости трещины на низком уровне.

Расчёт проведён с использованием параметров, определённых в [6] для $R \leq 0,5$. Это K_{th}=12,34 МПа√м при R=0 (отнулевом цикле) и α=0,846-0,37R. На графике КДУР (рис.3) расчётная зависимость при R=0,364 показана пунктирной линией и соответствует пороговому значению амплитуды КИН ΔK=8,949 МПа√м. Для эксплуатационного порогового процесса такой же расчёт пороговой амплитуды КИН, проведённый по среднему уровню максимальных значений 2,807 МПа√м и среднему значении R=0,364 определяет величину 2,13 МПа√м На рисунке 4 представлена укрупнённая нижняя часть рисунка 3. Видно, что пороговое значение амплитуды КИН, определённое экстраполяцией КДУР, существенно больше найденных по средним значениям эксплуатационного порогового процесса (эта величина показана стрелкой). Даже для самого максимального рисунка 3. Видно, что пороговое значение амплитуды КИН, определённое экстраполяцией

КДУР существенно больше, найденных по средним значениям эксплуатационного порогового процесса (эта величина показана стрелкой).

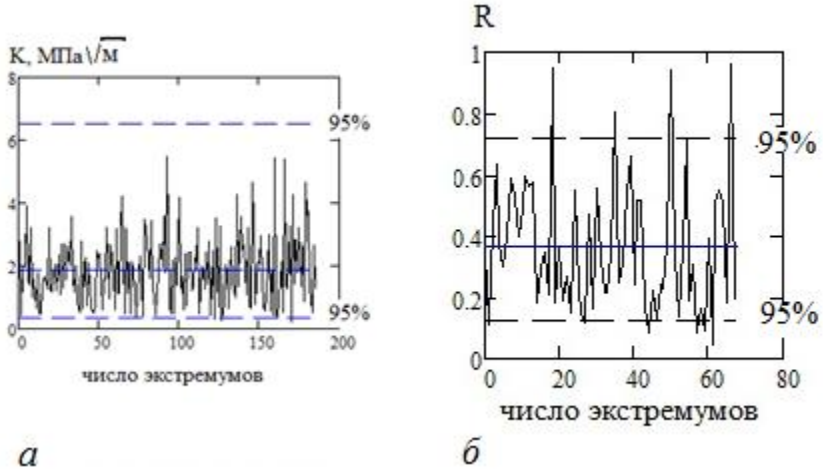


Рис.1. Блок эксплуатационного нагружения в размерности КИН (а), отвечающий условиям остановки трещин в стали 20ГФЛ [7] и 95%-е доверительные границы процесса; б - Процесс изменения коэффициента асимметрии R в соответствии с изменением КИН. Среднее значение R=0,364 и 95%-е доверительные границы КИН

Даже для самого максимального значения процесса 5,458 МПа√м пороговая амплитуда будет 3,96 МПа√м, что почти в половину меньше определённого по КДУР порогового уровня (8,949). Это показывает, что такого типа эксплуатационный процесс, как [7] вносит гораздо большее повреждение по сравнению с простым гармоническим нагружением.

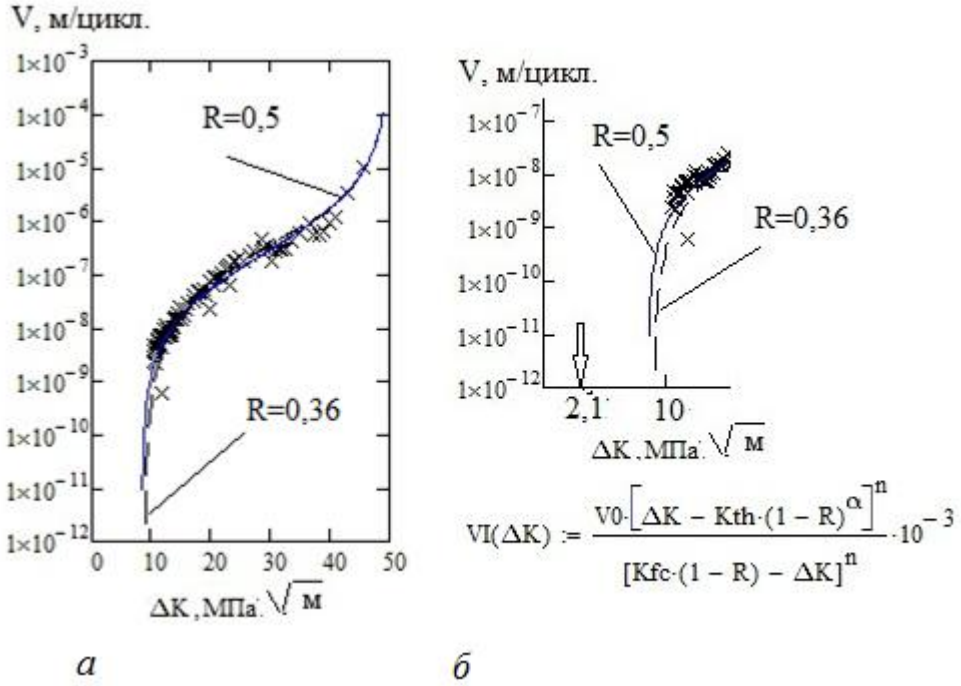


Рис.2. Кинетическая диаграмма усталостного разрушения (а) стали 20ГФЛ при коэффициентах асимметрии R=0,5 [6] и 0,36 с экстраполированием порогового уровня ΔKth=8,95 МПа√м при R=0,36; б - Область пороговых значений стали 20ГФЛ (рис. 3), определенных с параметрами [6] (по представленной в верху зависимости) и значением КИН эксплуатационного процесса Kmax=2,807 и R=0,36.

Проведённый анализ показывает, что пороговый уровень развития усталостных трещин в низколегированной стали 20ГФЛ (образцы из литой надрессорной балки тележки грузового вагона), полученный экстраполяцией диаграммы усталостного разрушения существенно выше, чем это определяет прогнозирование порогового уровня

эксплуатационного процесса нагружения. Так по среднему значению максимумов процесса 2,807 МПа√м и среднему коэффициенту асимметрии R=0,364 пороговая амплитуда КИН равна 2,13 МПа√м, а по КДУР, полученной при гармоническом нагружении этот параметр равен 8,95 МПа√м. То есть, используемая модель [7] эксплуатационного процесса вносит гораздо большее повреждение по сравнению с гармоническим нагружением. Это надо учитывать в расчётах столь ответственных элементов конструкций как надрессорная балка и боковая рама грузового вагона, изготавливаемых из этой марки стали.

Литература

1. Махутов Н.А., Москвитин Г.В., Лебединский С.Г. и д.р. Проблемы прочности, техногенной безопасности и конструкционного материаловедения / под ред. Н.А.Махутова, Ю.Г.Матвиенко, А.Н.Романова. М.: Ленанд, 2018, 720с

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 Petit, J., Henaff, G., and Sarrazin-Baudoux, C., “Mechanisms and Modeling of NearThreshold Fatigue Crack Propagation, Fatigue Crack Growth Thresholds, Endurance Limits and Design,” ASTM Spec. Tech. Publ., J. C. Newman, Jr. and R. S. Piascik, Eds., Vol. 1372, American Society for Testing and Materials, West Conshohocken, PA, 2000.

4 Sunder R., Characterization of Threshold Stress Intensity as a Function of Near-Tip Residual Stress: Theory, Experiment, and Applications, Materials Performance and Characterization (An ASTM Journal), Vol 4, No 2, 2015, pp105-130.

5 X.Zheng. A simple Formula for fatigue crack propagation and a new method for the determination of ΔKth// Engineering fracture mechanics Vol.27, N0 4, pp.465-475, 1987.

6. Лебединский С.Г., Змеева В.Н. Закономерности развития усталостных трещин в литых сталях железнодорожных конструкций// Проблемы машиностроения и надёжности машин. 2000. №3. С.98-103.

7.Лебединский С.Г., Москвитин Г.В., Пугачев М.С., Поляков А.Н. Закономерности развития усталостных трещин в стали при низком уровне эксплуатационного нагружения// Проблемы машиностроения и надёжности машин. 2020. №2. С 73-79.

УДК 602.17

ОПРЕДЕЛЕНИЕ СПЕКТРОВ РЕЛАКСАЦИИ НАПРЯЖЕНИЯ В КОМПОЗИТАХ

DETERMINATION OF STRESS RELAXATION SPECTRA FOR COMPOSITE MATERIALS

Новоженова О. Г. – к.т.н., с.н.с.
Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия
info-viniti@yandex.ru

Abstract. Experimental determination of the stress relaxation spectra is possible based on tests for creep, relaxation, and damping of vibrations. Attention is focused on the real asymmetric stress relaxation spectra characteristic of the transition region from a glassy to a highly elastic state, as well as the prediction of damping properties.
Keywords: asymmetric relaxation spectrum, confluent hypergeometric function, Gavrilyak-Negamidispersion, fractional-exponential kernels of Yu. N. Rabotnov, stress relaxation spectra
Аннотация. Экспериментальное определение спектров релаксации напряжения возможно по испытаниям на ползучесть, релаксацию и затухание колебаний. Внимание акцентировано на реальных асимметричных спектрах релаксации напряжений, характерных для области перехода из стеклообразного в высокоэластичное состояние, а также прогнозировании демпфирующих свойств.
Ключевые слова: асимметрия спектра релаксации, вырожденная гипергеометрическая функция, дисперсия Гаврильяка-Негами, дробно-экспоненциальные ядра Работнова.

В теории линейной вязко−упругости первостепенное значение имеет вопрос нахождения вязкоупругих функций, характеризующих механическое поведение среды. К числу таких функций можно отнести спектры времен релаксации и запаздывания. Наследственное интегральное уравнение релаксации напряжений в виде [1]:

$$\sigma = E[e - \int_0^t \Gamma(t-\tau)e(\tau)d\tau],$$

связано со спектром релаксации $A(\alpha)$ (где величина $1/\alpha$ – время релаксации) согласно формуле

$$\alpha A(\alpha) = \frac{1}{2\pi i}\int_{\gamma-i\infty}^{\gamma+i\infty} \Gamma(x)\exp(\alpha x)dx.$$

При этом ядро релаксации определяется по спектру релаксации с помощью преобразования Лапласа

$$\Gamma(t-\tau) = \int_0^\infty \alpha A(\alpha)\exp[-\alpha(t-\tau)]d\alpha \ .$$

Отметим, что в современной научной литературе для непрерывных спектров времен релаксации обычно используют обозначение *H* вместо Г.

В статье [2] предложена методика вычисления релаксационных спектров по экспериментальным данным на одноосное растяжение в широком диапазоне скоростей деформации. Построены спектры времен релаксации для ПНП и стеклотекстолита для трех направлений относительно оси армирования. Для оценки достоверности релаксационного спектра сопоставлены изменения действительной части комплексного модуля ПНП в зависимости от lg ω, полученные методом гармонических колебаний и при растяжении с постоянной скоростью:

$$E'(\omega) = E_\infty + \int_{-\infty}^{+\infty} \frac{H\omega^2\tau^2}{1+\omega^2\tau^2} d\ln\tau,$$

где ω - частота; E' - модуль упругости; Н-спектр времен релаксации, определенный из опытов на равномерное деформирование.

В монографии Дж.Ферри [3] были приведены экспериментальные спектры для семи типичных полимеров в области перехода из стеклообразного в высокоэластичное состояние и обращено внимание на их асимметрию. Заметим, что в статье «Равновесие упругой среды с последействием» [4], где Ю.Н.Работнов ввел свои дробно-экспоненциальные функции

$$Э_\alpha(-1, t'/\tau_i) = \frac{t^{\alpha-1}}{\tau_i^\alpha} \sum_{n=1}^{\infty} (-1)^n \frac{(t/\tau_i)^{\alpha n}}{\Gamma[\alpha(n+1)]},$$

им же было отмечено, что при $\alpha = -\frac{1}{2}$ они выражаются через интеграл вероятностей (от симметричного нормального распределения!).

Определением вида ядер, дающих асимметричный релаксационный спектр, характерный для реальных полимеров, занимался Т. Д. Шермергор [5]. Для описания реологических характеристик упруго-вязкого материала под действием гармонической деформации $\varepsilon = \varepsilon_0 e^{i\omega t}$ с циклической частотой ω в качестве ядра им получена вырожденная гипергеометрическая функция (В ГГФ) первого рода, ${}_1F_1(\alpha, 1, x)$ (функция Куммера). Ядра такого типа приводят к «правильному» релаксационному спектру, отличающемуся от соответствующей функции распределения ядра Ржаницына — Дэвидсона инверсией времен релаксации и могут быть использованы для описания наследственных свойств полимеров в области перехода от стеклообразного в высокоэластичное состояние. Показано, что для дробно-экспоненциальных ядер Работнова плотности распределения спектров релаксации и ползучести в логарифмических координатах *симметричны* и лишь сдвинуты одна относительно другой. Для случая $\alpha = -\frac{1}{2}$ получены простые асимптотические формулы.

При сдвиговых деформациях интегральный оператор модуля сдвига записан в виде

$$\mu * \varepsilon = \mu_\infty \varepsilon - \Delta\mu \int_{-\infty}^{t} f(t-t')\varepsilon(t')dt', \qquad \Delta\mu = \mu_\infty - \mu_0 \ .$$

здесь ε -деформация сдвига, μ_0 - релаксированное, μ_∞ - нерелаксированное значение модуля сдвига, f -функция памяти. Для дробно-экспоненциальной функции Работнова в случае периодической деформации $\varepsilon = \varepsilon_0 \exp(i\omega t)$ получено выражение для комплексного модуля упругости:

$$\mu(\omega) = \mu_\infty - \frac{\mu_\infty - \mu_0}{1 + (i\omega\tau)^\gamma},$$

где $\gamma = \alpha + 1$. При этом функция распределения времен релаксации имеет вид

$$F(y) = \frac{\sin 2\psi}{\pi(ch 2\gamma y + \cos 2\psi)}, \ y = \ln\frac{\tau}{\tau_0}, \ \psi = \frac{1}{2}\pi\gamma,$$

где τ_0 - время релаксации, соответствующее максимуму плотности распределения логарифмов времен релаксации $F(y)$. Решением уравнения движения одномерного осциллятора через отношение действительной и мнимой частей комплексного модуля упругости определен тангенс угла механических потерь;

$$tg\delta = \frac{\Delta\mu \sin\psi}{\mu_\infty \kappa^\gamma + \mu_0 \kappa^{-\gamma} + (\mu_\infty + \mu_0)\cos\psi}.$$

Таким образом, тангенс угла механических потерь определяется дефектом модуля,

параметром размытия релаксационного спектра γ , а также безразмерной частотой $\kappa = \omega\tau$.

В статье [7] отмечено, что определение спектра времен релаксации по результатам измерений в режиме установившихся сдвиговых колебаний связано с решением интегрального уравнения Фредгольма первого рода и является примером некорректно поставленных задач. Даны регуляризующие условия на решение задачи, и показан один из возможных алгоритмов построения итеративной процедуры нахождения спектра времен релаксации одновременно по обоим составляющим комплексного модуля сдвига. Приводится пример определения спектра методом последовательных приближений и анализ относительных ошибок.

В работе Мешкова С.И. [8] было показано, что для экспериментального определения параметров релаксационного спектра достаточно измерить температурные зависимости амплитуд колебаний по меньшей мере при двух заданных внешних частотах возбуждения, Затем по максимальному значению амплитуды $a_*^{(m)}$ и температурам T_1 и T_2 , при которых достигается это значение на частотах возбуждения ω_{*1} и ω_{*2} , согласно полученным формулам вычисляются все 3 параметра релаксационного спектра (α , энергии активации H и частотного фактора Дебая $\frac{1}{\tau_\varepsilon^{(0)}}$). Отмечено, что, несмотря на наличие релаксационного спектра, определяемого дробно- экспоненциальной функцией, энергия активации и частотный фактор Дебая определяются по формулам, аналогичным стандартному линейному телу в методе внутреннего трения, с той лишь разницей, что в них вместо обычной частоты входит квазирезонансная частота ω_* (повышенная точность).

В работе [9] изучался спектр времен релаксации диэлектрической проницаемости при коммутации внешнего постоянного электрического поля, приложенного к образцу кристалла ТГС. По экспериментальным данным с помощью метода регуляризации Тихонова восстановлен спектр распределения времен релаксации и рассчитана ширина энергетических барьеров.

В работе [10] изложена разностная форма учета внутреннего трения при колебаниях упругих систем, обобщающая гистерезисные и наследственные гипотезы. Показано ее применение к описанию свободных и вынужденных колебаний диссипативных механическихо систем. Отметим, что еще Балодис А.А.[11] использовал известное интегро-дифференциальное уравнение для описания внутреннего трения гистерезисного и релаксационного типов.

В. Штраус [12] предложил определять спектр релаксации путем обработки сигналов с помощью дискретных обратных фильтров , работающих с геометрически дискретизированными данными. Разработана методика проектирования обратных фильтров с желаемым коэффициентом усиления шума, которые для заданного диапазона времени или частоты исходных данных дают максимально точные спектры. Авторы [13] для определения спектра релаксации через модули накопления и потерь в аналогичной постановке задачи разработали алгоритм расчета, доступный через Web-интерфейс на www.BayesRelax.org.

Литература

1. Работнов Ю.Н. Ползучесть элементов конструкций. –М: Наука, 1966.-752 с.
2. Кокошвили С.М., Тамуж В.П., Янсон Ю.О. -Вычисление релаксационных спектров по результатам динамических испытаний. – Механика полимеров, 1971, 2,с.349-353.
3. Ферри Дж.Вязко-упругие свойства полимеров. – М.: Изд-во ИЛ, 1963. − 662 с.
4. Работнов Ю.Н. Равновесие упругой среды с последействием.//ПММ. – 1948. – Т.12, № 1 .– С. 53 – 62
5. Новоженова О.Г. Описание асимметричного спектра релаксации в вязкоупругих материалах и диэлектриках.- МКМ, 2019, т,.55, № 6, с.1185-1202.

O.G.Novozhenova Describing the asymmetric relaxation spectra of viscoelastic materials and dielectrics.-Mechanics of Composite Materials, 2020,vol.55,January,
6. Мешков С.И., Пачевская Г.Н., Шермергор Т.Д. К описанию внутреннего трения при помощи дробно-экспоненциальных ядер.- ПМТФ, 1966, № 3, с. 103-106.
7. Якобсон Э.Э. Итеративный метод определения спектра времен релаксации по составляющим комплексного модуля сдвига. – Механика полимеров, 1975,№ 6, с. 1069-1076.
8. Мешков С.И. Определение параметров ретардационно-релаксационных спектров на основе дробно-экспоненциальных функций Работнова. – В кн.: «Нелинейные модели и задачи МДДТ». М.: Наука, 1984, с. 52-59
9. Иванов В.В., Макаров В.В., Клевцова Е.А. Спектр времен релаксации в монокристаллах ТГС.- Вестник Тв.ГУ, Физика, 2004, № 4 (6),с.115-117.
10. Альтшуль Б.А. Разностная форма учета диссипативных потерь при колебаниях упруги х систем.- Изв. Калининградского Гос.ТехническогоУнивер-та, 2013 (31): с.11-16 www.klgtu.ru/upload/science/magazine/news_kstu/2013_31/altshul.pdf
11. Балодис А.А. Проблема корректной модели гистерезисного трения.-Механика полимеров, 1977, № 6, 1 124, с.1125.
12. Штраус В. Определение спектров релаксации и запаздывания :перспективы и современные обработки сигналов. – МКМ, 2012, т.48, № 1,с.37-66.
13. Hansen S.L., Ray P.M.,Karlsson A.O. et al. Mechanical properties of plant cell walls probed by relaxation spectra. – Plant Physiology, 2011,vol.155, p.246-258. Corrections: ibid, vol.156,pp.985-986.

УДК 602.17

ОПТИМИЗАЦИЯ ДЕМПФИРУЮЩИХ СВОЙСТВ КОМПОЗИТОВ

OPTIMIZATION OF DAMPING PROPERTIES FOR COMPOSITE MATERIALS

Новоженова О. Г. – к.т.н., с.н.с.
Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН
info-viniti@yandex.ru

Abstract. For typical composites with an epoxy or polyester matrix, the damping properties of the composite decrease as the filler content increases. In this case, the degree of reduction is determined not only by the volume content of the filler, but also by the area of the boundary zone of the filler – matrix interaction, as well as its specific properties. A brief review of works on models for describing and calculating KM damping is given.
Keywords: damping; dynamic mechanical analysis (DMA), reinforcing; relaxation, vibration absorption, Proni method, mechanical loss factor

Аннотация. Для типичных композитов с эпоксидной или полиэфирной матрицей при увеличении доли наполнителя демпфирующие свойства композита снижаются. При этом степень снижения определяется не только объемным содержанием наполнителя, но и площадью пограничной зоны взаимодействия наполнитель – матрица, а также ее специфическими свойствами. Дан краткий обзор работ по моделям описания и расчета демпфирования КМ.
Ключевые слова: демпфирование; динамический механический анализ (ДМА), $tg\delta_c$,наполнитель; релаксация, вибропоглощение, метод Прони.

Для прогнозирования демпфирующих свойств композиционных материалов наиболее широкое применение в инженерной практике нашли два метода: метод, использующий принцип упруго-вязкоупругой аналогии и метод энергии деформаций . Сущность принципа упруго-вязкоупругой аналогии заключается в том, что при установившихся гармонических колебаниях статические упругие решения можно преобразовать в вязкоупругие решения путем простой замены упругих модулей соответствующими комплексными вязкоупругими модулями и рассматривая упругое поле переменных как комплексное гармоническое вязкоупругое поле переменных.

Для оценки демпфирующих свойств композиционных материалов методом энергии деформаций декремент колебаний композита $tg\delta_c$ может быть записан в виде

$$tg\delta_c = \frac{\Delta W_m + \Delta W_a}{2(W_m + W_a)}$$

где ΔW_m, ΔW_a – энергии, рассеянные за цикл деформации соответственно в матрице и наполнителе; W_m , W_a – амплитудные значения потенциальной энергии соответственно матрицы и наполнителя. Амплитудное значение потенциальной энергии вычисляется методами теории упругости.

Для вычисления коэффициента потерь энергетическим методом получены аналитические решения , позволяющие установить связь характеристик демпфирования дисперсно-наполненного композита со свойствами и количеством входящих в него компонентов:

$$tg\delta_c = tg\delta_m - (tg\delta_m - tg\delta_a)\beta^2 V_a \frac{K_c}{K_a};$$

где

$$K_c = \frac{K_m(1 - V_a)}{(1 + V_a\theta_m) - \beta V_a(1 + \theta_m)}$$

при

$$\beta = \frac{1+\theta_m}{(V_a+\theta_m)+\frac{K_m}{K_a}(1-V_a)},$$

где индексами *c*, *m* и *a* соответственно обозначены свойства композита, матрицы и наполнителя; *K* – объемный модуль упругости; *G* – модуль сдвига; $\theta = 0{,}75K/G$.

Так как в формуле для K_c известны упругие характеристики композита, её также можно использовать для нахождения коэффициента потерь методом упруго-вязкоупругой аналогии.

В основе теории релаксации лежит процесс перехода системы к состоянию термодинамического равновесия после снятия внешней нагрузки и время, в течение которого осуществляется переход, – время релаксации. Для любого релаксационного процесса наблюдается проявление максимума на температурной зависимости коэффициента потерь. Считают, что наиболее интенсивный релаксационный переход соответствует температуре стеклования T_c (α-процесс). Этот переход обусловлен «размораживанием» сегментальной подвижности больших кинетических сегментов основной цепи полимера и приводит к максимальному изменению основных вязкоупругих характеристик полимеров. В результате динамические механические свойства полимера значительным образом зависят от температуры.

В [1] исследованы частотная и температурная зависимости комплексного модуля сдвига G^* и $tg\delta$ эпоксидных композиции с различными наполнителями. Методом Наномия-Ферри построены спектры времен релаксации наполненных полимеров при различной концентрации наполнителя. Отмечены закономерности в изменении вида спектральных кривых при увеличении концентрации наполнителя, определяющего изменение свойств полимерной матрицы и условий деформирования прослоек полимера между частицами наполнителя.

Согласно [2], выявление влияния наполнения изометрическими дисперсными частицами на структуру и механизм течения растворов и расплавов полимеров требует сопоставления результатов линейной механической спектрометрии с нелинейными эффектами, наблюдаемыми при различных интенсивных стационарного сдвигового течения. Рассмотрено влияние различных содержаний наполнителя на спектр времен релаксации и вязкость. Использовалась методика ротационной реометрии при практически однородном поле деформирования по образцу.

В [3] проведен анализ влияния наполнения на энергию активации вязкого течения, высокоэластичность и изменение вязко-упругости в зависимости от интенсивности сдвигового деформирования, рассмотрена применимость некоторых моделей нелинейных вязкоупругих жидкостей для описания сопротивления деформированию наполненных полимерных систем.

Авторы [4] рассматривали температурно-частотную зависимость механических потерь при периодическом деформировании слоистых стекло-углепластиков. При этом использовались различные правила смесей, отмечена большая погрешность расчетов по модели Фойхта. Механизм рассеяния энергии связывался только с неупругим поведением матрицы. Сдвиговая релаксация описывалась ядром Ю.Н. Работнова[5]. Подход, учитывающий фактический способ взаимодействия между элементами композита, позволяет получать результаты, к удовлетворительно согласующиеся с опытными данными. Эффект смещения положения максимума тангенса угла механических потерь композита по оси частот(температур) по сравнению с положением соответствующего максимума матрицы был обнаружен экспериментально на образцах эпоксидной смолы ЭДТ-10 и квази-изотропного стеклопластика на ее основе.

Черкасов В.Д. [6] изучал демпфирующие свойства полимерных композитов (диссипацию энергии через изменение тангенса угла и модуля потерь) в зависимости от вида и объемного содержания сферического наполнителя. Позднее им с учениками [7]

разработан способ учета температурной зависимости свойств полимера в существующих математических моделях прогнозирования динамических механических свойств композитов. Предложена трехслойная модель композита, состоящего из наполнителя с граничной зоной и матрицы. Приведенное решение позволяет не только прогнозировать динамические механические свойства композитов с матрицей из полимера, находящегося в высокоэластическом состоянии, но и дает возможность оценить свойства композита при различных температурах.

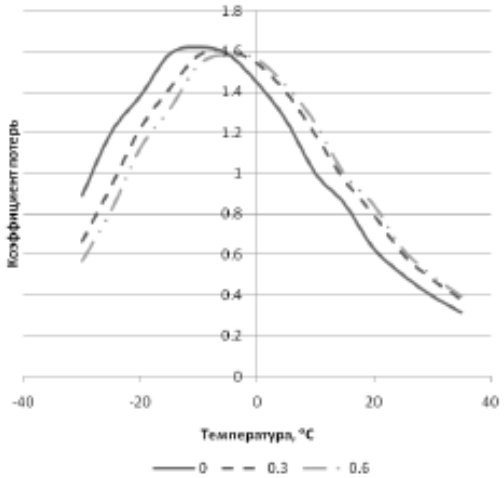


Рис.1. Прогнозирование влияния объемного содержания наполнителя на коэффициент потерь композита при различных температурах

В [9] проведено исследование зависимостей от времени механических потерь наполненного мелкодисперсными частицами шунгита полиэтилена низкой плотности (ПЭНП) в процессе периодического динамического нагружения при изменении частоты нагружения и температуры. Показано, что при увеличении концентрации наполнителя и частоты нагружения эти зависимости имеют либо идентичный характер, либо наблюдается сдвиг по шкале время-температура на соответствующих зависимостях. Предложены параметры, связывающие температурно-временные зависимости, и интерпретация их физического смысла. Подтверждено, что в наполненном полимере при динамическом нагружении происходит развитие релаксационных процессов, аппроксимируемых сложными логарифмическими и показательными функциями. Этот процесс определяется как самой полимерной матрицей, так и образующимся на поверхности наполнителя переходного полимерного слоя.

В [10-12] определяли коэффициент механических потерь демпфирующих материалов ВТП-1В и ВТП-2В – вибропоглощающих покрытий методом динамического механического анализа (ДМА) в условиях сдвигового нагружения и трех точечного изгиба. Приведены результаты испытаний вибропоглощающих материалов ВТП-1В и ВТП-2В на натурных панелях фюзеляжа. Авторами разработана методика и устройство для изучения вибропоглощающего покрытия с армирующими слоями различной химической природы - металлического и композиционных - на основе стекло- и углеродной тканей. В работе Римлянда В.И. с соавторами [13] изучена релаксация механического напряжения при отверждении термореактивных полимерных составах с добавлением мелкодисперсного фторопласта. На основе метода Прони определен спектр времен релаксации модуля сдвига в процессе отверждения. Отметим, что метод Прони также успешно использовался и в работах [14-16].

Литература

1.Липатов Ю.С., Росовицкий В.Ф., Бабич В.Ф. О влиянии наполнителя на спектры времен релаксации наполненных полимеров.-Механика полимеров, 1975, № 6, Краткие сообщения, с.1091-1094.

2.Файтельсон Л.А.,Якобсон Э.Э. Реология наполненных полимеров. Установившееся

сдвиговое течение и периодическое деформирование.1.Спектры времен релаксации. - Механика полимеров, 1977, № 6,с. 1075-1083.
3.Якобсон Э.Э., Файтельсон Л.А., Реология наполненных полимеров. Установившееся сдвиговое течение и периодическое деформирование.2. Методика определения касательных и первой разности нормальных напряжений, а также частотной зависимости составляющих комплексного модуля с учетом особенностей, налагаемых дисперсным наполнителем.- Механика полимеров, 1977,№6, с. 1125.
4. Елистратов Л.С., Колокольчиков В.В., Подкопаев А.С. О температурно-частотной зависимости механических потерь при периодическом деформировании слоистых стеклопластиков.- ПМТФ, 1984, № 6,с. 139-144
5. Работнов Ю.Н. Элементы наследственной механики твердых тел. М.: Наука, 1977.
6. Черкасов В.Д. Демпфирующие свойства полимерных композиционных материалов.- Вестник МГУ, 1993,№ 1, с.70-74.
7.Черкасов В.Д., Юркин Ю.В., Авдонин В.В. Прогнозирование демпфирующих свойств композита с учетом температурной зависимости свойств полимера.- Вестник ТГАСУ, 2012, № 4, 216-225.
8. Чиркина Л.А., Оковит В.С., Тихоновский М.А. и др. Определение демпфирующих свойств субмикродисперсных композитов с учетом структурного состояния их компонент.- Вопросы атомной науки и техники, Вакуум, чистые материалы, сверхпроводники (18), 2009, № 6. с.141-145.
9. Комова Н.Н., Потапов Е.Э.,Груськов А.Д., Заиков Г.Е. Особенности принципа температурно- временной эквивалентности в полиэтилене низкой плотности, наполненном шунгитом.- Вестник МИТХТ, 2013, т.8, № 1, с.24-35
10. Сытый Ю.В., Сагомонова В.И., Кислякова В.И., Большаков В.А. Вибропоглощающие материалы на основе темоэластопластов.- Электронный научно-технический журнал «Труды ВИАМ», 2013,3
11. Сагомонова В.А. , Сытый Ю.В., Кислякова В.И., Долгополов С.С. Исследование демпфирующих свойств вибропоглощающих материалов на основе термоэластопластов.- Авиационные материалы и технологии, 2014, №S3, с.3-10. DOI: dx.doi.org/10.18577/2307-6046-2015-0-10-10-10
12. Сагомонова В.А., Кислякова В.И., Тюменева Г.Ю., Большаков В.А. Влияние вибропоглощающих материалов на коэффициент механических потерь. –Электронный научно-технический журнал «Труды ВИАМ», 2015,10
13. Римлянд В.И., Стариков В.Н., Залялутдинов В.А., Авдеев В.А. Измерение релаксации механического напряжения и расчет спектров релаксации на основе метода Прони.- Вестник ТОГУ, Информационно-измерительные приборы и управляющие системы. 2012, № 1(24),с. 81-84.
14.Шилько С.В., Гавриленко С.Л., Панин С.В.. Алексеенко В.О. Определение реологических параметров полимерных материалов на основе идентификации вязкоупругой модели Прони по результатам статических и динамических испытаний. – Механика машин, механизмов и материалов.2017, № 3(40), с.53-58.
15.Faal R.T, Sourki R, Crawford B.et al. Using fractional derivation for improved viscoelastic modeling of textile composites. Part I: Fabric yarns. –J. of composite materials, 2020, 0(0)1-1 DOI:10.1177/00211998320912479
16.Faal R.T, Sourki R, Crawford B. et aUsing fractional derivation for improved viscoelastic modeling of textile composites. Part II: Fabric under different temperatures. – Composite Structures, 248(2020) 112494 journal homepage: www.elsevier.com/locate/compstruct

УДК : 62.192; 303.094.7

РАЗВИТИЕ МОДЕЛЕЙ АНАЛИЗА РИСКОВ И ОПТИМИЗАЦИЯ ЗАТРАТ НА ИХ СНИЖЕНИЕ

DEVELOPMENT OF RISK ANALYSIS MODELS AND OPTIMIZATION OF COSTS TO REDUCE THEM

Панов А.Н.[1] – к.т.н., главный эксперт, **Резников Д.О.**[2] – к.т.н. в.н.с., **Юдина О.Н.**[2] – н.с.
[1]ООО "ЮРС-Русь", Санкт-Петербург, Россия
[2]ФГБУН Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия
a.panov@tut.by

Abstract. The article deals with the actual problem of risk analysis and management in the technosphere. Proposed and developed: classification of risks (events, variations, bifurcations); risk analysis structures; risk management structure of variations and bifurcations; models for optimizing the cost of risk management.
Keywords: risks, events, variation, bifurcation, optimization, models

Аннотация. В статье рассматривается актуальная проблема анализа и управления рисками в техносфере. Предложены и развиты: классификация рисков (события, вариации, бифуркации); структуры анализа рисков; структура управления рисками вариации и бифуркации; модели оптимизации затрат на управление рисками.
Ключевые слова: риски, события, вариация, бифуркация, оптимизация, модели.

Сложные системы с компонентами технических, природных и антропогенных сфер подвержены рискам R – воздействиям неопределенности, что является актуальнейшей проблемой современности, в том числе в связи с сокращением ресурсной базы и нелинейным усложнением взаимодействия человека и техносферы [1, 2, 3]. Создаются новые, в том числе международные, стандарты [4, 5, 6] по управлению рисками отдельных аспектов не обоснованные в достаточной мере научно-методологической базой [1, 2]. Более подробное изучение рисков $R(\tau)$ позволяет ввести их классификацию с учетом фактора времени τ:

а) риски опасных событий (при рассмотрении воздействия неопределенности мало или условно не зависящие от времени),

б) риски со значительными изменениями во времени, т.е. риски – вариации процесса,

в) риски с большими динамическими изменениями во времени, т.е. риски с эффектами бифуркации процесса и с быстрым достижением критических рисков $R_к(\tau)$, (рис. 1).

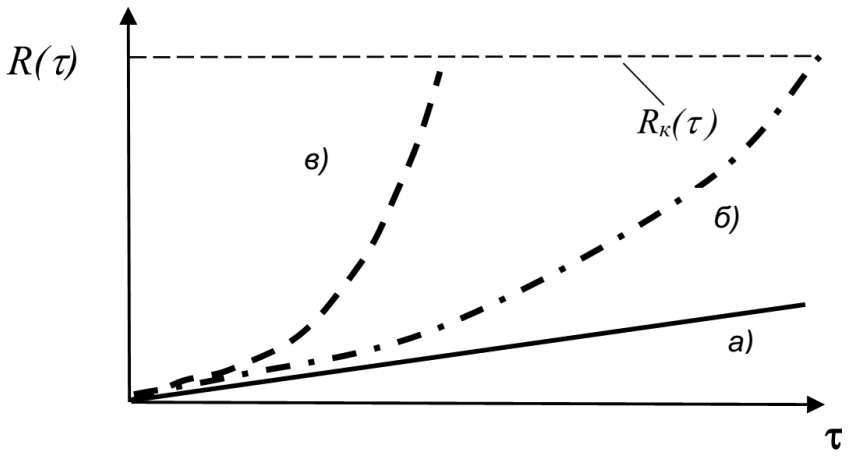


Рис.1. Классификация рисков как функции времени
а) риски опасных событий, б) риски со значительными изменениями во времени,
в) риски с большими динамическими изменениями во времени

В развитии существующих моделей [1, 2, 3] предложена (рис. 2) структура анализа рисков:

- идентификация угроз - массив возможных событий (процессов с не робастной вариацией; процессов, сопровождающихся бифуркациями);
- определение уязвимостей системы (с учетом фактора времени – см. рисунок 1);
- оценка ущербов.

Социотехнические системы реагируют (рис. 2) на угрозы, переходя в следующие состояния уязвимости: устойчивое, неопределенное, неустойчивое, чрезмерно неустойчивое (реагирование на гипотетическую экстремальную угрозу). Из-за несоответствия социотехнической системы угрозам, соответственно возможны ущербы: пренебрежимый, приемлемый, чрезмерный, чрезмерный гипотетический (рис. 2).

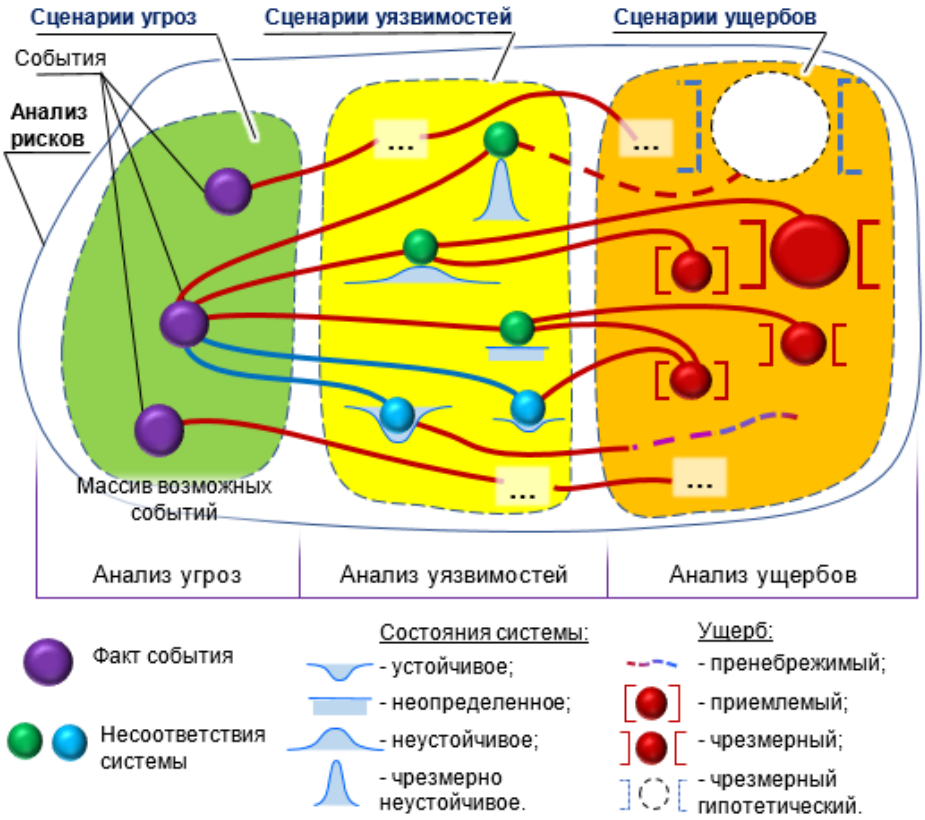


Рис.2. Структура анализа риска – события

Для предупреждения и парирования рисков реализуются соответствующие социотехнические решения [1, 2, 3]. Из-за ничтожного времени на реагирование, особую опасность [1, 2]. представляют риски бифуркаций. Для предупреждения и парирования бифуркаций процессов предложна методология которую можно проиллюстрировать (рис. 3) графической моделью.

В течение времени реализации процесса для которого установлены требования, на основе анализа рисков определены причины и предприняты действия для предотвращения, а в случае возникновения не приемлемых вариаций и бифуркаций парирования, а также предусмотренные действия верифицированы и валидированы.

В случае если возникающие бифуркации не могут быть предотвращены предусмотренными предупреждающими действиями, для достижения требуемого выхода процесса с приемлемыми номинальной величиной времени и ее вариацией, реализуется план действий в чрезвычайных ситуациях, после реализации которого проводится достижение приемлемости вариации и предупреждения бифуркаций. Повторная верификация и валидация позволяет достигать соответствующих требований выхода

процесса, несмотря на бифуркацию, и удовлетворенность потребителей выхода процесса и др. заинтересованных сторон (рис. 3).

Рис.3. Структура управления рисками процесса методами предупреждения и парирования с учетом вариации и бифуркации

Для реализации риск-ориентированного мышления на практике актуальнейшей является проблема оптимизация затрат [1, 2] в связи с тем, что возникла новая ресурсная составляющая – затраты на управление рисками.

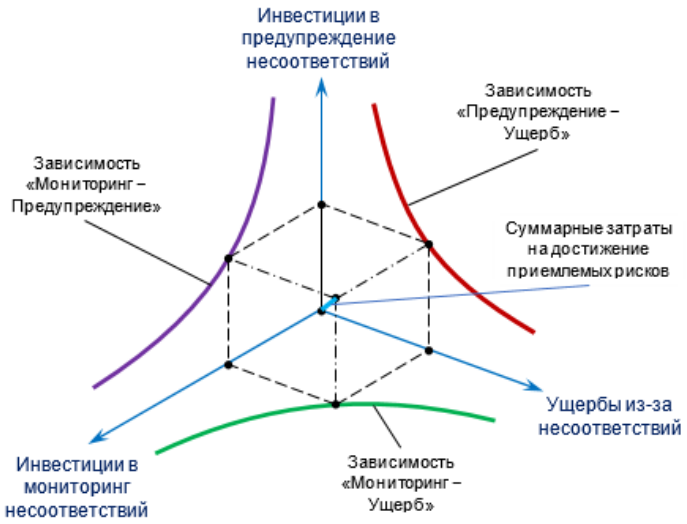


Рис.4. Модель оптимизации затрат на достижение приемлемых рисков

Для снижения себестоимости продукции и процессов необходимо установить оптимальное соотношение между видами затрат и потерь (рис. 4). Предложена [3] модель

оптимизации затрат на достижение приемлемых рисков исходя из предположения о связи близкой к гиперболической между каждой парой составляющих идентифицированных групп затрат на достижение соответствия в риск-ориентированном мышлении. При этом минимальная величина суммарных затрат достигается при равенстве трех идентифицированных компонентов. Таким образом для практического использования определен критерий для выделения ресурсов на реализацию мероприятий по предотвращению и парированию рисков.

Представленные графические модели позволяют создавать и совершенствовать международные и государственные стандарты - описательные модели управления рисками которые широко применяются на практике для результативного и эффективного функционирования социотехнических систем [7-10] для различных отраслей экономики (машиностроение, производство оборонной продукции и т.п.).

Литература

1. Махутов Н.А.. и др. Безопасность России. Правовые, социально-экономические и научно-технические аспекты. Научные основы техногенной безопасности / под общ. ред. Н. А. Махутова. – М. : МГОФ «Знание», 2015, – 936 с. : ил.
2. Махутов Н.А. и др. Безопасность России. Правовые, социально-экономические и научно-технические аспекты. Техногенная, технологическая и техносферная безопасность / под общ. ред. Н. А. Махутова. – М. : МГОФ «Знание», 2018, – 1016 с. : ил.
3. Панов А. Н., Осмола И.И., Шкадрецов И.В. и др. Научно-методические основы проектирования. Системное обеспечение приемлемых рисков в автотракторосельхозмашиностроении: монография. – Минск: БГАТУ, 2009. – 482 с.: ил.
4. ISO 37001-2020 Системы менеджмента борьбы со взяточничеством. Требования и руководство по применению
5. ISO 45001-2020 Системы менеджмента здоровья и безопасности при профессиональной деятельности. Требования и руководство по применению
6. ISO 50001-2013 Системы энергетического менеджмента. Требования и руководство по применению
7. СТБ 1506-2015 Системы менеджмента. Менеджмент риска. Метод анализа видов и последствий потенциальных отказов
8. СТБ 2484-2016 Системы менеджмента. Менеджмент верификации и валидации в цепи поставок
9. СТБ 16949-2018 Системы менеджмента качества. Особые требования по применению СТБ ISO 9001-2015 для организаций, участвующих в цепях поставок автотракторного, сельскохозяйственного, погрузочно-транспортного, карьерного и специального машиностроения.
10. СТБ В 15.004-2009 Система разработки и постановки на производство оборонной продукции. Военная техника. Системы менеджмента качества. Требования Введ. 01.01.2011. – Минск: Госстандарт

УДК 620.178.162

ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КЕРАМИКИ Al_2O_3, АРМИРОВАННОЙ ГРАФЕНОМ

TRIBOLOGICAL PROPERTIES OF GRAPHENE-REINFORCED AL2O3 CERAMICS

Пахомов М.А.[1] – м.н.с, **Новиков В.Ю.**[2] – н.с., **Столяров В.В.**[1] – д.т.н., г.н.с
[1]Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия
[2] Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород, Россия
pakhomovmish@gmail.com

Abstract. The paper investigates the dependence of the wear intensity and the friction coefficient at dry contact of a ceramic nanocomposite, processed by spark plasma sintering of alumina nanopowder with graphene in the concentration range 0-2 wt%, at room temperature according and circular motion by "ball on disk" scheme.
Key words: friction, wear, composite, ceramics, graphene.

Аннотация. В работе исследуется зависимость интенсивности износа и коэффициента трения при сухом контакте керамического нанокомпозита, полученного плазменно-искровым спеканием нанопорошка корунда с графеном в интервале концентраций 0-2вес.%, при комнатной температуре и круговом движении по схеме «шарик-диск».
Ключевые слова: трение, износ, композит, керамика, графен.

Введение. Спеченная крупнокристаллическая керамика Al_2O_3 является одним из современных конструкционных материалов, обладающих высокими температурой плавления, модулем упругости, твердостью, прочностью на сжатие, химической термической стабильностью, теплостойкостью, коррозионной стойкостью, но имеет ряд недостатков, ограничивающих практическое применение керамики – низкие трещиностойкость и износостойкость. В последние годы многими исследованиями показано, что одним из потенциальных способов устранения упомянутых недостатков является измельчение керамики до наноразмерной области и добавление в ее состав различных форм углерода – графита, нанотрубок, фуллерена и др. [1]. Было показано, что особая роль принадлежит двух-размерному графену в листовой форме [2, 3], который позволяет обеспечить больший поверхностный контакт с зернами матрицы, по сравнению с точечным контактом для низко-размерных углеродных форм (фуллерены, нанотрубки). Ряд статей свидетельствует о повышении при этом прочностных свойств. Что касается трибологических свойств данного композита, то предполагается, что чешуйки графена, как вторая фаза, вызовут значительное уменьшение износа вследствие уменьшения сил трения на контакте нанометрических и субмикроскопических структурных элементов [4]. Однако сведения о трибологических свойствах таких композиций практически отсутствуют. Цель работы - исследование влияния графена на характеристики трения в нанокомпозитной керамики на основе оксида алюминия.

Материал и методы исследования. В работе использовали композит, состоящий из нанопорошка керамики Al_2O_3 и наночешуек графена, в форме диска размером ∅15 х 2 мм. Содержание графена варьировали в интервале 0-2 вес.%. Метод получения основан на плазменно-искровом спекании под давлением в защитной атмосфере. Перед испытанием на трение образцы были отполированы так, чтобы шероховатость поверхности была $R_a \leq$ 1мкм. Измерения микротвердости были выполнены на приборе Isoscan HV1 OD по Виккерсу, с нагрузкой 2Н и временем выдержки 10 сек.. Испытания на износ и трение проводили без смазки на трибометре Tribometer CSM Instruments при круговой схеме трения «шарик-диск» с радиусом испытания r =2,5 мм и линейной скоростью 15

см/с.(рис.1). Эксперимент выполняли на воздухе, при комнатной температуре. В качестве контртела служил сапфировый шарик ∅3мм, нагрузка F составляла 20Н. Выбор величины усилия основан на максимальных возможностях прибора и опыте предыдущих работ [2] Температура образца в процессе испытания не превышала 36 °С.

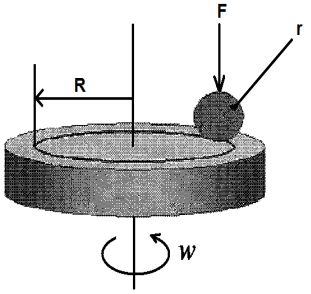


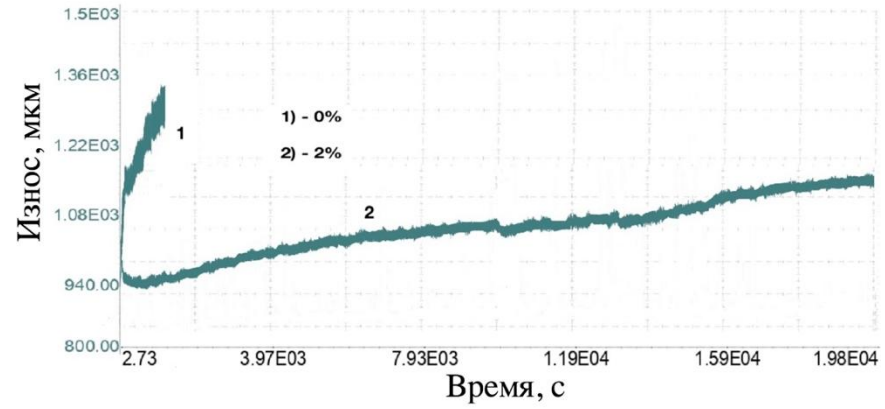
Рис. 1. Схема испытания «шарик-диск», R - радиус дорожки износа; r - радиус

В результате проведенных испытаний оценивалась интенсивность износа образца по формуле:

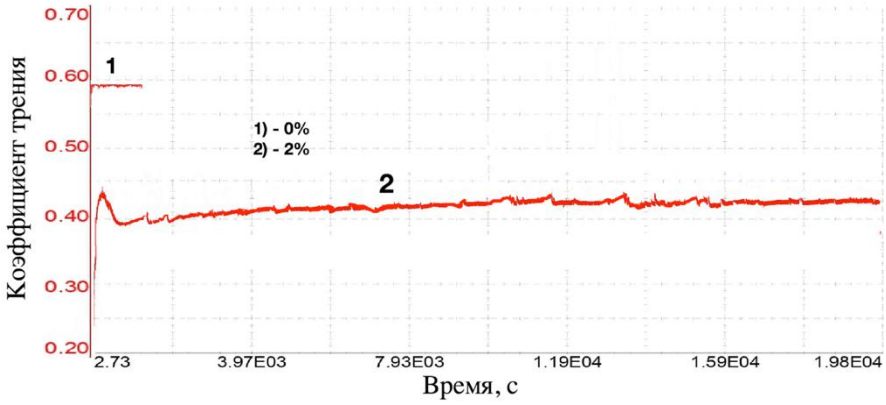
$$W = V/(P \cdot l)$$

где W – интенсивность износа, $мм^3 \cdot Н^{-1} \cdot м^{-1}$, V – объем удаленного материала, $мм^3$, P – нагрузка, $Н$, l – путь трения, $м$.

Результаты. Ниже представлены зависимости износа (рис. 2а) и коэффициента трения (рис. 2б) от времени для керамики Al_2O_3 с разным содержанием графена, при комнатной температуре.



а



б

Рис. 2. Износ (а) и коэффициент трения (б) керамики Al_2O_3 без графена и с графеном

Износ на обоих образцах линейно увеличивается со временем (рис.2а). Скорость износа образца без графена на 3 порядка выше, чем скорость износа образца с графеном. Интенсивность износа составила $6{,}13\times10^{-5}$ мм^3·Н$^{-1}$·м$^{-1}$ и $2{,}55\times10^{-8}$ мм^3·Н$^{-1}$·м$^{-1}$, соответственно, для образца без графена и с графеном. Коэффициент трения Ктр на установившейся стадии имеет более плавное поведение (рис.2б) и для образца без графена составил 0.59 (кривая 1), а для образца с графеном 0.41 (кривая 2). Отметим, что кривые образцов без графена имеют укороченный вид во времени, связанный с остановкой эксперимента вследствие биения и сильного изнашивания образца и контртела. Из полученных данных следует, что добавка графена в керамику уменьшает износ и коэффициент трения, соответственно, на 19 и 30%.

Несмотря на, практически, одинаковые значения микротведости образцов с графеном (17.4 ГПа) и без графена (17.7 ГПа), величины износа и коэффициента трения сильно отличаются. Предполагается, что это может быть связано с образованием графенового покрытия в виде ультратонкого твердого слоя наносмазки, в форме чешуек, которое препятствует формированию выступов на поверхности материала и позволяет удерживать показатели износа и трения на низком уровне, в отличии от образца без содержания графена. [5, 6]

Выводы. Благодаря превосходным механическим свойствам графена, происходит значительное изменение трибологических свойств, а именно, снижение изнашивания на 19% и уменьшение коэффициента трения Ктр на 30% в нанокомпозитной керамике Al_2O_3. Наличие графена формирует защитный слой в контакте взаимодействия двух твердых тел при их относительном перемещении. Графеновые покрытия могут быть успешно использованы для уменьшения трения и износа в нанокомпозитных материалах.

Литература

1. O. Jankovsk´y, P. Simek, D. Sedmidubsk´y, S. Huber, M. Pumerab, Z. Sofer. Towards highly electrically conductive and thermally insulating graphene nanocomposites:Al2O3–graphene. RSC Adv., 2014. 47. P. 7418- 7424.
2. E. A. Klyatskina, A. Borrell, E. G. Grigoriev, A. G. Zholnin, M. D. Salvador, V. V. Stolyarov, Structure features and properties of graphene/Al2O3 composite. J. of Ceram. Soc&Tech. 2018 9(3). P. 215-224.
3. A. S. Bolinches, E. Klyatskina, E. F. S. López, A. Zholnin, V. Stolyarov. Electroconductivity of Al2O3/graphene nanocomposite processed by SPS technique. Inter. Conf. on Synthesis and Consolidation of Powder Materials. 2018. P. 21-25.
4. A. Borrell, R. Torrecillas, V. G. Rocha, A. Fernández, Effect of CNFs content on the tribological behaviour of spark plasma sintering ceramic-CNFs composites. Wear. 2012. 274. P. 94-99.
5. O. V. Penkov, H. J. Kim, H .J. Kim, D. E. Kim. Tribology of Graphene: A Review. International Journal of Precision Engineering and Manufacturing. 2014. 15. P. 1–9.
6. M. S. Won, O. V. Penkov, D. E. Kim. Durability and degradation mechanism of graphene coatings deposited on Cu substrates under dry contact sliding. Carbon. 2013. 54. P. 472–481.

УДК 539.3

АДГЕЗИОННАЯ ТРЕЩИНА С НЕЛИНЕЙНЫМИ СВЯЗЯМИ В КОНЦЕВОЙ ОБЛАСТИ[1]

ADHESION CRACK WITH NONLINEAR BONDS IN THE BRIDGED ZONE

Перельмутер М.Н. – д.ф.-м.н., ведущий научный сотрудник
Институт проблем механики им. А.Ю. Ишлинского РАН, Москва, Россия
perelm@ipmnet.ru

Abstract. A model of an adhesive crack with a bridged zone the size of which is comparable to the crack length is considered. It is assumed that: 1) the crack faces in the bridged zone are interacted by means of bonds with a nonlinear deformation law; 2) bonds deformation curves consist of two parts: a section of elastic deformation and a section with nonlinear deformation of bonds; 3) the bridged zone is part of the crack. The bonds tractions in the crack bridged zone are determined numerically by the solution of a nonlinear integro - differential equations system.
Keywords: cracks, bridged zone, nonlinear bonds deformation law, integro - differential equations.

Аннотация. Рассматривается модель адгезионной трещины с концевой областью, размер которой сравним с длиной трещины. Полагается, что: 1) взаимодействие между берегами трещины в концевой области осуществляется посредством связей с нелинейным законом деформирования; 2) кривые деформирования связей состоят из двух частей: участка упругого деформирования и участка с нелинейной деформацией связей; 3) концевая область является частью трещины. Усилия в связях в концевой области трещины определяются численно из решения системы нелинейных интегро-дифференциальных уравнений.
Ключевые слова: трещины, концевая область, нелинейные законы деформирования, интегро-дифференциальные уравнения.

Связи между берегами трещины в адгезионных соединениях, образованные слоем адгезива, сдерживают развитие разрушения. Этот эффект усиливается при возрастании размера части трещины, занятой связями (далее - концевой области трещины). Если длина концевой области трещины не является малой по сравнению с размером трещины, то приближенные методы оценки трещиностойкости, основанные на рассмотрении трещины с малой концевой областью, неприменимы. В таких случаях необходимо прямое моделирование напряженного состояния в концевой области трещины с учетом деформационных характеристик связей. Одна из возможностей моделирования напряженного состояния в концевой области трещины состоит в рассмотрении ее как части (продолжения) трещины и в явном приложении к поверхностям трещины в концевой области сил сцепления, сдерживающих ее раскрытие. Если процессы деформирования и разрушения в концевой области трещины включают в себя несколько физических механизмов, как, например, адгезионных соединениях, то в таких случаях более эффективным является использование модели концевой области с сингулярностью напряжений в вершине трещины [1-3]. Расчет напряженного состояния в связях в концевой области трещины является важнейшим этапом моделирования. При размере концевой области трещины сравнимом с длиной трещины и нелинейном законе деформирования связей напряженное состояние в концевой области может быть определено только численно. Для прямолинейной трещины на границе соединения двух полуплоскостей из различных материалов задача сводится к численному решению системы нелинейных интегро-дифференциальных уравнений [4].

[1]Работа выполнена при финансовой поддержке Программы РАН I.1.16 (АААА17-117121120012-7).

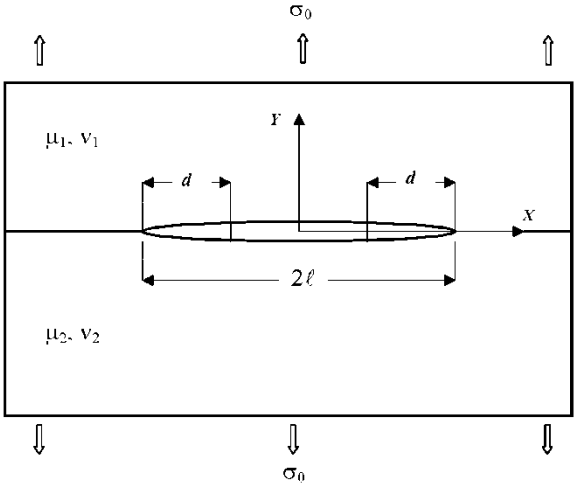


Рис. 1. Адгезионная трещина на границе соединения материалов со связями между берегами

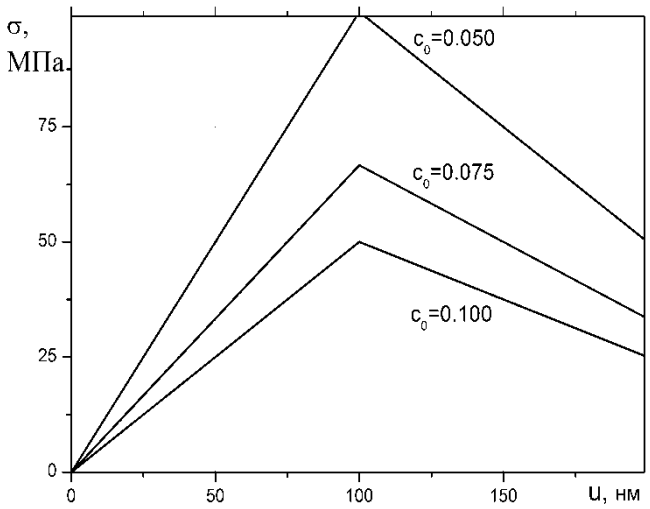


Рис. 2 Билинейные кривые деформирования связей, $u_m = 10^{-7} m, u_{cr} = 2u_m,\ c_0 = H/\ell$

Система нелинейных интегро-дифференциальных уравнений (СНИДУ) для определения усилий в связях в концевой области прямолинейной трещины на границе соединения полуплоскостей из различных материалов при действии растягивающей внешней нагрузки σ_0, полученная в рамках модели мостиковых связей в концевой области трещины [4,5], имеет вид

$$T_{ij}(s,\sigma)\frac{df_j(s)}{ds} + W_{ij}(s,\sigma) f_j(s) + \varepsilon \int_{1-d/\ell}^{1} G_{ij}(s,t) f_j(t)dt = Z_i(s,\sigma_0) \qquad (i,\ j = 1,2) \qquad (1)$$

где ℓ - полудлина трещины, d - длина концевой области трещины, $1-\rho \le t \le 1$, $\rho = d/\ell$ - безразмерная длина концевой области, параметр ε зависит от начальной жесткости связей κ_B и жестокостей материалов полуплоскостей

$$\varepsilon = \frac{\kappa_B \ell}{2\pi}\left(\frac{k_1+1}{\mu_1} + \frac{k_2+1}{\mu_2}\right), \quad \kappa_B = \frac{E_B}{H} \qquad (2)$$

Здесь E_B - начальный модуль упругости связей, H - линейный размер, пропорциональный толщине зоны неоднородности на участке соединения материалов, $k_{1,2} = 3-4\nu_{1,2}$ (плоская деформация) или $k_{1,2} = (3-\nu_{1,2})/(1+\nu_{1,2})$ (плоское напряженное состояние), $\nu_{1,2}$ и $\mu_{1,2}$ - коэффициенты Пуассона и модули сдвига материалов подобластей 1 (Y>0) и 2 (Y<0), (см. рис.1), $\sigma = \sqrt{q_y^2 + q_x^2}$ - модуль вектора усилий в связях (напряжение в связи). Неизвестные функции $f_{1,2}(s)$ в уравнении (1) связаны с нормальными $q_y(s)$ и касательными $q_x(s)$ усилиями в связях в концевой области трещины [4,5]. Выражения для функций $T_{ij}(s,\sigma), W_{ij}(s,\sigma), G_{ij}(s,t), Z_i(s,\sigma_0)$ приведены в [4]. Отметим, что ядро $G_{ij}(s,t)$ является сингулярным, а функции $T_{ij}(s,\sigma), W_{ij}(s,\sigma)$ зависят также от податливости связей. Методика решения СНИДУ рассмотрена в работе [5]. Рассмотрим результаты расчетов параметров сходимости численного решения для трещины длины $2\ell = 10^{-3} м$ на границе соединения полуплоскостей из различных материалов – металла (модуль упругости $E_1 = 135\ ГПа$) и полимера (модуль упругости $E_2 = 25\ ГПа$), коэффициенты Пуассона

материалов $\nu_1 = \nu_2 = 0.35$, с двумя концевыми областями одинакового размера, заполненными связями, с нелинейной диаграммой деформирования (начальный модуль упругости связей $E_B = E_2$). Распределения усилий $q_{x,y}$ вдоль концевой области трещины определяются из решения СНИДУ (1), причем для связей с нелинейной диаграммой деформирования решение зависит не только от параметра относительной жесткости связей ε (см. (2)), но и вида кривой деформирования связей. Во многих практически важных случаях кривую деформирования связей можно представить в форме билинейной зависимости [5]

$$\sigma(u) = \begin{cases} u(s)/c_B, & 0 \le u(s) \le u_m, \\ \dfrac{u_m}{c_B(\eta-1)}\left[\left(\eta - \dfrac{u(s)}{u_m}\right) + \chi\left(\dfrac{u(s)}{u_m} - 1\right)\right], & u_m < u(s) \le u_{cr}, \end{cases} \quad \eta = \frac{u_{cr}}{u_m}, \quad \chi = \frac{\sigma_{cr}}{\sigma_m} \tag{3}$$

где c_B - начальная податливость связей на участке линейно-упругого деформирования, u_{cr} - предельная вытяжка связи, при которой происходит ее разрыв. Параметры η и χ в (3), определяют сходимость численного решения СНИДУ, σ_m - максимальное упругое напряжение в связях, соответствующее раскрытию трещины u_m, σ_{cr} - напряжения в связи перед разрывом. Билинейные зависимости вида (3) для нескольких значений относительной податливости связей ($u_m = 10^{-7}\,м$, $\eta = 2$ и $\chi = 0.5$) представлены на рис.2.

Ниже приведены численные результаты анализа сходимости итерационного решения СНИДУ (1). В процессе расчетов были фиксированы: 1) параметр, определяющий изменение кривой деформирования $u_m = 10^{-7}\,м$; 2) относительная податливость связей $c_0 = 0.1$; 3) параметр $H = c_0\ell = 0.5\cdot 10^{-3}\,м$; 4) начальная податливость при упругом деформировании связей c_B

$$c_0 = \frac{H}{\ell}, \quad c_B = c_0\frac{\ell}{E_B}, \quad c_B = 0.1\frac{0.5\cdot 10^{-3}\,м}{25\cdot 10^9\,Па} = 2\cdot 10^{-9}\,м\cdot МПа^{-1}, \sigma_m = \frac{u_m}{c_B} = 50 МПа \tag{4}$$

Здесь σ_m - максимальное упругое напряжение в связях. В рамках принятой модели, размер части концевой области трещины, в которой связи деформируются по нелинейному закону, зависит от начальной податливости связей. Если начальная податливость постоянна вдоль концевой области, то упругие напряжения в связях максимальны на краю концевой области [4]. Зависимость упругих напряжений на краю концевой области от размера концевой области трещины для указанных выше параметров материалов и связей приведена на рис. 3. Напряжения на крайней связи достигают наибольшей величины $(\sigma/\sigma_0) \approx 4.74$ при относительном размере концевой области $(d/\ell) \approx 0.16$. Соответственно, область нелинейного деформирования возникает, если внешняя нагрузка $\sigma_0 > (\sigma_m/4.74)$. При $\sigma_m = 50 МПа$ получаем $\sigma_0 \approx 11 МПа$. Рассмотрим деформирование связей в концевой области для $\chi = 1$ $(\sigma_{cr} = \sigma_m)$ и $\eta = 7.5$ в выражении (3). Зависимость числа итерации до достижения сходимости от размера концевой области трещины при различных уровнях внешней нагрузки приведена на рис. 4. При увеличении внешней нагрузки максимальное число итераций наблюдается при бóльшем размере концевой области, хотя параметры кривой деформирования не изменяются. Это связано с тем, что при относительно малых (по сравнению с σ_m) внешних нагрузках заметное нелинейное деформирование связей реализуется при малых размерах концевой области, где наибольшая концентрация напряжений (см. рис. 3). При возрастании внешней нагрузки диапазон концевых областей трещины, для которых возможно нелинейное деформирование, заметно увеличивается. Бóльшему размеру концевой области

соответствует бóльшая зона нелинейного деформирования, и, соответственно, бóльшее число итераций до достижения сходимости. При внешней нагрузке $11 МПа \le \sigma_0 \le 40 МПа$ итерационный процесс сходится при любом размере концевой области, причем число итераций, за которое достигается сходимость итерационного процесса решения, увеличивается пропорционально величине внешней нагрузки.

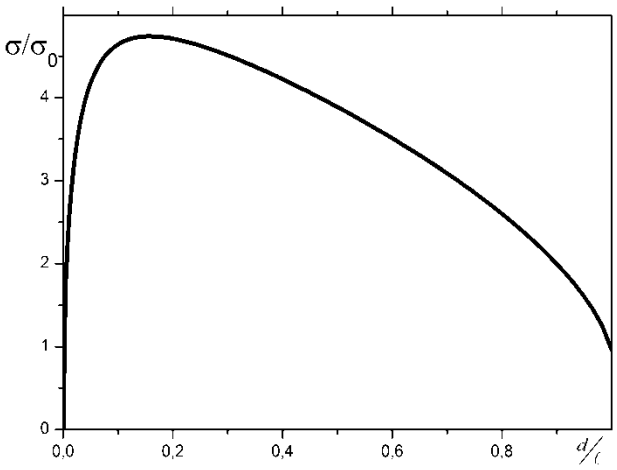


Рис. 3 Напряжения на краю концевой области трещины. Линейно-упругие связи.

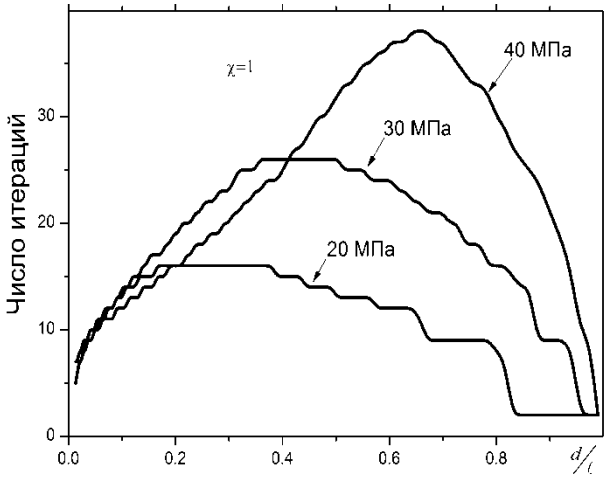


Рис. 4 Зависимость числа итераций от длины концевой области трещины.

Модель трещины на границе соединения материалов со связями между берегами позволяет исследовать основные закономерности распределения усилий в связях при различных законах их деформирования, проводить анализ предельного равновесия трещины с учетом кинематического и энергетического условий разрушения [6]. Модель может быть использована на различных масштабах разрушения и дает возможность с единых позиций рассматривать процесс разрушения адгезионных соединений, включая стадии зарождения дефекта, формирования и роста трещины на нано- , микро- и макро-уровнях.

Работа выполнена при финансовой поддержке Программы РАН I.1.16 (АААА17-117121120012-7).

Литература

1. Rose L.R.F. Crack reinforcement by distributed springs // J. Mech. Phys. Solids. 1987. V.35. No. 4. P.383-405.
2. Cox B.N., Marshall D.B. Concepts for bridged cracks in fracture and fatigue. // Acta metal. mater. 1994. V.42. № 2. P. 341– 363.
3. Греков М.А., Морозов Н.Ф. О равновесных трещинах в композитах, армированных однонаправленными волокнами // ПММ. 2006. Т. 70. Вып. 6. С.1054– 1066.
4. Гольдштейн Р.В. Перельмутер М.Н. Трещина на границе соединения материалов со связями между берегами. // Изв. РАН. МТТ. 2001. №1. С. 94-112.
5. Перельмутер М.Н. Трещина на границе раздела материалов с нелинейными связями в концевой области // ПММ. 2011. Т. 75, вып. 1. С. 152-173.
6. Перельмутер М.Н. Критерий роста трещин со связями в концевой области // ПММ. 2007. Т. 71, Вып.1. С. 152-171.

УДК 66.5

РАСЧЕТНО-ЭКСПЕРИМНТАЛЬНАЯ ДИАГНОСТИКА НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ КРУПНОГАБАРИТНЫХ ДЕТАЛЕЙ МАШИН ХИМИЧЕСКОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ И ОЦЕНКА ИХ РЕСУРСА

CALCULATED AND EXPERIMENTAL DIAGNOSTICS OF THE STRESS STATE OF LARGE-SIZED PARTS OF THE CHEMICAL INDUSTRY MACHINES AND ESTIMATION OF THEIR LONGEVITY

Петрова И.М.[1] – к.т.н., в.н.с., **Филимонов М.А.**[2] **–** к.т.н., эксперт
[1]Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия
[2]АО НИЦ «Технопрогресс», Москва, Россия
gadolina@mail.ru

Abstract. A series of model and full-scale strain-gauge studies of the stress-strain state (SSS) of a large compressor connecting rod has been carried out. A computational model for assessing SSS is proposed, and its satisfactory agreement with the obtained experimental results is shown. The results of the SSS assessment are used to predict the resource for various operating options.
Keywords: compressor connecting rod, stress-strain state, full-scale tensometric study

Аннотация. Проведена серия модельных и натурных тензометрических исследований напряженно-деформированного состояния (НДС) крупногабаритного шатуна компрессора. Предложена расчетная модель оценки НДС, показано её удовлетворительное соответствие полученным экспериментальным результатам. Результаты оценки НДС использованы для прогнозирования ресурса при различных вариантах эксплуатации.
Ключевые слова: шатун компрессора, напряженно-деформированное состояние, натурное тензометрическое исследование

На ряде предприятий, эксплуатирующих азотоводородные компрессоры, наблюдались случаи разрушения шатунов [1], что создает опасную ситуацию. Обследование разрушенных машин показало, что все случаи поломок идентичны и явились следствием появления усталостных трещин в поршневых головках. Как правило, образование трещин начиналось с внутренней поверхности головки в её среднем сечении. При этом экспериментальные исследования работоспособности элементов конструкций, отличающихся большими размерами и работающими в химическом производстве, представляет большие затруднения.

Расчет прочности головки шатуна компрессора содержит ряд допущений, на него влияют кривизна головки, угол заделки, зазор между пальцем и втулкой, конструктивные особенности исполнения головок. В связи с этим целесообразно проведение исследование напряженного состояния головки экспериментальными и расчетными методами с использованием численного эксперимента с целью сопоставление полученных результатов. Учитывая, что поверхностных повреждений, возникающих от действия контактных напряжений в обследованных машинах не наблюдалось, при оценке вероятности безотказной работы шатуна их не рассматривали. Ранее уже была проанализирована вероятность отказа элементов механической системы в зависимости от зазоров [2] и рассмотрены методы оценки механических систем путем моделирования их технического состояния.

Исследования проводились на крейцкопфной головке шатуна компрессора 6ЧБК-355 (поршневое усилие 25 тонн). Практика показала, что все происшедшие случаи образования и развития усталостных трещин, разрушений головок в эксплуатации

приходились на сечение головок с координатами 80-100^0 от продольной оси симметрии шатуна (Рис.1), что свидетельствует о действии максимальных напряжений в этих сечениях, следовательно, наибольший интерес вызывает распределение напряжений в этих зонах, а не в месте перехода головки в стержень шатуна.

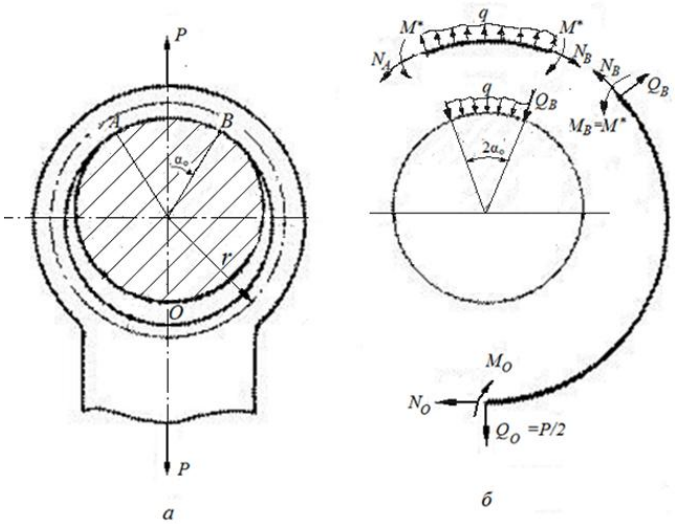


Рис.1. Силы, действующие в головке шатуна оппозитного компрессора

На границе участков контакта и зазора пальца с расточкой шатуна в точках А и В возникают радиальная сила N_B, тангенциальная сила Q_B и изгибающий момент M_B. Так как жесткость пальца на несколько порядков больше жесткости головки шатуна, то в соответствии с [3] на участке контакта ВО будет действовать постоянный изгибающий момент M_B. Для рассматриваемой конструкции жесткость пальца на несколько порядков больше жесткости головки шатуна. В этом случае кривизна внутренней поверхности головки шатуна в пределах угла контакта будет равна кривизне пальца. Тогда на участке АВ (рис. 1) кривизна постоянна и изгибающий момент равен [4]

$$M^* = \frac{EI_x(r-\rho^*)}{r\rho^*} \qquad (1)$$

Где E – модуль упругости, I_x – момент инерции, r – средний радиус головки,

$\frac{1}{\rho^*} = \frac{1}{r_o+\frac{h}{2}}$– кривизна головки в области контакта, r_o- радиус поршневого пальца, h – высота сечения головки.

Из условия сопряжения участков изгибающие моменты равны $M_B = M^*$. Момент в текущем сечении, при начале отсчета угла α на границе участков (контактный угол $2\alpha_o$) будет равен:

$$M = M^* + N_B(1 - cos\alpha) - Q_B r\, sin\alpha \qquad (2).$$

Тогда уравнение упругой линии кольца в соответствии с [3] будет иметь вид:

$$\frac{d^2W}{d\alpha^2} + W = -\frac{Mr}{EI_x} \qquad (3)$$

Подставив формулу (2) в уравнение (3) получим

$$\frac{d^2W}{d\alpha^2} + W = -\frac{r^2}{EI_x}[M^* + N_B r(1 - -cos\alpha) - Q_B r\, sin\alpha] \qquad (4)$$

где W- радиальное смещение точки контакта W = - $dV/d\alpha$, r- радиус упругой линии кольца. Угол поворота нормали υ определяется из выражения [3]

$$\vartheta = \frac{V}{r} - \frac{1}{r}\frac{dW}{d\alpha}, \qquad (5)$$

где V - окружное смещение точки кольца.

Основные результаты

Как было отмечено ранее в работе [5], используя граничные условия при α=0 и α=π-α_0 можно определить значения силовых факторов *N* и *Q* как функции угла α. Методом численного эксперимента с использованием формулы (4) были определены напряжения в зоне от угла α_0 до угла перехода головки в стержень шатуна. При этом варьировались эксплуатационные нагрузки и зазоры в сопряжении шатун – палец. Расчет напряженного состояния головки шатуна проводили для сечений, находящихся в пределах углов от α, соответствующего окончанию зоны контакта до угла φ =135^0. Заданные нагрузки соответствовали эксплуатационным: 180кН при номинальном режиме работы; 250кН при работе с перегрузкой и 100кН при недогрузке машины. Зазоры в сопряжении шатунный палец – расточка шатуна также задавалось в соответствии с эксплуатационными: крайние значения составили 0,05мм и 0,15мм. Среднее значение зазора приняли равным 0,1мм. По результатам аналитических расчетов, в которых варьировались нагрузки в деталях кривошипно-шатунного механизма и зазоры в сопряжении расточка шатуна – палец шатуна, были определены напряжения, действующие в наиболее нагруженном сечении головки шатуна. Распределение напряжений на внутренней поверхности головки шатуна в зависимости от нагрузки и величины зазора показано на рисунке 2.

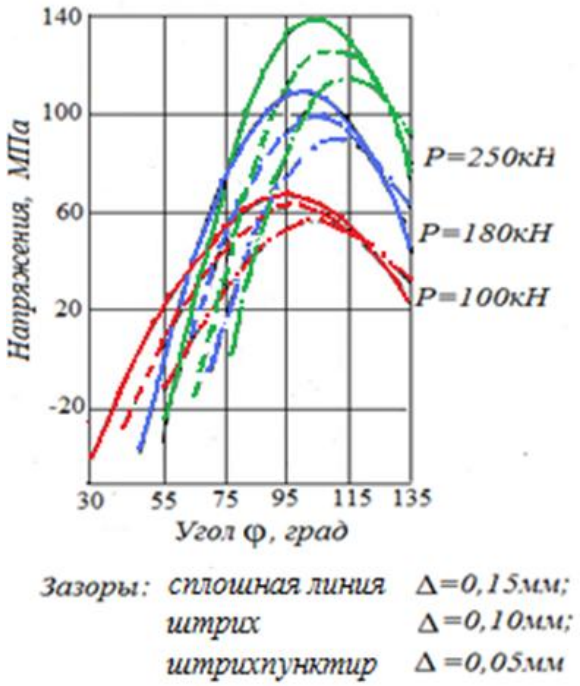


Рис.2. Распределение напряжений на внутренней поверхности головки шатуна, полученные численным экспериментом

Характеристики сопротивления усталости шатуна определены по рекомендациям [6, 7] и ГОСТ 25 504 «Расчеты и испытания на прочность в машиностроении. Методы расчета характеристик сопротивления усталости». Шатун изготовлен из стали 40Х, для которой предел выносливости на основе справочных данных можно принять равным

σ_{-1} =280…290 МПа.

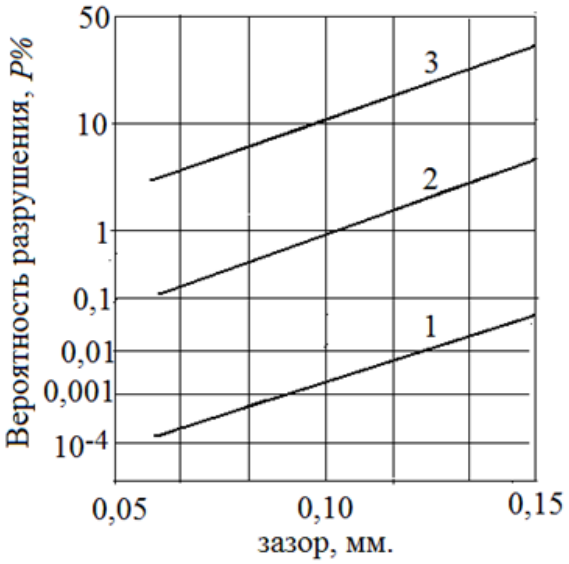


Рис.3. Вероятность разрушения шатуна в зависимости от нагрузки и зазора (Значения поршневых сил: 1-250кН; 2- 180кН; 3-100кН)

Выводы

Численный эксперимент позволяет также оценить одновременное влияние увеличения и зазоров на рост напряжений, что практически невозможно осуществить путем экспериментальных исследований. Проведенные экспериментальные испытания позволили определить напряжения в головке шатуна в процессе эксплуатации.

Напряжения в головке шатуна оппозитного компрессора, определенные численными методами исследования, превышают напряжения, определенные экспериментально, на 7…22% и дают более консервативную оценку напряженного состояния. Использование расчетных методов определения напряжений позволяет оценить влияние нагрузок, зазоров в сопряжении палец-головка шатуна и заблаговременно принять необходимые меры по поддержанию требуемого уровня вероятности безотказной работы[6ког].

Литература

1. Гусев Б.М., Несвижский Ф.А., Петрова И.М., Филимонов М.А. Повышение надежности оппозитных компрессоров/ Экспресс информация. Отечественный производственный опыт. Серия азотная промышленность - М. НИИТхим, 1986. № 4. С. 8-10.

2. Петрова И.М., Филимонов М.А. Вероятность отказа элементов механической системы в зависимости от зазоров / Проблемы машиностроения и надежности машин. 2018. № 2. С. 25-29.

3. Бояршинов С.В. Основы строительной механики машин. М.: Машиностроение. 1973. - 456с.

4. Гольбац-Кокин Э.М. Расчет поршневой головки шатуна с учетом ее жесткости и зазора посадки в ней пальца / Энергомашиностроение 1969. №8. с.39-41.

5. Петрова И.М., Филимонов М.А. Оценка надежности шатунов компрессора / Проблемы машиностроения и надежности машин. 2018. № 2. С. 25-29.

6. Когаев В.П. Расчеты на прочность при напряжениях, переменных во времени - М.: Машиностроение, 1993 - 363с.

7. МУ Расчеты деталей машин на выносливость в вероятностном аспекте. Редакторы: А.П. Гусенков, И.М. Петрова, И.В. Гадолина. М. ИМАШ РАН – МЦНТИ, 1991. - 85с.

УДК 539.3

ПРОЧНОСТЬ СТЕКЛО- И УГЛЕПЛАСТИКОВ ПРИ СДВИГЕ В ШИРОКОМ ДИАПАЗОНЕ СКОРОСТЕЙ НАГРУЖЕНИЯ[1]

STRENGTH OF GLASS- AND CARBON-FIBER REINFORCED PLASTICS AT SHEAR IN A WIDE RANGE OF LOADING SPEEDS

Петрова Т.В. – аспирант, **Солодилов В.И.** – к.т.н., с.н.с.,
Горбаткина Ю.А. – д.ф.-м.н., г.н.с.
Федеральный исследовательский центр химической физики им. Н.Н. Семенова РАН, Москва, Россия
tuyara.2312@mail.ru

Abstract. The shear strength of unidirectional carbon- (CP) and glass - fiber (GP) reinforced plastics based on an epoxy matrix modified with different plasticizers in a wide range of loading rates was investigated. Diethylene glycol diglycidyl ether (DEG-1), furfuryl glycidyl ether (FGE), and epoxyurethane oligomer (PEF-3a) were used as modifiers. The concentration dependences of the shear strength were determined for CP and GP based on plasticized matrices. It is shown that the dependence τ – lg $\dot{\tau}$ is linear for all studied composites. The activation energy of the fracture process U_0 and activation volume γ during plasticization of CP and GP matrices decrease.

Keywords: shear strength, reactive diluent, unidirectional reinforced plastics.

Аннотация. Исследована прочность при сдвиге однонаправленных угле- (УП) и стеклопластиков (СП) на основе эпоксидной матрицы, модифицированной разными активными разбавителями в широком диапазоне скоростей нагружения. В качестве модификаторов использовали диглицидиловый эфир диэтиленгликоля (ДЭГ-1), фурфурилглицидиловый эфир (ФГЭ) и эпоксиуретановый олигомер (ПЭФ-3а). Определены концентрационные зависимости прочности при сдвиге для СП и УП на основе модифицированных матриц. Показано, что зависимость τ – lg $\dot{\tau}$ линейна для всех исследованных армированных пластиков. Энергия активации процесса разрушения U_0 и активационный объем γ при пластификации матриц СП и УП снижаются.

Ключевые слова: прочность при сдвиге, активный разбавитель, однонаправленные армированные пластики.

Пластики, армированные непрерывными волокнами применяют в изделиях, на которые могут воздействовать как статические, так и динамические нагрузки. Для создания композиционных материалов (КМ) с высокими физико-механическими свойствами, а также для прогнозирования изменения прочности в условиях эксплуатации необходимо знать, как меняется прочность при изменении скорости нагружения.

В работе исследованы однонаправленные стекло- (СП) и углепластики (УП) на основе эпоксидных матриц, модифицированных активными разбавителями, которые в разной степени оказывают пластифицирующий эффект на матрицу КМ. Цель работы состоит в оценке влияния разных модификаторов на прочность при сдвиге армированных пластиков в условиях статических и динамических скоростях нагружения.

Связующие представляли собой смеси эпоксидианового олигомера ЭД-20 и одного из трех модификаторов: фурфурилглицидилового эфира (ФГЭ), диглицидилового эфира диэтиленгликоля (ДЭГ-1), эпоксиуретанового олигомера (ПЭФ-3). Модификаторы вводили от 10 до 50 % от массы ЭД-20. На основе полученных связующих наматывали кольцевые образцы СП и УП. Из намотанных колец вырезали сегменты, которые испытывали на сдвиг по трехточечной схеме нагружения методом короткой балки в диапазоне скоростей нагружения – от 0,8 мм/мин до 5,4 м/с. Также определили температуры стеклования модифицированных эпоксидных матриц.

[1] Работа поддержана РФФИ, проект № 20-33-90311

Показано, что прочность при сдвиге τ СП, модифицированных ФГЭ, практически не меняется при изменении содержания активного разбавителя в условиях ударного воздействия, а для квазистатического нагружения при содержании 10 мас.% ФГЭ значения τ на 15-20% меньше, чем для немодифицированной СП. Снижение значения τ СП наблюдается при добавлении ПЭФ-3 [1]. Максимальное изменение τ составляет от 10% до 20 % при 50 % содержании ПЭФ-3 в зависимости от скорости нагружения. Возможно, это связано со значительным уменьшением температуры стеклования T_g. При добавлении 30 мас.% ДЭГ-1 [1] наблюдается рост прочности при сдвиге τ на 15 % при квазистатических скоростях нагружения, при динамических – 40%. Дальнейшее увеличение содержания ДЭГ-1 приводит к уменьшению τ, которое возможно связанно с изменением уровня остаточных напряжений. Все значения T_g модифицированных матриц снижаются с ростом концентрации модификаторов.

В УП, модифицированной 40% ФГЭ значение τ ниже на 20%, чем для немодифицированного УП. Максимум наблюдается при 20% ФГЭ так же, как и в СП. При добавлении ДЭГ-1 прочность при сдвиге имеет тенденцию к снижению. Добавление ПЭФ-3 не меняет значения τ.

При любом виде модифицирования прочность τ линейно растет с увеличением lg $\dot{\tau}$. Это указывает на термофлуктуационный механизм разрушения, как и при растяжении [1]. По зависимости τ – lg $\dot{\tau}$ рассчитали значения активационного объема γ и энергии активации процесса разрушения U_0, которые являются параметрами формулы Журкова [2] (табл.1). Из таблицы видно, что активационный объем γ уменьшается при увеличении содержания модификатора. Подобное снижение значения γ вероятно связано с пластификацией матриц, так как γ показывает степень перенапряжения связей. При введении активных разбавителей в матрицы армированных пластиков также уменьшаются значения U_0.

Табл. 1. Коэффициенты уравнения Журкова для СП и УП на основе модифицированных эпоксидных матриц

Модификатор, показатели	Стеклопластик					Углепластик				
	Количество модификатора, мас.%									
ДЭГ-1	**0**	**10**	**20**	**30**	**50**	**0**	**10**	**20**	**30**	**50**
γ, $см^3$/моль	3415	1421	851	1305	819	-	-	-	-	-
U_0, кДж/моль	237	152	123	159	118	-	-	-	-	-
ПЭФ-3	**0**	**10**	**20**	**30**	**50**	**0**	**10**	**20**	**30**	**50**
γ, $см^3$/моль	2445	2179	1879	1918	2121	4828	3733	5773	8000	5385
U_0, кДж/моль	218	203	179	179	182	377	303	432	607	404
ФГЭ	**0**	**20**	**30**	**40**	**50**	**0**	**20**	**30**	**40**	**50**
γ, $см^3$/моль	4556	3564	-	3021	-	4326	2464	-	1222	-
U_0, кДж/моль	324	276	-	209	-	307	176	-	110	-

Работа поддержана РФФИ, проект № 20-33-90311

Литература

1. Горбаткина Ю. А., Солодилов В. И., Сушенков В. А. Прочность эпоксидных стеклопластиков при сдвиге в широком диапазоне скоростей нагружения // ВМС. 2004. Сер. А. Т. 46. № 7. С. 1198 - 1204.

2. Регель В.Р., Слуцкер А. И., Томашевский Э. Е. Кинетическая природа прочности твердых тел. М.: Наука, 1974.

УДК 621.879.3

К ВОПРОСУ ПОВЫШЕНИЯ НАДЕЖНОСТИ МАШИН ДЛЯ ОТКРЫТЫХ ГОРНЫХ РАБОТ С ИСТЕКАЮЩИМ ИЛИ ИСТЕКШИМ НОРМАТИВНЫМ СРОКОМ ИХ ЭКСПЛУАТАЦИИ

ON THE ISSUE OF IMPROVING THE RELIABILITY OF MACHINES FOR OPEN-PIT MINING OPERATIONS WITH EXPIRING OR EXPIRED STANDARD EXPLOITATION PERIOD

Побегайло П.А.[1] – к.т.н., с.н.с., **Крицкий Д.Ю.**,[2] – инженер, нач. отдела,
Ильина А.Н.[3] – к.ф-м.н., доцент
[1]Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия
[2]АО "СУЭК-КРАСНОЯРСК, Красноярск, Россия
[3]Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет), Москва, Россия
e-mail: petrp214@yandex.ru

Abstract. The operation of mining machines in the Russian Federation is now enriched by a new problem - the need to operate machines with an expiring or already expired standard service life. This could not but affect both their reliability and the reliability of machines working with them in the same technological chains. This article is devoted to the analysis of failures of such machines.
Keywords: mining machines, excavator, reliability, failures.

Аннотация. Эксплуатация горных машин в РФ в настоящее время обогатилась новой проблемой - необходимостью эксплуатировать машины с истекающим или уже с истекшим нормативным сроком службы. Это не могло не сказаться как на их надежности, так и на надежности машин работающих с ними в одних технологических цепочках. Анализу отказов таких машин и посвящена настоящая работа.
Ключевые слова: горные машины, экскаваторы, надежность, отказы

Введение. Горные машины для открытых горных работ играют в жизни человечества все большую роль, так как именно они, их эффективная работа, обеспечивает планету необходимым для выживания сырьем. Важность социальной и экономической роли этих машин, растущая их востребованность, диктуют все более и более жесткие требования к их надежности. Надежность горных машин существенным образом зависит от качества работы инженерных подразделений организаций их эксплуатирующих. Качество работы указанных инженерных служб во многом может быть оценено через понятие отказа. Минимизация их числа, снижение затрат времени и финансовых средств на их устранение - вот главные требования к работе инженеров - эксплуатационщиков. При этом нельзя сказать, что проблема отказов в нашей стране полностью решена, из-за этого есть известные проблемы и с надежностью горных машин. Некоторым попыткам улучшить ситуацию с отказами и посвящен настоящий текст.

При этом отметим, что основной упор нами был сделан на анализ отказов горных машин с истекшим или истекающим нормативным сроком эксплуатации, что связано с тем, что таких машин сейчас в парке отечественной технике весьма много. И проблема эта новая, т.к. в советское время такого не было.

Степень разработанности темы. Исследования проблемы надежности горных машин в серьезном виде и с самых разных позиций стартовали с конца 50-ых - начала 60-ых годов прошлого века - по мере появления соответствующих капитальных работ, поток которых нарастал вплоть до конца 90-ых годов прошлого века и имел широчайшую область приложения во всех областях народного хозяйства.

Исследованиями надежности горных машин (и различных экскаваторов)

занимались и занимаются следующие инженеры и ученые: Балаховский М.С., Бардышев О.В., Барыкин М.Д., Беленький Д.М., Бисенов Ж.С., Боголюбов Б.Н., Бондарович Б.А. [2], Волков Д.П., Галкин В.И., Гетопанов В.Н., Голубев В.А., Гольдбухт Е.Е., Горбунов И.В., Дёмин А.А., Доронин С.В., Дрок А.И., Ермоленко В.А., Ефимов В.Н., Зорин В.А., Иванов А.В., Кабашев Р.А., Каракулев А.В., Ким Б.Г., Ковальчук В.А., Кравченко В.М., Красников Ю.Д., Крылов Э.С., Кох П.И., Кучеров Г.А., Марченко И.А., Махно Д.Е., Монастырский В.Ф., Морозов В.И., Москвичев В.В., Николаев С.Н., Новиков Б.А., Оленев В.А., Перепонов В.И., Петров И.В., Первов К.М., Попандопуло К.В., Радкевич Я.М., Рахутин Г.С., Рейш А.К., Репин В.Н., Ровках С.Е., Русихин В.И., Самарин А.М., Седаков Л.В., Семенча П.В., Сергеев М.Т., Сиделев В.И., Солод В.И., Солод Г.И., Солод С.В. [1], Троп А.Е., Федоров Д.И. [2], Фейгин Л.А., Хазанет Л.Л., Хазов Б.Ф., Хромой М.В., Хургин З.Я., Шадрин А.И., Шаповалов Л.Т., Шендеров А.И. [3], Шукайло В.Ф., Щуцкий В.И. и многие др.

Кроме этого необходимо отметить, что многие исследования и аспекты проблемы надежности нашли свое отражение в многочисленных нормативных и расчётных документах, многие из которых актуальны и сегодня.

Однако, не смотря на весьма существенное число публикаций и огромные физические и финансовые усилия по повышению надежности отечественных горных машин нельзя сказать, что эта задача реализована. Скорее наоборот - в последние десятилетия проблема только нарастает и предстает все новыми и новыми гранями и красками. И, да - наши горные машины все также уступают в этой части своим зарубежным конкурентам.

Поэтому любые работы, вносящие позитив в данное направление являются актуальными и востребованными.

Основной текст. В начале представленной в настоящей статье работы её авторами были собраны статистические данные по отказам на нескольких крупных (и в чем-то типовых) отечественных разрезах. При этом данные были собраны за длительный период в несколько лет. К тому же авторам удалось найти по этим разрезам некоторые данные по отказам советского времени.

После этого полученные данные были подвергнуты математической обработке с применением пакета MATLAB (с написанием потребного текста программы).

Перед тем, как использовать указанное программное обеспечение мы проанализировали распределение отказов по времени их появления за сутки, а также изучили вопрос о том, какое время на устранение тех или иных отказов требуется (все это было выполнено для годового интервала). Иными словами, мы осуществили подготовку исходных данных к анализу, представив их в потребном для нас виде, что иллюстрирует рисунок 1. На нем приведена одна из полученных нами частотных диаграмм по распределению отказов по времени суток – для ночной смены на одном из разрезов.

Рис. 1 Частотная диаграмма для ночной смены

Примечание: цифра 1 по оси абсцисс это временной интервал от 19 до 20 часов вечера,

цифра 2 - это временной интервал от 20 до 21 часа вечера и т.д. По оси ординат откладывается число отказов в часовой промежуток (смены двенадцатичасовые).

В ходе выполнения данного этапа настоящей работы нами было установлено, что в ряде случаев имеется тенденция к росту числа аварий, снижению производительности и увеличению затрат. Причем, это особенно сильно видно при анализе состояния несущих металлоконструкций карьерных экскаваторов с истекающим или уже истекшим нормативным сроком эксплуатации.

Суть этапа обработки этих данных, в указанном выше математическом пакете, состоит в том, чтобы перейти в наших исследованиях от дискретности к непрерывности заменив графики подобные представленному на рисунке 1 на графики подобные показанным ниже на рисунках 2 и 3 . Ход наших действий при этом таков (в качестве примера на базе частотного графика на рисунке 1).

Сначала мы строим полигон частот $f(x)$ – ломанную, соединяющую верхние грани прямоугольников, образующих частотную диаграмму.

Далее мы осуществляем обработку полученной кусочно-гладкой функции $f(x)$ и, с помощью инструментов среды MATLAB, получаем её представление в виде суммы гармоник:

$$f(x) = \frac{1}{2}\cdot 65{,}4583 + \left(1{,}0362\cdot 10^{-15}\cdot\cos\left(\frac{\pi x}{12}\right) + 3{,}227\cdot 10^{-14}\cdot\sin\left(\frac{\pi x}{12}\right)\right) +$$
$$+\left(2{,}7234\cdot\cos\left(\frac{2\pi x}{12}\right) + 4{,}5343\cdot\sin\left(\frac{2\pi x}{12}\right)\right) + \qquad , (1).$$
$$+\left(-2{,}8126\cdot 10^{-15}\cdot\cos\left(\frac{3\pi x}{12}\right) + 5{,}3291\cdot 10^{-15}\cdot\sin\left(\frac{3\pi x}{12}\right)\right) + \ldots$$

После этого в наших руках оказываются графики сумм первых 10 и 20 членов полученного ряда (они показаны на рис. 2 и рис. 3). Отметим, что число гармоник сейчас взято нами для примера и не является догмой – в иных случаях может быть иное их количество.

В рассматриваемом случае для ситуации с двадцатью гармониками относительная погрешность составляет 0,3% и представляется вполне удовлетворительной для рассматриваемого класса проблем (формулу вычисления погрешности сейчас не приводим).

При обработке исходных данных собранных нами на разрезах мы построили не только графики типа того, что представлен на рисунке 1, но и еще несколько – один из них это график частотного распределение времени потребного на устранение единичного отказа (не приведен сейчас из-за не хватки места). Эти графики также подвергаются описанному выше анализу с помощью разработанного нами подхода.

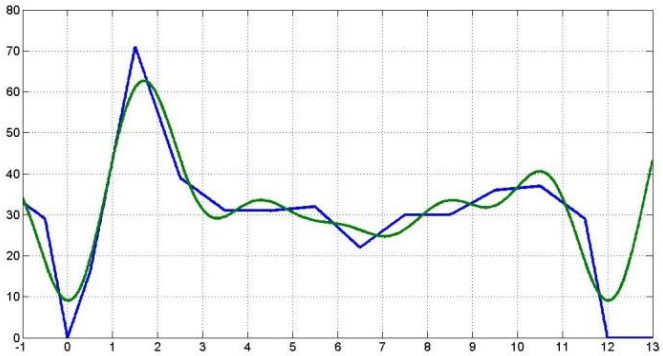


Рис. 2. Сумма N членов ряда при $N = 10$

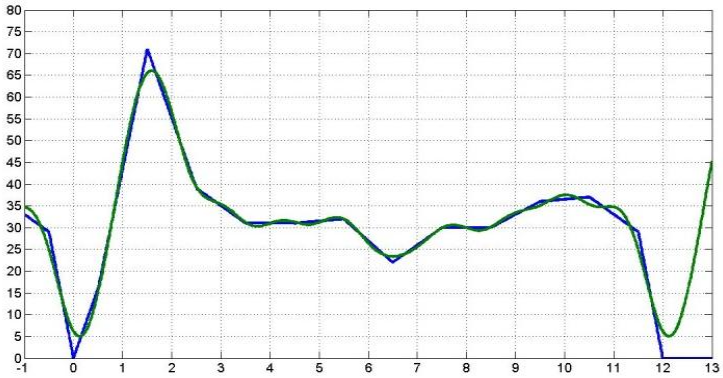


Рис. 3. Сумма N членов ряда при $N = 20$

Результат обработки указанного графика по описанной выше схеме сейчас нами не приводится также из-за нехватки места. Также мы не можем сейчас указать графики частотного распределения отказов (и их обработку) для конкретных узлов горных машин.

Заключение. В настоящей работе её авторами впервые в нашей стране сформулирована важнейшая и еще мало разрешенная проблема о снижении числа отказов при эксплуатации горных машин на открытых горных работах подошедших или уже вышедших за срок их нормативной эксплуатации (и тем самым о снижении затрат и обеспечении потребной разрезам производительности).

При этом на основании значительного собранного корпуса исходной информации получены важные прикладные результаты (в тексте не приведены).

К числу капитальных теоретических итогов настоящей работы следует отнести то, что:

- выявлен рост числа отказов на ряде отечественных разрезов у горных машин находящихся либо перед Рубиконом, либо уже за ним в части нормативного срока их эксплуатации;
- на одном из разрезов выявлена ритмическая природа появления отказов – качественно одинаковая для дневной и ночной смен. Ночью число отказов больше (сезонные ритмы качественно тут такие же, как и в советское время). Это указывает на необходимость дальнейших исследований влияния биологических особенностей людей на эксплуатацию горных машин;
- частотные графики вполне удачно могут быть обработаны средствами гармонического анализа.

В завершении настоящего текста отметим, что внедрение в практику эксплуатации горных машин предложенного авторами настоящей статьи подхода к анализу отказов позволит повысить надежность горных машин, снизить их аварийность и финансовые затраты на их ремонт. Так же заметим, что данное исследование органично входит как в создаваемую её авторами систему экспресс - диагностики карьерных экскаваторов, так и тесно примыкает к разрабатываемой нами методологии проектирования карьерных экскаваторов с гидравлическим приводом.

Литература

1. Солод С.В. Надёжность горных выемочных машин. М.: ООО "Недра-Бизнесцентр", 2003. 291 с.
2. Фёдоров Д.И., Бондарович Б.А. Надёжность рабочего оборудования землеройных машин. М.: Машиностроение, 1981. 280 с.
3. Шендеров А.И., Емельянов О.А., Один И.М. Надёжность горнотранспортного оборудования. М.: Недра, 1976. 247 с.

УДК 539.3

ТЕХНОЛОГИЧЕСКАЯ БИОМЕХАНИКА ВОЛОКНИСТЫХ КОМПОЗИТОВ[1]

TECHNOLOGICAL BIOMECHANICS OF FIBROUS COMPOSITES

Полилов А.Н. – д.т.н., г.н.с., **Татусь Н.А.** – к.т.н., с.н.с.
Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН, Москва, Россия
polilovan@mail.ru

Abstract. There are numerous examples of the use of Natural solutions in technology, and in particular, in the design of composite structures [1]. Bio-inspired methods are widely used - a method suggested by Nature. For instance: how does branch-trunk connection work? You can break a branch, but no effort should be made to tear the branch off the trunk. The connection turns out to be stronger than the part itself. So far, designers of composite products can only dream of such methods of fastening.
Keywords: bio-inspired method; bio-mimetics; FRP (fiber-reinforced plastic); wood structure; knot structure; fibers following around the hole; CFRP; GFRP; curvilinear reinforcement; methods of composite members connection; scale effect of strength; 3D printing; shaped composite elements; branching; strength reduction factor; stress concentration factor; optimum design of composite constructions.

Аннотация. Можно привести многочисленные примеры использования Природных решений в технике, и в частности, при проектировании композитных конструкций [1]. Широко используются термины биомиметика, «bio-inspired method» - метод, подсказанный Природой. Например, возникает вопрос. Как устроено соединение «ветка-ствол»? Можно сломать ветку, но никакими усилиями нельзя оторвать ветку от ствола. Соединение оказывается прочнее самой детали. О таких способах крепления конструкторам композитных изделий пока можно только мечтать.
Ключевые слова: метод, подсказанный Природой; био-миметика; волокнистый композит с полимерной матрицей; структура древесины; структура сучка; обтекание волокнами отверстия; углепластик; стеклопластик; криволинейное армирование, способы крепления композитных деталей, масштабный эффект прочности, 3D-печать, профилированные композитные элементы, ветвление, коэффициент снижения прочности, коэффициент концентрации напряжений, оптимальное проектирование композитных конструкций.

1. Методы построения биоподобных криволинейных траекторий волокон

Природа никогда не использует прямолинейное армирование. Наблюдения за Природой натолкнули на мысль о необходимости применения в композитном проектировании оптимальной, криволинейной структуры армирования, когда траектории волокон согласуются с полями напряжений. Большое число работ [2,3 и др.] посвящено построению оптимальных траекторий волокон, «обтекающих» круговое отверстие.

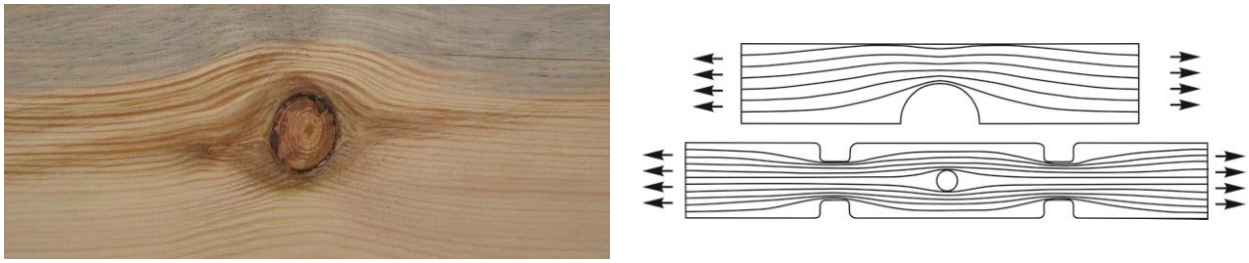
В [3] развит новый подход к построению траекторий волокон, совпадающих с траекториями главных растягивающих напряжений. Прямое, итерационное построение непрерывных траекторий волокон даёт возможность непосредственно переходить к аддитивным технологиям, обеспечивающим рациональную структуру криволинейного армирования в зоне отверстий или узлов крепления. Траектории волокон, обтекающих отверстие, напоминают структуру древесины в зоне сучка (рис. 1).

Главный вывод из проведенного анализа состоит в том, что максимальное напряжение «в расчете на волокно» при оптимальной структуре армирования становится примерно в 3-4 раза меньше, чем при однородной прямолинейной укладке, то есть, эффективный коэффициент концентрации напряжений снижается от значения примерно 5 до 1.3, и

[1] Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант 18-08-00372-А).

перегрузка волокон у дна отверстия составляет всего порядка 30 %. При этом, крайне важно, что исчезают касательные напряжения, вызывающие расщепления около отверстий.

Становится очевидным, что вредное влияние концентрации напряжений в узлах крепления композитов можно снизить именно с помощью специальной структуры армирования, согласующейся с полем напряжений.



а) б)

Рис. 1. а) структура древесины сосны в зоне сучка, б) равнонапряженная структура укладки волокон вдоль траекторий наибольших главных напряжений вблизи отверстий и выточек в растягиваемой пластине

2. Биомеханические принципы проектирования узлов крепления композитных деталей

Одна из основных фундаментальных задач композитного конструирования состоит в разработке методов крепления, реализующих высокую прочность волокон.

Принципиальные недостатки всех известных способов крепления заставляют обратиться за опытом к живой Природе, и «конструкция» сучка может подсказать оптимальные траектории волокон в зоне соединения через болт или заклепку (рис. 2).

Рациональное армирование приводит к существенному снижению локальных напряжений в расчете на волокно, исключению расщеплений и повышению (минимум на 50%) несущей способности соединения.

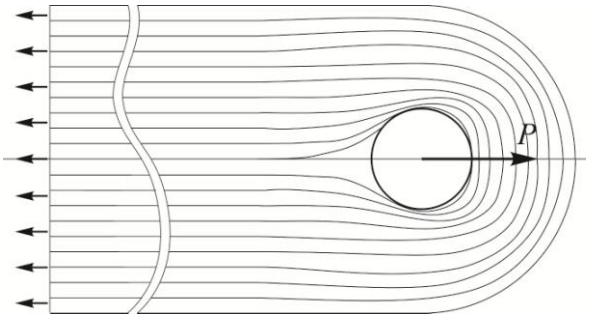


Рис. 2. Рациональные траектории волокон, огибающих нагруженное отверстие

3. Проектирование био-подобных ветвящихся и профилированных композитных упругих элементов

Секреты строения кроны дерева в течение многих столетий привлекали внимание исследователей. Ещё Леонардо да Винчи в своих записках высказывал следующее утверждение: «Сумма квадратов диаметров ветвей одинакова до и после ветвления». «Правило Леонардо» подсказывает способ создания разветвленных (рис. 3) и профилированных (рис. 4) композитных упругих элементов [4, 5].

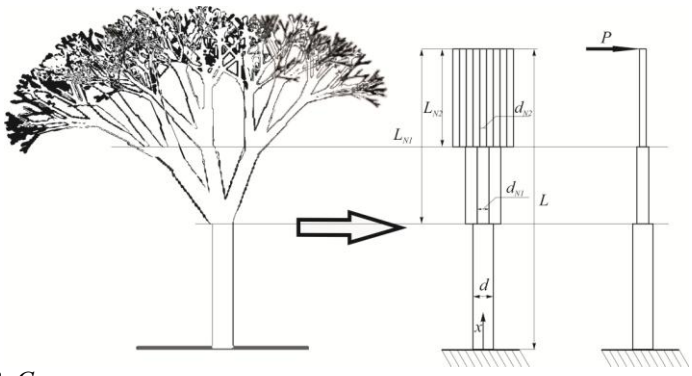


Рис. 3. Схема равнопрочного ветвления стержня с круговым сечением

При воздействии на идеально ветвящуюся или профилированную балку переменным изгибающим моментом:

$$M\left(\bar{x}\right) = M\left(1\right)\bar{x}^{\gamma};\ \ \bar{x} = x / l. \qquad (1)$$

для максимального повышения запасаемой упругой энергии выгодно последовательное ветвление на целое число ветвей, равное $1+2\gamma$, и максимально возможный коэффициент снижения массы тоже равен $1+2\gamma$. Отметим, что нагружение концевой силой P соответствует в (1) $\gamma = 1$, равномерно распределенная нагрузка - $\gamma = 2$, линейно меняющаяся нагрузка - $\gamma = 3$.

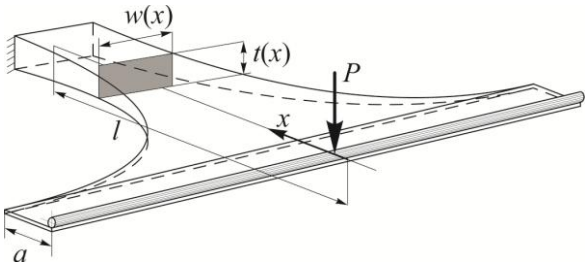


Рис. 4. Балка констэра (constant-area) с постоянной площадью поперечного сечения

Ветвящиеся равнонапряженные композитные упругие элементы столь же эффективны, как и профилированные балки типа констэра, но преимущество ветвления по сравнению с профилированием состоит в сохранении непрерывного прямолинейного армирования и в возможности уменьшения габаритов при собирании «ветвей» в пучок.

4. Аддитивные биомиметические технологии

Развитие аддитивных технологий трехмерной печати расширяет возможности создания оптимальных конструкций с криволинейными траекториями волокон. На этом пути удается не только проектировать и создавать изделия разной формы, но и изготавливать био-подобные узлы крепления [6], значительно более эффективные, чем традиционные «металло-подобные» крепления.

Поскольку при таких технологиях нет потребности в высоких температурах и значительных усилиях формования, в перспективе возможно создание технологических участков для изготовления и ремонта композитных элементов непосредственно на орбите [7].

Заключение

Укажем три наиболее перспективных, на наш взгляд, направления в механике композитов: **биомеханика прочности, компьютерное моделирование оптимальных структур и технологическая механика композитов.** Именно моделирование биотехнологий и биоматериалов должно обеспечить новый прорыв в создании композитных конструкций.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант 18-08-00372-А)

Литература

1. Полилов А.Н., Татусь Н.А. Биомеханика прочности волокнистых композитов. - М.: ФИЗМАТЛИТ. - 2018. - 328 с.
2. Papapetrou V. S., Patel C., Tamijani A. Y. Stiffness-based optimization framework for the topology and fiber paths of continuous fiber composites// Compos. Part B-Eng. 2020. 183, 107681.
3. Malakhov A.V., Polilov A.N.: Design of composite structures reinforced curvilinear fibres using FEM// Compos. Part A. 2016. Vol. 87. P. 323–328.
4. Полилов А.Н., Татусь Н.А., Арутюнова А.С., Тян Ш. Равнопрочные ветвящиеся композитные балки с постоянной суммарной площадью переменных эллиптических сечений// Механика композитных материалов. 2019. Т. 55, № 3. С. 465 - 482.
5. Полилов А.Н., Татусь Н.А., Тян Ш. Анализ корректности задач об изгибе равнопрочных композитных профилированных балок// Прикладная механика и техническая физика. 2019. № 1. С. 167-180.
6. Malakhov A., Polilov A., Zhang J., Hou Z., Tian X. A modeling method of continuous fiber paths for additive manufacturing (3D printing) of variable stiffness composite structures// Applied Composite Materials. 2020. Vol. 27. P. 185-208.
7. Мисоченко А.А., Прожега М.В., Саламандра К.Б., Татусь Н.А., Шохин А.Е. Орбитальный технологический комплекс (ОРТуК) для производства композитных конструкций в открытом космосе. В книге: Космодром "Восточный" и перспективы развития российской космонавтики. 2015. С. 64-65.

УДК 629.122.004:621.434

ПОРОГОВЫЙ УРОВЕНЬ НАГРУЖЕНИЯ ЛИТЫХ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ИХ ЭКСПЛУАТАЦИИ[1]

THRESHOLD LOADING LEVEL OF CAST IRON STEELS DURING THEIR OPERATION

Лебединский С.Г. – к.т.н., с.н.с., **Москвитин Г.В.** – д.т.н., зав. лаб., **Пугачев М.С.** – н.с.
Институт машиноведение им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия
GVMoskvitin@yandex.ru

Abstract. The regularities of the propagation of fatigue cracks in railway steel of the 20GFL type are investigated under operational loading at the prethreshold level. It has been established that the growth of a crack in a specimen leads to a decrease in its rigidity and further affects a decrease in the load. A relationship was found between the number of blocks loading with a reduced threshold, but with a retained form of the process and the rate of crack growth. The threshold level and the similarity factor of the shape of the operational loading at which the growth of a fatigue crack does not occur in the steel under consideration has been determined.
Key words: railway steel, fatigue crack, stress intensity factor, similarity factor.

Аннотация. Исследованы закономерности распространения усталостных трещин в железнодорожной стали типа 20ГФЛ при эксплуатационном нагружении на предпороговом уровне. Исследования проведены при моделировании эксплуатационной нагрузки сочетающей условия прямолинейного и криволинейного участков пути. Снижение уровня нагружения осуществлялось по закономерности изменения жёсткости испытываемого образца с развитием трещины. Выявлена связь между снижением уровня нагружения, скоростью роста трещины и числом блоков нагрузки. Определен коэффициент подобия формы эксплуатационного нагружения при котором не происходит рост усталостной трещины в рассматриваемой стали.
Ключевые слова: железнодорожная сталь, усталостная трещина, коэффициент интенсивности напряжений, коэффициент подобия.

Существует проблема оценки ресурса железнодорожных конструкций. Особенно это относиться к тележкам вагонов, т.к. в процессе их изготовления неизбежно возникают дефекты литья, которые оказываются концентраторами напряжений, провоцирующими развитие усталостных трещин. Ресурс тележки в значительной степени определяется продолжительностью роста усталостных трещин до критических величин. Процесс накопления повреждений при циклическом нагружении на предпороговом уровне зависит от многих факторов. Основными из них являются циклический гистерезис напряжений и деформаций на кончике трещины и его соотношение с остаточными напряжениями [1-3], а также влияние окружающей среды.

Экспериментальные исследования по оценке порогового уровня при эксплуатационном нагружении слишком дороги и требуют существенных временных затрат, однако предложен метод позволяющий прогнозировать пороговый уровень на прямолинейном участке пути по снижению жёсткости образца с развитием в нём усталостной трещины [4].

Задачей данной работы является разработка метода позволяющего определить пороговый уровень эксплуатационного нагружения, при моделировании более сложного процесса нагружения. А именно, сочетание условий прямолинейного и криволинейного участков железнодорожного пути.

Испытания проводились на компактном образце типа С(Т), с размерами 125x120x10 мм из стали 20ГФЛ. Схема нагружения соответствовала ГОСТ 25.506-85.

[1] Работа поддержана РФФИ, проект № 18-08-00572 А

Образец имел исходную усталостную трещину L_o=42,0 мм, от линии приложения нагрузки. Датчик раскрытия трещины устанавливался на накладные призмы, закрепленные к торцевой поверхности образца. В процессе испытаний производилось непрерывное измерения приложенной к образцу нагрузки и смещение берегов трещины с частотой фиксации 5000 значений в минуту по каждому каналу.

Методика испытаний состояла в следующем:

- к образцу прикладывалось эксплуатационное нагружение, т.е. подобие записанного при эксплуатации процесса нагружения надрессорной балки. Это делалось в режиме мягкого нагружения. Вместе с этим осуществлялась регистрация отклика образца с датчика раскрытия трещины, а также измерение скорости продвижения трещины V. Измерение длины осуществлялось с помощью рисок, нанесенных на полированную боковую поверхность образца;

- после подрастания трещины ΔL на 0,5 мм и фиксации её начальной скорости, нагружение образца переводили в режим жесткого нагружения. Для управления смещением берегов трещины использовали сигнал, записанный ранее по датчику раскрытия, когда осуществляли нагружение в мягком режиме. В процессе жесткого нагружения производили регистрацию отклика образца с датчика измерения нагрузки. В первое время работы в жестком режиме сигнал нагрузки полностью соответствовал сигналу при работе в мягком режиме, однако с ростом трещины податливость образца ΔP возрастает, а уровень нагрузки снижается. При этом, необходимо было определить изменение соотношения параметров циклов нагрузки. Таким образом, определялись зависимости: изменение длины трещины с числом повторяющихся блоков и снижение уровня нагрузки в соответствии с длиной трещины.

Скорость нагружения на сервогидравлической испытательной машине определялась видом нагрузочных циклов эксплуатационного нагружения, а также точностью их отработки. В данном эксперименте она составляла 3 цикла в секунду рис. 1.

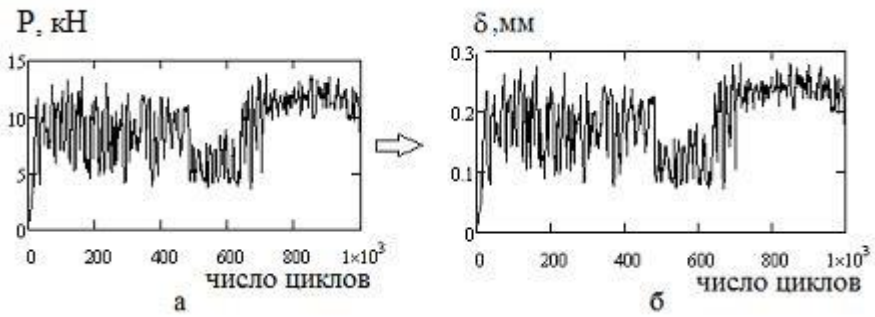


Рис.1. Вид блока эксплуатационного нагружения: а - при мягком режиме (управление по нагрузке); б – при жестком нагружении (управление по датчику раскрытия трещины)

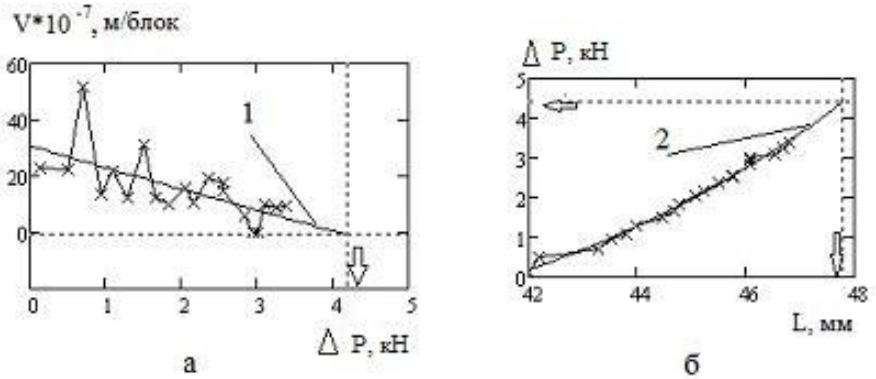


Рис.2. Экспериментальные функции: а – зависимость скорости развития трещины от снижения максимальной нагрузки в блоке; б – зависимость снижения максимальной нагрузки в блоке от длины трещины; 1 и 2- аппроксимирующие экспериментальные точки функции

По результатам испытаний получены экспериментальные зависимости изменения податливости образца в виде функций ΔP(ΔL), и изменение скорости при снижении уровня нагружения V(ΔP), проведена расчётная оценка интервала и закономерности изменения коэффициента интенсивности напряжений (КИН) с учётом всех параметров эксперимента рис. 2.

В процессе испытаний трещина выросла с 42 до 46,06 мм, при этом уровень максимальной нагрузки снизился с 13,74 до 10 кН.

КИН определялся в соответствии с ГОСТ 25.506-85 для компактного образца.

Расчетные зависимости КИН на тестовом участке образца, только от изменения длины трещины приведены на рис. 3а. Определение такой зависимости позволяет оценить возможную длительность эксперимента и выбрать начальные условия. На рис. 3б показано распределение значений коэффициента асимметрии циклов, определённых по соседним минимальным и максимальным значениям процесса нагружения. С понижением среднего уровня процесса в эксперименте последовательность коэффициентов асимметрии циклов не изменяется.

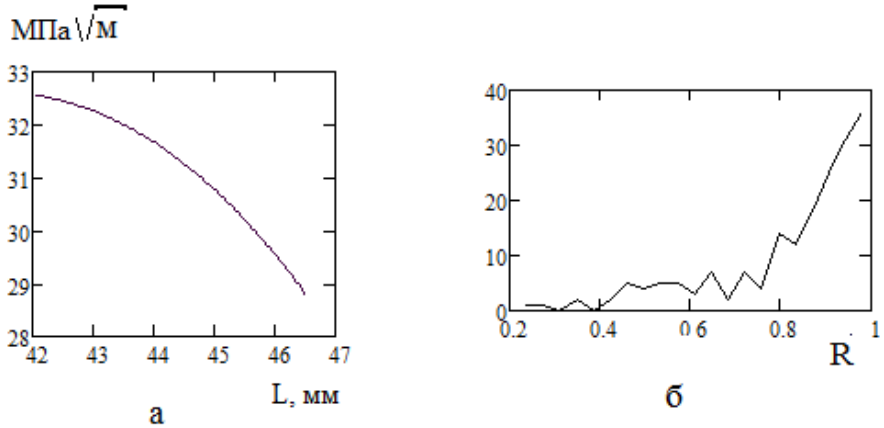


Рис.3. Расчетные зависимости КИН: а - от длины трещины на экспериментальном участке образца при неизменяемой нагрузке; б – распределение коэффициентов асимметрии в блоке циклической нагрузки

Анализ процесса нагружения при снижении его уровня проводился по соотношению предельных значений амплитуд блоков нагружения для мягкого и жесткого режимов. Определено, что при снижении уровня нагружения с развитием трещины соотношение экстремальных значений циклов нагружения остаются постоянными. То есть отношение последовательно стоящих в цикле минимального значения к максимальному остаётся постоянным. Это и служит мерой соблюдения подобия при снижении уровня нагрузки. А амплитуда нагружения при этом, соответственно, меняется.

Используя линию 2 рис. 2б можно получить оценку порогового процесса нагружения, выраженную в последовательности значений КИН, соответствующих экстремальным значениям циклического нагружения и прогнозируемой длине трещины. Полученная, таким образом, пороговая в условиях эксперимента длина трещины и соответствующий ей уровень нагружения с максимальной нагрузкой в блоке равным 9,64 кН при коэффициенте подобия равном γ =0,70, позволяют получить оценку порогового блока нагружения в виде соответствующей последовательности циклически изменяющегося КИН, при котором трещина останавливается.

Возможность получения порогового процесса умножением каждого экстремума исходного процесса на коэффициент подобия показано рис. 4.

Исходный процесс нагружения в последовательности значений КИН показан на рис. 4а. Прогнозируемый процесс изменения КИН отвечающий условию остановки трещины показан на рис. 4б. Коэффициент подобия исходного и прогнозируемого порогового процесса составляет 0,7, т.е. прогнозируемый процесс получен путем умножения экстремумов исходного процесса на коэффициент подобия.

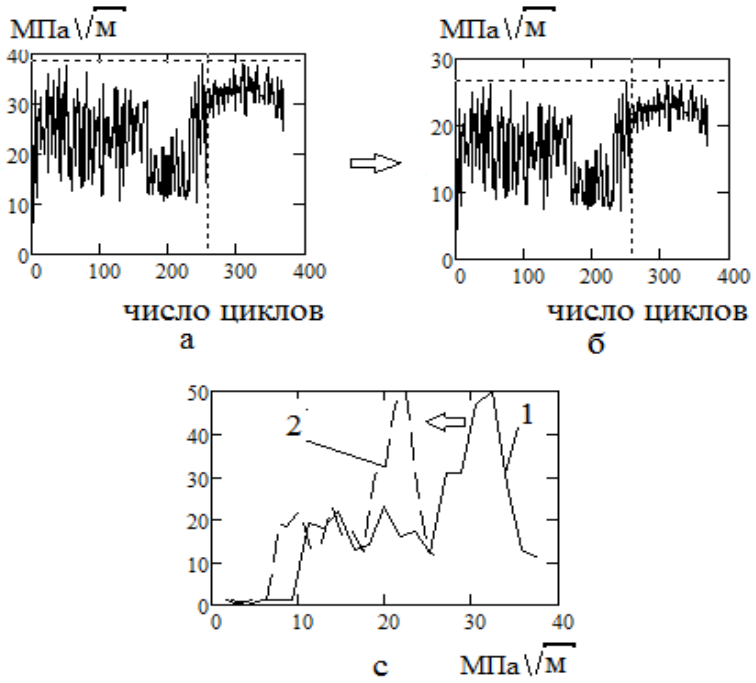


Рис. 4. Получение порогового процесса изменения КИН: а – исходный процесс; б – прогнозируемый процесс; с - гистограммы исходного (1) и порогового (2) процессов с разбивкой по спектрам амплитуд

Выводы

1. Выявлена закономерность развития усталостных трещин в стали 20ГФЛ (тип 20Л), из которой изготовлена надрессорная балка грузового вагона в результате экспериментального исследования компактного образца. Использовались записи эксплуатационного нагружения, характерного для сочетания прямолинейного и криволинейного участков железнодорожного пути.
2. Разработан метод позволяющий определить пороговый уровень эксплуатационного нагружения при таком типе процесса нагружения.
3. Установлено, что в рамках проведённого эксперимента реализация процесса нагружения в блоках остается подобной не зависимо от режима нагружения, роста трещины и снижения уровня нагрузки.
4. С помощью коэффициента подобия процесса нагружения удалось определить изменение КИН подобного эксплуатационному, при котором развитие трещины останавливается.

Работа поддержана РФФИ, проект № 18-08-00572 А

Литература

1. Petit, J., Henaff, G., and Sarrazin-Baudoux, C., “Mechanisms and Modeling of NearThreshold Fatigue Crack Propagation, Fatigue Crack Growth Thresholds, Endurance Limits and Design,” ASTM Spec. Tech. Publ., J. C. Newman, Jr. and R. S. Piascik, Eds., Vol. 1372, American Society for Testing and Materials, West Conshohocken, PA, 2000.
2. Sunder, R., Fatigue crack growth as a consequence of environment-enhanced brittlemicro fracture, Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct., 28 (3) (2005) pp. 289-300.
3. Sunder R., Characterization of Threshold Stress Intensity as a Function of Near-Tip Residual Stress: Theory, Experiment, and Applications, Materials Performance and Characterization (An ASTM Journal), Vol 4, No 2, 2015, pp. 105-130.
4. Лебединский С.Г., Москвитин Г.В., Пугачев М.С., Поляков А.Н. Закономерности развития усталостных трещин в стали при низком уровне эксплуатационного нагружения // Проблемы машиностроения и надёжности машин. 2020. №2. С. 73-79.

УДК 678.026.342

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ ГАЗОДИНАМИЧЕСКОГО НАПЫЛЕНИЯ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ПОКРЫТИЯ ТИПА «ЛАТУНИ»

TECHNOLOGICAL PARAMETERS OF GAS-DYNAMIC SPRAYING AFFECTING FORMATION OF THE COATING STRUCTURE "BRASS" TYPE

Архипов В.Е. – к.т.н., в.н.с., **Москвитин Г.В.** – д.т.н., зав. лаб., **Пугачев М.С.** – н.с.
Институт машиноведение им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия
GVMoskvitin@yandex.ru

Abstract. The results of the study showed the influence of the deposition temperature and the overlap coefficient on the formation of the phase composition of the coating based on a mixture Cu, Zn and Al_2O_3 particles deposited by cold gas-dynamic spraying. X – ray diffraction and microspectral analysis have shown the presence of copper and zinc in the structure and the formation of electronic – type compounds based on $CuZn_3$ (ε-phase) and Cu_5Zn_8 (γ-phase), which is due to the diffusion of copper into zinc. The mass fraction of intermetallic compounds in the coating depends on the temperature and the overlap coefficient and reaches 12% and 33%. Analysis of surface treatment with a flow of solid and plastic particles revealed the effect of deformation of copper particles on the diffusion rate.
Key words: gas-dynamic spraying, coating, structure, phases, diffusion, brass.

Аннотация. Результаты исследования показали влияние температуры напыления и коэффициента перекрытия на формирование фазового состава покрытия на основе смеси частиц Cu, Zn и Al_2O_3, нанесённого методом холодного газодинамического напыления. Методами рентгеноструктурного и микроспектрального анализов показано наличие в структуре меди и цинка и формирование соединений электронного типа на базе $CuZn_3$ (ε – фаза) и Cu_5Zn_8 (γ – фаза), что обусловлено диффузией меди в цинк. Массовая доля интерметаллических соединений в составе покрытия зависит от температуры и коэффициента перекрытия и достигает 12% и 33%. Анализ обработки поверхности потоком твёрдых и пластичных частиц выявил влияние деформации частиц меди на скорость диффузии.
Ключевые слова: газодинамическое напыление, покрытие, структура, фазы, диффузия, латунь.

Покрытие на подложку из стали 40Х напыляется с использованием газодинамической установки «ДИМЕТ – 404» при температуре потока воздуха 270°С, 360°С и 450°С, скорости перемещения сменного сопла относительно поверхности образца 10 мм/с, расстояния от среза сопла до поверхности 10 мм и смещении сопла на 2 мм (коэффициент перекрытия 64%) и 3 мм (коэффициент перекрытия 55%) (табл. 1). При нанесении покрытия применяется механическая смесь частиц меди и цинка и оксида алюминия (Al_2O_3) в состоянии поставки марки С-01-11 с соотношением ингредиентов по массе Cu : Zn : Al_2O_3 = 35%:35%:30%, изготовленная в Обнинском центре порошкового напыления [1].

Таблица. 1. Результаты анализа обработки поверхности потоком частиц

Смещение сопла, мм	Коэф. пер.,%	Поверхность, подвергаемая воздействию частиц, раз		
		1 (время / площадь)	2 (время / площадь)	3 (время / площадь)
2	64	14 с /20 мм^2	28 с /90 мм^2	42 с /112,5 мм^2
3	55	12 с /74 мм^2	24 с /148,5 мм^2	-

Химический анализ состава покрытия показывает существенную зависимость

содержания компонентов от температуры напыления. Повышение температуры потока воздуха с 270°С до 360°С и 450°С сопровождается формированием покрытия, где массовая доля цинка увеличивается с 8,15% до 22,3% и 37,6%. Содержание меди в составе покрытия при последовательном увеличении температуры потока воздуха снижается с 91,7% до 77,5% и 62,2%.

В покрытии, нанесённом при температуре потока воздуха 270°С, выявляются металлы (медь, цинк), оксид алюминия и твердый раствор электронного типа на базе $CuZn_3$ (ε – фаза) (табл. 1). Из диаграммы состояния медь – цинк видно, что ε и ε+η фазы формируются при наличии цинка в расплаве в количестве ≥78 ат% [2]. Увеличение расстояния смещения сопла с 2 мм ($К_{пер.}$ 64%) до 3 мм ($К_{пер.}$ 55%) приводит к уменьшению количества меди с 87,9% до 83,8%, что можно объяснить увеличением массовой доли ε – фазы, в которую входит медь (табл. 2). Исследование покрытия, нанесённого с использованием механической смеси частиц меди, цинка и оксида алюминия методом газодинамического напыления, выявляет наличие процесса диффузии меди в цинк с формированием интерметаллического соединения. Однако, многими исследованиями процессов диффузии в системе медь – цинк теоретически и практически доказано, что коэффициент диффузии цинка в медь больше коэффициента диффузии меди в цинк в несколько раз; иногда это отношение, например, вычисленное для ε – фазы, носит аномальный характер (DZn : DCu = 47) [3, 4]. В таком случае, можно предположить наличие других условий, которые влияют на процесс диффузии при газодинамическом напылении покрытий.

Таблица 2. Фазовый анализ покрытия

T°C	Массовая доля металлов, фаз и соединений, %							
	Cu		Zn		ε - фаза		γ - фаза	
	Смещение сопла, мм							
	2	3	2	3	2	3	2	3
270	87,9±1,0	83,8±0,8	1,44±0,17	1,3±0,1	5,3±0,9	8,5±0,9	-	-
360	62,0±0,9	69,0±0,7	7,9±0,6	12,6±0,6	7,9±0,8	10,4±0,5	17,0±2,0	-
540	40,5±0,8	56,0±0,8	9,0±0,6	24,0±0,6	11,4±0.7	12,0±0,7	33,0±0,2	-

Повышение температуры напыления до 360°С сопровождается значительным снижением массовой доли меди и увеличением цинка и интерметаллического соединения ε – фазы (табл. 2). При напылении покрытия с перекрытием 64% (смещение 2 мм) в структуре покрытия выявляется новая фаза – твёрдый раствор электронного типа на базе Cu_5Zn_8 (γ – фаза), массовая доля которого составляет 17,0% (табл. 2). При выплавке латуни эта фаза образуется при содержании в растворе цинка в диапазоне 52-78 ат% (γ+β′; γ; γ+ε) [2]. Анализируя соотношение металлов и соединений в покрытии при увеличении коэффициента перекрытия, можно отметить, что снижение содержания чистой меди с 69,0% до 62,0% и цинка с 12,6% до 7,9% обусловлено формированием нового интерметаллического соединения γ – фаза (Cu_5Zn_8). Массовая доля ε – фазы также уменьшается, что также связано с процессом диффузии меди в цинк и формированием нового интерметаллического соединения.

Увеличение содержания электронного соединения на базе $CuZn_3$ (ε- фазы) в составе покрытия с увеличением температуры напыления при смещении сопла на 2 мм с 5,3% до 7,9% и смещении сопла на 3 мм с 8,5% до 10,4% обусловлено повышением температуры напыления [5]. Причём, рост содержания интерметаллической фазы (ε- фазы) в обеих вариантах газодинамического напыления отличается незначительно 2,6% и 1,9%.

Последующее повышение температуры напыления до 450°С сопровождается формированием покрытия, в котором количество меди значительно снижается, а массовая доля цинка увеличивается, что обусловлено изменением содержания металлов при повышении температуры напыления (табл. 2). Массовая доля электронных соединений на

базе $CuZn_3$ (ε – фаза) и Cu_5Zn_8 (γ – фаза) увеличивается, что связано с увеличением скорости диффузии при повышении температуры напыления.

Уменьшение расстояния, на которое смещается сопло при напыления покрытия на всю поверхность образца (3 →2мм) приводит к существенному снижению содержания меди (56,0%→40,5%) и цинка (24,0%→9,0%), что связано с формированием гамма фазы в количестве 33%. При температуре напыления 450°С изменение расстояния, на которое смещается сопло не приводит к существенному изменению содержания ε – фазы (табл. 2).

Результаты рентгеноструктурного фазового анализа показывают, что при напылении покрытия с использованием температуры потока воздуха 360°С и 450°С и при смещении сопла на 2 мм в нанесённом слое металла образуется γ – фаза в количестве 17% и 33%. А при смещении сопла на 3 мм и идентичных остальных параметрах напыления в нанесённом покрытии это интерметаллическое соединение отсутствует. В таком случае, выявленная тенденция указывает на наличие влияния технологических параметров газодинамического напыления, а именно, коэффициента перекрытия на фазовый состав покрытия. Графическая оценка вариантов обработки выявляет, что в первом случае (2 мм) присутствуют области поверхности (S≈50%), которые подвергаются воздействию потока частиц в третий раз (табл. 1).

В таком случае, наблюдаемый эффект увеличения интенсивности процесса диффузии с формированием электронного соединения на базе Cu_5Zn_8 (γ – фазы) может быть связан только с дополнительной деформацией частиц меди. При этом деформация может изменять форму (геометрию) частицы, что должно сопровождаться смещением границ соприкосновения частиц меди и цинка, но не приводить к ускорению процесса диффузии. В случае возникновением напряжений, их релаксацией будет проходить за счёт элементарных актов кооперированного смещения (скачков) атомов меди, что соответственно повлияет на коэффициент и скорость диффузии [5].

Кроме того, расчётами показано, что в процессе напыления температура нанесённого слоя металла в зоне непосредственного воздействия потока воздуха составляет 80-90% от температуры струи газа, то есть 290-320°С и 360-405°С при напылении покрытия при температуре 360°С и 450°С [6]. При нагреве цинка до температуры, близкой к температуре плавления (≈419°С), количество вакансий значительно возрастает, что и обеспечивает более интенсивный процесс диффузии по вакансионному механизму меди в цинк. Таким образом, диффузия меди в цинк с формированием электронных соединений, присущих латуням, проходит за счёт деформации медных частиц частицами корунда, формированием напряжений и микродеформаций с последующей их релаксацией за счёт кооперированного смещения (скачков) атомов меди и значительного повышения вакансий в цинке.

Выводы

1. Повышение температуры напыления с 270°С до 450°С сопровождается снижением массовой доли меди с 91,7% до 62,2% и повышением массовой доли цинка с 8,15% до 37,6% в покрытии на основе смеси частиц меди и цинка.

2. Показано, что при смещении сопла на 3 мм в структуре присутствует медь, цинк и электронное соединение на базе $CuZn_3$ (ε – фаза), массовая доля которого возрастает с 5,3% до 11,4% при повышении температуры напыления с 270°С до 450°С.

3. Показано, что при смещении сопла на 2 мм в структуре, кроме меди, цинка и интерметаллического соединения (ε – фазы) формируется электронное соединение на базе Cu_5Zn_8 (γ – фаза), массовая доля которого возрастает с 17,% до 33,0% при повышении температуры потока воздуха с 360°С до 450°С.

4. Анализ обработки поверхности образца потоком нагретого воздуха и механической смесью частиц металлов и корунда указывает на влияние деформации частиц меди на преимущественную диффузию меди в цинк и увеличение коэффициента диффузии.

Литература

1. ДИМЕТ. Применение технологии и оборудования. [Электронный ресурс]. – Режим доступа: http://www.dimet-r.narod.ru/ - (Дата обращения 23.11.2019).
2. Ефремов Б.Н. ЛАТУНИ от фазового строения к структуре и свойствам. М.: ИНФРА-М. 2016. 314 с.
3. В. Зайт. Диффузия в металлах. Процессы обмена мест. Москва: Иностранная литература. 1958. 378 с.
4. К. Дж. Смитлз. Металлы. Справочник. Москва: Металлургия. 1980. 447 с.
5. Бокштейн Б. С. Диффузия в металлах. М.: Металлургия. 1978. 248 с.
6. Газодинамическое напыление: структура и свойства покрытий / В.Е. Архипов, А.Ф. Лондарский, Г.В. Москвитин, М.С. Пугачев. М.: КРАСАНД. 2017. 240 с.

УДК 658.58:62

ПОСТРОЕНИЕ МНОГОУРОВНЕВЫХ МОДЕЛЕЙ ДЛЯ ОЦЕНКИ РИСКА СХОДА С РЕЛЬСОВ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНОГО ПОЕЗДА

DEVELOPMENT OF MULTILEVEL MODELS FOR ASSESSMENT OF RISKS OF TRAIN DERAILMENT

Резников Д.О. – к.т.н., вед.н.с.
Институт машиноведения РАН
imashreznikoff@yandex.ru

Abstract. The paper presents a multilevel model for assessing risk of train derailment. The model is based on the toolkit of Bayesian nets and allows accounting for the influence of human and organizational factor as well as safety management at the government level on the occurrence of stochastic events that compile various scenarios of railroad accidents
Key words: risk, accident, human factor, organizational factor, safety management

Аннотация. В статье представлена построенная на Байесовых сетях многоуровневая модель оценки риска крушения железнодорожного поезда, позволяющая учитывать влияние человеческого фактора, а также факторов организационного управления на уровне компании и государственного регулирования безопасности, на вероятности реализации случайных событий, составляющих сценарный граф катастрофы.
Ключевые слова: риск, авария, человеческий фактор, организационный фактор, управление безопасностью

Опыт крупных аварий на объектах транспорта свидетельствует, что эти аварии, в значительной мере, бывают связаны с ошибками сотрудников железнодорожной компании, а также с организационными и управленческими факторами. Согласно существующим оценкам количество аварий, которые связаны с человеческим и/или организационным факторами, варьируется по различным отраслям экономики в диапазоне от 50 до 90% от их общего количества [1, 2]. Вопросы, связанные с человеческим фактором, в той или иной степени учитываются при проведении классического анализа рисков объектов опорной инфраструктуры и подвижного состава. В частности, ошибки машинистов, диспетчеров, ремонтных рабочих могут включаться в сценарии отказов в качестве инициирующих или промежуточных событий. Однако часто бывает, что ошибки человека влияют лишь на вероятность отказов элементов технической системы. Подобные ошибки часто не могут быть явным образом учтены в рамках традиционного анализа риска, если эти ошибки приводят лишь к ослаблению отдельных компонентов системы. Например, нарушения регламентов технического обслуживания часто приводят к снижению надежности элементов технической системы, но не являются непосредственной причиной их отказа. Кроме того построение сценариев отказов технической системы не позволяет учесть того, что человеческие ошибки, в свою очередь, часто бывают связаны с организационными и управленческими проблемами: например, неадекватной системой экономического стимулирования работников железнодорожной компании, недостаточной профессиональной подготовкой персонала или необоснованным ограничением затрат на обеспечение безопасности на уровне компании. Нельзя также не учитывать, что организационно-управленческие факторы, действующие в рамках отдельной компании, формируются под влиянием государственной (отраслевой) политики в сфере регулирования безопасности, которая выражается как в форме прямого регламентирования действий по обеспечению безопасности, так и в форме экономического стимулирования компаний к снижению рисков.

В связи с этим человеческий и организационный факторы, а также факторы государственного регулирования должны явным образом учитываться при проведении

количественного анализа риска, генерируемого объектами инфраструктуры железнодорожного транспорта. Поэтому интегральная модель оценки риска должна быть многоуровневой [3-5] и включать: (1) вероятностный анализ сценариев отказов технической системы; (2) анализ решений и действий операторов, которые влияют на базовые события в сценариях отказов технической системы; (3) исследование факторов управления в рамках компании, влияющих на решения и действия операторов; (4) факторы государственного регулирования безопасности, под воздействием которых формируются принципы управления на уровне компании. Вероятностные связи между параметрами модели, относящимися к этим четырем уровням, должны быть описаны количественно на основании доступных теоретических представлений, статистических данных и экспертных оценок.

Разработанная интегральная многоуровневая модель оценки риска крушения железнодорожного поезда основана на использовании методического аппарата байесовых сетей и диаграмм влияния [6-8] (рис.1) . Анализ модели следует начинать с нижнего уровня.

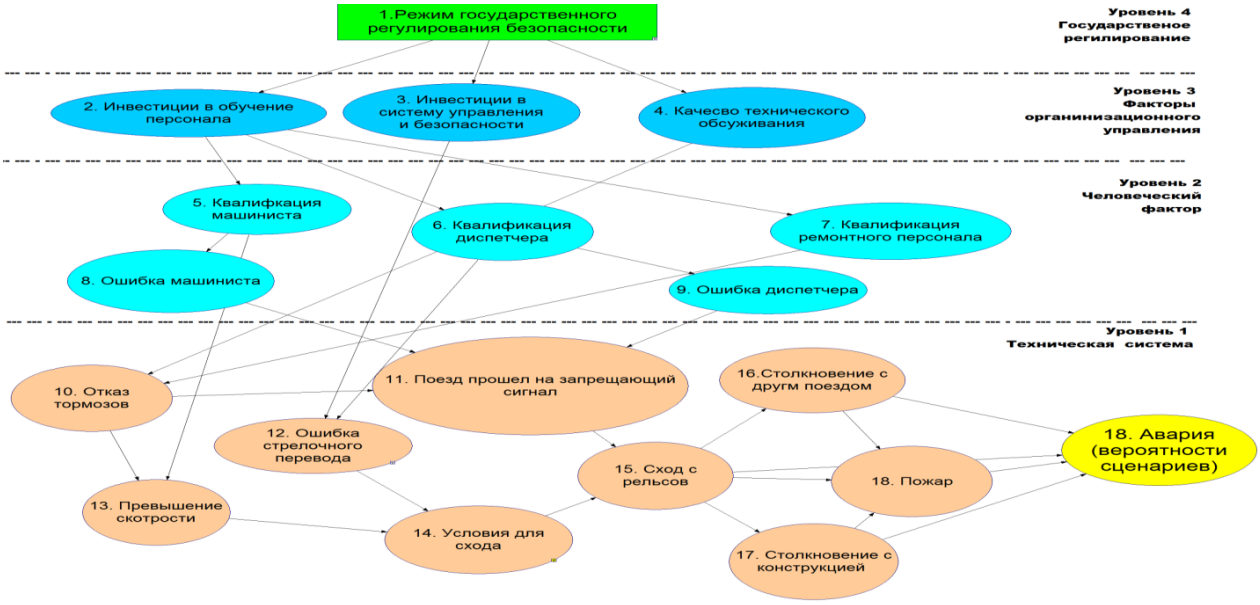
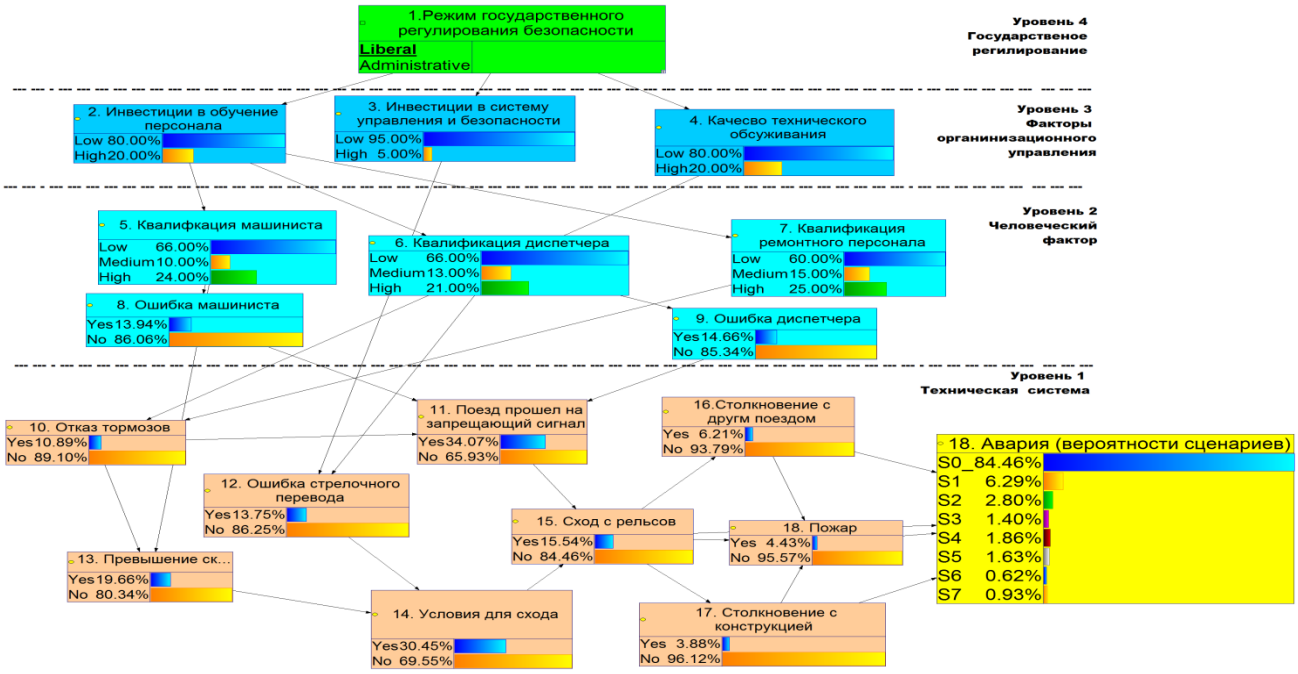


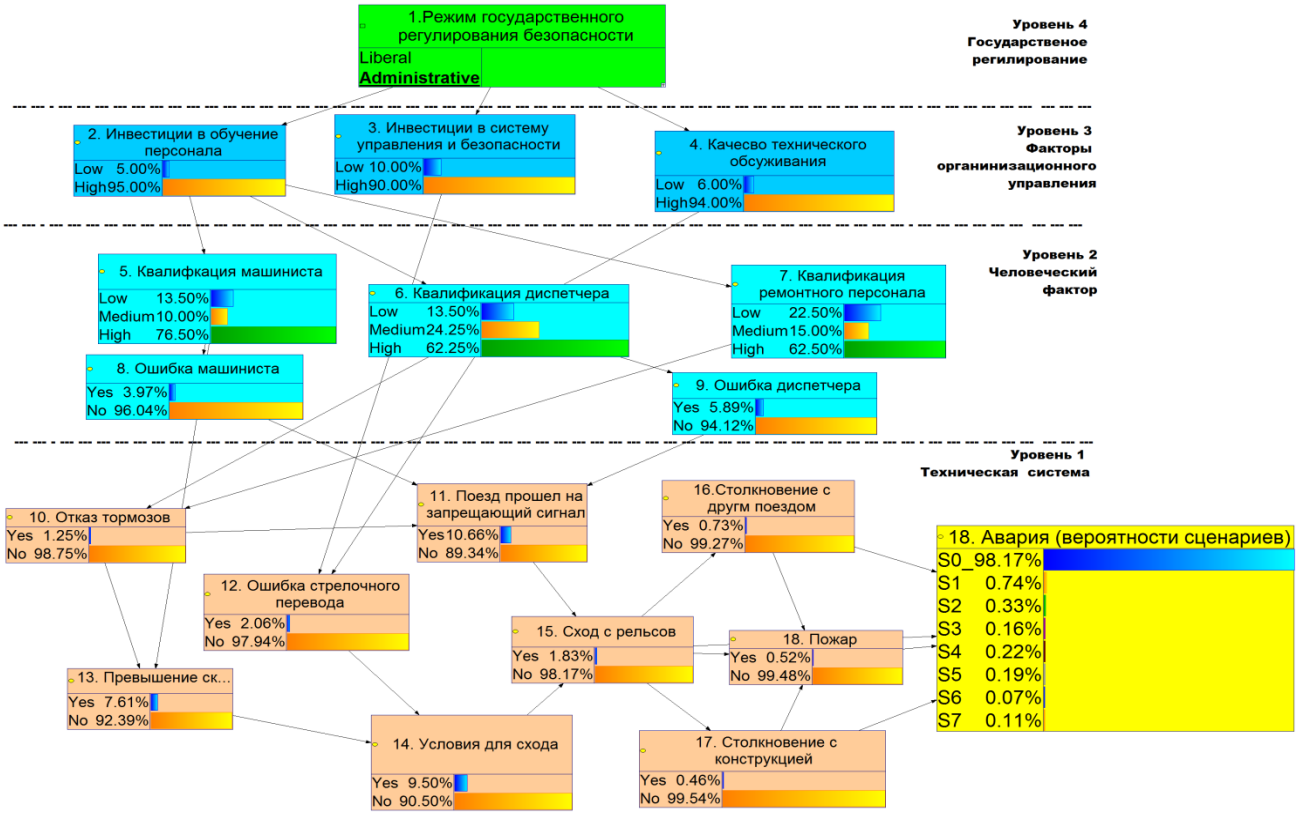
Рис. 1. Четерехуровневая модель оценки риска крушения железнодорожного поезда

На Уровне 1 рассматривается сценарий отказа технической системы: Инициирующими событием является отказ тормозов, вслед за которым (в зависимости от действий диспетчера) может последовать проезд на запрещающий сигнал светофора. Другим возможным фактором аварии может стать превышение допустимой скорости поезда, которое в сочетании с некорректоной работой стрелочного перевода может также создать условия для схода поезда с рельсов. Далее авария может развиваться по различным сценариям в зависимости от того, произойдёт ли столкновение с другим поездом или неподвижной конструкцией инфраструктуры, а также возникнет ли пожар или нет. Уровень 2 представляет влияние человеческого фактора на развитие сценария отказов технической системы. Вероятность событий, сценарного графа технической системы определяется зависят в том числе и от переменных состояния человеческого фактора качеством проведения процедур технического обслуживания. Сход поезда с рельсов и последующие события эскалации аварии находятся в вероятностной связи с уровнем с профессиональной квалификацией машиниста и диспетчера. В свою очередь, состояние переменных, относящиеся к Уровню 2 модели, зависит от факторов организации и управления безопасностью на уровне компании (Уровень 3). Квалификация персонала и уровень технического обслуживания зависят от принятых в рамках

железнодорожной компании принципов подбора и обучения персонала, а также от затрат на обеспечение безопасности. Наконец переменные, расположенные на Уровне 3 находятся в вероятностной зависимости от действующей модели государственного регулирования безопасности (Уровень 4). В данном примере условно выделяются два режима «либеральный» и «административный».



(а)



(б)

Рис. 2. Поле вероятностей при либеральном (а) и административном (б) режимах государственного управления безопасностью

Поля вероятностей для случаев либерального и административного регулирования представлены рис.2а и 2б соответственно. Случайная переменная «Конечное состояния

системы» представлена на случайным узлом 19. Вероятности реализации сценариев определяются на основе байсовой сети. Оценки величин ущербов имеющих место при реализации различных сценариев определяются на основе экспертных оценок и имеющихся статистических данных. Значения задаются, исходя из того как эксперты, оценивают ущерб в случае реализации различных сценариев катастрофы.

При этом величины риска при жестком и мягком режимах регулирования безопасности будут оцениваться с помощью выражения $R=\Sigma P_i U_i$ и составлять при либеральном и административном режимах регулирования 122,61 тыс. руб. и 14,48 тыс. руб. соответственно. Представленные расчеты показывают, что при переходе от «либерального» к «административному» режиму регулирования безопасности, вероятности неблагоприятных сценариев и величина риска существенно снижается с . Это означает, что путем изменения факторов государственного регулирования можно достичь существенного эффекта, не прибегая к затратам на изменения технической системы.

При решении задач управления риском железнодорожной аварии, необходимо использовать комплексный подход, предполагающий сочетание действий, направленных как на совершенствование элементов технической системы, так и на построение более эффективной системы управления безопасностью, и повышение профессиональной подготовки операторов и персонала. Для этого должны строиться многоуровневые модели оценки риска, позволяющие учитывать влияние человеческого и организационного факторов, а также факторов государственного регулирования безопасности на ход реализации различных сценариев отказов в технической системе.

Байесовы сети являются эффективным инструментом, позволяющим анализировать подобные многоуровневые модели при высоком уровне неопределенности, а также уточнять полученные оценки при поступлении дополнительной информации о значениях случайных переменных, фигурирующих в модели.

Литература

1. Bea R. Human and Organizational Factors in Reliability Assessment and Management of Offshore Structures. Risk Analysis, Vol. 22, No. 1, 2002

2. Махутов Н.А., Резников Д.О. Учет угроз, связанных с человеческим фактором, при оценке защищенности опасных производственных объектов//Безопасность труда в промышленности. 2015. № 1. С. 60-67.

3. Pate-Cornell E., Murthy D. Human and management factors in probabilistic risk analysis: the SAM approach and observations from recent application. Reliability Engineering and System Safety, v. 53, 1996

4. Pate-Cornell E. Finding and Fixing Systems Weaknesses: Probabilistic Methods and Applications of Engineering Risk Analysis. Risk Analysis, Vol. 22, No. 2, 2002

5. Махутов Н.А., Абрамова Н.А., Акимов В.А. и др. Безопасность России. Человеческий фактор в проблемах безопасности. Москва, МГОФ. Знание. 2008. 688 с.

6. Charniak E. Bayesian Networks without Tears. AI Magazine, 12, 50-63

7. GeNle 2.0. Decision System Laboratory, University of Pittsburgh, http://genie.sis.pitt.edu

8. Махутов Н.А., Резников Д.О. Использование байесовых сетей для оценки террористических рисков и выбора оптимальной стратегии противодействия террористической угрозе// Проблемы безопасности и чрезвычайных ситуаций, №5, 2007. с. 43-63.

НАКОПЛЕНИЕ ПОВРЕЖДЕНИЙ В ЦИКЛИЧЕСКИ СТАБИЛЬНОЙ СТАЛИ ПРИ МАЛОЦИКЛОВОМ НАГРУЖЕНИИ И ПОВЫШЕННОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

DAMAGE ACCUMULATION IN CYCLICALLY STABLE STEEL UNDER LOW-CYCLE LOADING AND ELEVATED TEMPERATURE

Романов А.Н - докт. техн. наук, Зав. Отделом
Институт машиноведения им. А.А. Благонравова Российской академии наук
(ИМАШ РАН)
alrom37@mail.ru

Abstract. Based on the deformation-kinetic fatigue fracture criterion, the kinetics of accumulated damages in cyclically stable steel under low-cycle loading at an elevated temperature (150^0C). The contribution of the reversible plastic, unilaterally collecting elastic deformation to f limit state (formation of a macro-crack or loss of stability of plastic deformation) depending on amplitude of loading and weak manifestation of deformation aging is estimated.

Key words: deformation-kinetic fatigue fracture criterion, accumulated damages, low-cycle loading, limit state, deformation aging, elevated temperature

Аннотация. На основе деформационно-кинетического критерия усталостного разрушения показана кинетика накопления повреждений в циклически стабильной стали при малоцикловом нагружении в условиях повышенной температуры (150^0C). Оценен вклад обратимой пластической, односторонне накапливающейся и упругой деформации в предельное состояние (образование макротрещины или потеря устойчивости пластической деформации) в зависимости от амплитуды нагрузки и слабого проявления деформационного старения.

Ключевые слова: деформационно-кинетический критерий, накопление повреждений, малоцикловое нагружение, предельное состояние, деформационное старение, истинные напряжения, повышенная температура.

Введение

Кинетика накопления повреждений зависит от структурного состояния конструкционного материала и условий деформирования.

Целью настоящей работы является выявление кинетики накопления повреждений в углеродистой стали и возможности применения деформационно-кинетического критерия усталостного разрушения углеродистой стали 22к для повышенной температуры (150^0C), при которой в указанной стали начинают развиваться процессы деформационного старения, снижающие пластические свойства материала, повышая его прочностные показатели.

Материал и методика

Углеродистая сталь 22к (химический состав в %: C 0,22, Si 0,3, Mn 0,8, Ni 0,3, S 0,4, P 0,4, Cr 0,4, Ti 0,05, Cu 0,3, Ft – основа; механические свойства: σ_b = 530 МПа, $\sigma_{0,2}$ = 265 МПа, Ψ = 46 %) при комнатной температуре является циклически стабильной.

Испытания на малоцикловую усталость осуществлялись при растяжении – сжатии с частотой 3 – 5 циклов в минуту с симметричным циклом нагрузки (мягкое нагружение) и с заданным размахом упругопластической деформации (жесткое нагружение) при температуре 150^0C. Образец сплошной, корсетного типа диаметром 12 мм. Измерялись поперечные деформации. Погрешность измерения деформаций не превышала 0,5% от измеряемой величины. Испытания проводились в вакууме порядка $5\cdot10^{-2}$ мм рт. ст. в вакуумной камере, размещенной на колоннах испытательной машины.

Теоретические положения

Оценка уровней накопленных повреждений с отображением долей повреждений от циклически обратимой (ширина петли гистерезиса в полуцикле растяжения), односторонне накапливающейся пластической и упругой деформаций проводилась на основе деформационно-кинетического критерия усталостного разрушения [1].

Накопление повреждений осуществлялось в виде [1]:

$$\eta = \int_0^N \frac{\varepsilon_p \varepsilon_{ep}}{\varepsilon_{st}^2} dN + \int_0^N \frac{\Delta\varepsilon}{\varepsilon_{st}} dN \ , \qquad (1)$$

Разрушение (предельное накопление повреждений) определялось в виде:

$$\int_0^{N_f} \frac{\varepsilon_p \varepsilon_{ep}}{\varepsilon_{st}^2} dN + \int_0^{N_f} \frac{\Delta\varepsilon}{\varepsilon_{st}} dN = 1. \qquad (2)$$

С отражением повреждающей роли упругой деформации зависимости (1) и (2) могут быть записаны в виде:

$$\eta = \int_0^N \frac{\varepsilon_p^2}{\varepsilon_{st}^2} dN + \int_0^N \frac{\Delta\varepsilon}{\varepsilon_{st}} dN + \int_0^N \frac{\varepsilon_p \varepsilon_e}{\varepsilon_{st}^2} dN \qquad (3)$$

и при разрушении

$$\int_0^{N_f} \frac{\varepsilon_p^2}{\varepsilon_{st}^2} dN + \int_0^{N_f} \frac{\Delta\varepsilon}{\varepsilon_{st}} dN + \int_0^{N_f} \frac{\varepsilon_p \varepsilon_e}{\varepsilon_{st}^2} dN = 1, \qquad (4)$$

где ε_p – пластическая деформация в полуцикле растяжения, ε_{ep} – упругопластическая деформация, ε_e – упругая деформация, равная $\varepsilon_e = \sigma_a/E$, ε_{st} – деформация однократного статического разрушения, соответствующая истинному пределу прочности (сопротивление отрыву) в момент потери устойчивости пластической деформации (началу образования шейки), N – текущее число циклов нагружения, N_p – число циклов до разрушения (образование трещины или потеря устойчивости пластической деформации).

В зависимости (1)-(4) первый член определяет усталостное повреждение от действия циклически обратимой пластической деформации, второй член - повреждение от односторонней пластической деформации и третий член - повреждение от действия упругой деформации. При нагружении с заданным размахом упругопластической деформации (жесткое нагружение) второй член в зависимостях (1-4) равен нулю (деформация не накапливается).

При e_{yn} = const и ε_p= const (например, для циклически стабильного материала или когда изменением ширины петли гистерезиса и упругой деформации в процессе нагружения можно пренебречь) зависимость (2) можно записать в виде:

$$\varepsilon_p e_{yn} N_p = \varepsilon^2 \quad \text{или} \quad \frac{\varepsilon_p e_{yn}}{\varepsilon^2} N_p = 1 \qquad (5)$$

Критерий позволяет определять уровни накапливаемых повреждений в каждом цикле и суммарно накапливаемых во всем диапазоне долговечностей (как в малоцикловой, так и в многоцикловой области) и описывать предельные состояния (образование макротрещины или потерю устойчивости пластической деформации).

Результаты и их обсуждение

При температуре 150^0С сталь проявила (рис.1,а) значительное упрочнение после исходного нагружения (во втором цикле). Последующее циклическое деформирование характеризуется разупрочнением (ростом деформации в полуцикле растяжения), степень которого затухает до числа циклов, составляющих примерно половину долговечности каждого образца. Дальнейшее увеличение числа циклов нагружения (времени

нагружения) начинают проявляться процессы деформационного старения.

Процессы упрочнения и разупрочнения влияют на темп накопления остаточных деформаций (рис.1,б). Начиная с уровня максимальных обратимых деформаций (рис.1,а), активизируются процессы одностороннего накопления деформаций (рис.1,б). При этом все активнее проявляются процессы деформационного старения (обратимые деформации непрерывно уменьшаются). [1].

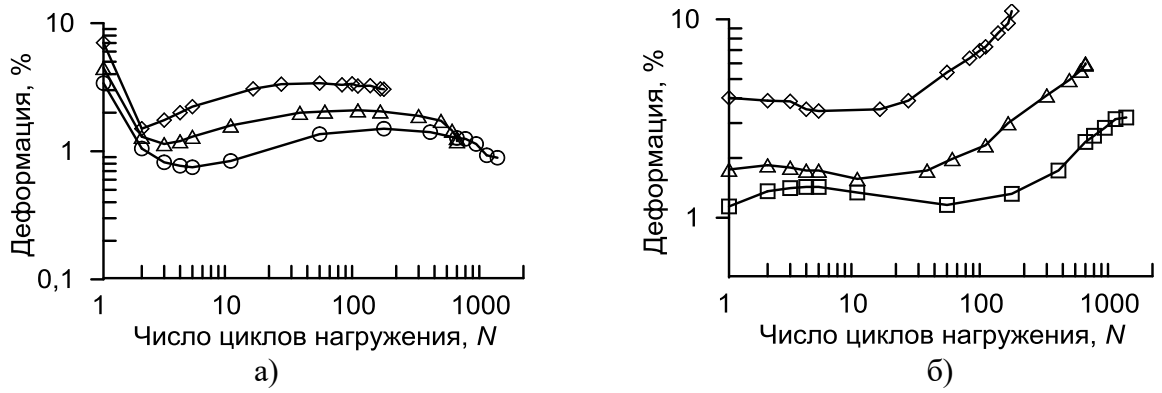


Рис.1. Кинетика деформаций в полуцикле растяжения (а) и накопленной пластической деформации (б) стали 22к при температуре 150^{0}С

Кинетика накопления повреждений с отображением роли обратимой пластической (деформация в полуцикле растяжения), накопленной пластической и упругой деформации представлена на рис.2. Из рис.2 видно, что при долговечностях от 165 (рис.2,а) до 2050 циклов (рис.2,в) основное повреждение к моменту разрушения (предельному состоянию) накапливается от обратимой пластической деформации. С ростом числа циклов накопление от обратимой деформации начинает превалировать и к моменту разрушения становится основной. С увеличением долговечности (N_p = 610 циклов) к моменту разрушения достигается равенство от накопленной и упругой деформации (рис. 2,б). При долговечности N_p = 2050 циклов к моменту разрушения повреждение от упругой деформации превосхолит повреждение от накопленной деформации (рис. 2,в).. Во всех рассмотренных случаях повреждение от накопленных деформаций не превышало 10% от предельного накопления. Основное повреждение происходило от обратимой деформации (деформации в полуцикле растяжения).

Если от обратимой деформации предельно накопленное повреждение для рассматриваемых долговечностей составляло в пределах 70-80 % (рис.2,г), то для повреждения от накопленной деформации было не более 20% (рис.2,б), а для упругой деформации оно не превышает 10% (рис. 2,в).

При нагружении с заданным размахом упругопластической деформации (жесткое нагружение) кинетика накопления повреждений носит линейный характер (рис. 3,а) и описывается деформационным критерием (5).

Вместе с тем, деформирование с заданной амплитудой нагрузки показывает нелинейный характер накопления повреждений с ростом числа циклов нагружения (рис.3,б) и их суммирование подчиняется зависимости (2).

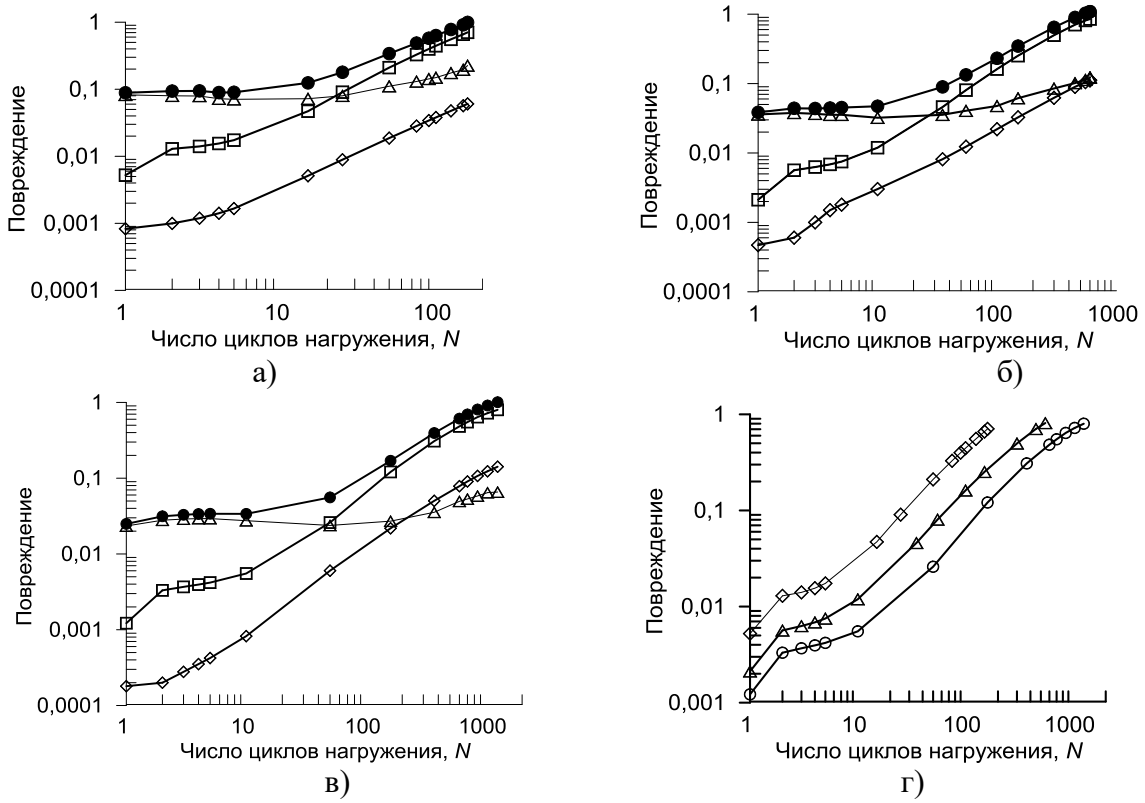


Рис.2. Накопление повреждений от упругой (ромб), обратимой пластической (квадрат), накапливающейся (треугольник) и суммарного (черный круг) повреждения каждого образца (а-в) и повреждения от обратимой деформации трех образцов (г): а – σ_a = 515 МПа, N_p = 165 цикл.; б - σ_a = 475 МПа, N_p = 610 цикл.; в - σ_a = 449 МПа, N_p =1257 циклов

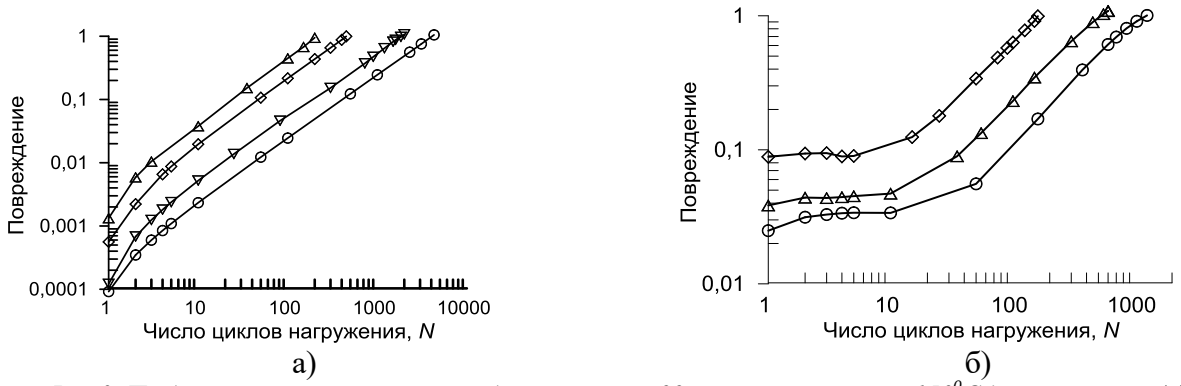


Рис.3. Предельные накопления повреждений в стали 22к при температуре 150^{0}С для жесткого (а) и мягкого нагружения (б)

Выводы

1. Деформационное старение замедляет темп увеличения обратимых и накапливаемых деформаций, способствуя росту долговечности.

2. Критерий усталостного разрушения описывает кинетику накопления повреждений и предельное состояние при наличии слабого деформационного старения.

Литература

1. A. N. Romanov and N. I. Filimonova, “Damage accumulation in cyclically stable steel under low-cycle loading,” in *Deformation and fracture of materials and nanomaterials*, VIII International Conference 19–22 November (Moscow, 2019), J. of Physics: Conference Series, Volume 1431, conference 1, No. 012049.

ЛОКАЛЬНОЕ ПОВРЕЖДЕНИЕ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ МАЛОЦИКЛОВОМ НАГРУЖЕНИИ

LOCAL DAMAGE TO STRUCTURAL MATERIALS DURING LOW-CYCLE LOADING

Романов А.Н. - докт. техн. наук, Зав. Отделом
Институт машиноведения им. А.А. Благонравова Российской академии наук
(ИМАШ РАН)
alrom37@mail.ru

Abstract. Kinetics of accumulation of damages in plastic (metals) and brittle materials (concrete) at stages of formation and development of fracture (cracks) during cyclic loading is considered. Patterns of accumulation of damages at microlevels in connection with structural and deformation inhomogeneity with achievement of limit state - formation of microcracks are shown.

Key words: deformation-kinetic fatigue fracture criterion, accumulated damages, low-cycle loading, limit state, deformation aging, elevated temperature

Аннотация. Рассмотрена кинетика накопления повреждений в пластичных (металлы) и хрупких материалах (бетон) на стадиях образования и развития разрушения (трещин) при циклическом нагружении. Показаны закономерности накопления повреждений на микроуровнях в связи со структурной и деформационной неоднородностью с достижением предельного состояния - образование микротрещин.

Ключевые слова: деформационно-кинетический критерий, накопление повреждений, малоцикловое нагружение, предельное состояние, деформационное старение, истинные напряжения, повышенная температура.

Введение

Как известно, стадии образования трещины предшествует стадия рассредоточенного трещинообразования, связанная с неоднородностью развития деформаций в отдельных объемах деформируемого материала.

Задачами настоящего исследования является исследование неоднородности образования и развития повреждений в локальных зонах конструкционных материалов при циклическом деформировании с ростом числа циклов нагружения и разработка методов оценки предельных состояний на макро-и микроуровнях при циклическом нагружении пластичных и хрупких материалов

Материалы и методы исследования

Для исследования особенностей развития локальных деформаций и оценки структурной неоднородности использовались трубчатые образцы из однофазной аустенитной стали Х18Н10Т, двухфазной стали 45 с частичной перлитной структурой и перлитная сталь ТС. На рабочей части образца с помощью алмазной пирамиды на приборе ПМТ-3 наносились отпечатки измерения микротвердости. Деформирование осуществлялось при циклическом нагружении на растяжение-сжатие с частотой 1 цикл в минуту. Измерение деформаций на рабочей базе осуществлялось с помощью продольного деформометра с погрешностью не более 2% от измеряемой величины.

Неоднородности циклической пластической деформации $K_{\mu\delta}$ и односторонне накопленной пластической деформации $K_{\mu\varepsilon}$, определяли в виде:

$$K_{\mu\delta} = \delta_i / \delta_{\text{ср}} \quad \text{и} \quad K_{\mu\varepsilon} = \varepsilon_i / \varepsilon_{\text{ср}}, \qquad (1)$$

где δ_i – местная пластическая деформация в цикле; $\delta_{\text{ср}} = \delta_k$ - средняя величина ширины петли гистерезиса в цикле, измеренная на рабочей базе; ε_i – местная односторонне накопленная деформация в рассматриваемом цикле нагружения; $\varepsilon_{\text{ср}} = \varepsilon_k$ - средняя односторонне накопленная деформация.

Структурная неоднородность материала, обусловливающая деформационную неоднородность, может быть оценена измерением микротвердости материала в исходном состоянии.

Структурная неоднородность материала, обусловливающая деформационную неоднородность, может быть оценена измерением микротвердости материала в исходном состоянии.

Была исследована неоднородность структуры и локальных деформаций в однофазном (сталь Х18Н10Т) и двухфазных материалах (ферритно-перлитной стали 45 и перлитной стали ТС).

На основе данных статистической обработки проведена оценка коэффициентов неоднородности структуры по вероятностным кривым распределения микротвердости. При этом коэффициенты неоднородности структуры по рассеянию значений микротвердости H_μ определялись в виде:

$$K_{H_\mu} = \overline{H}_\mu / H_{\mu i}, \qquad (2)$$

где $H_{\mu I}$ и $\overline{H}_\mu$ –минимальное и среднее значение микротвердости.

В соответствии с рассеянием значений измерений наблюдается и разброс показателей по коэффициентам неоднородности значений микротвердости (рис. 1).

Неоднородности циклической пластической деформации $K_{\mu\varepsilon_p}$ и односторонне накопленной пластической деформации $K_{\mu\varepsilon}$, определяемые в виде:

$$K_{\mu\varepsilon_p} = \varepsilon_{pk} / \varepsilon_{pm} \quad \text{и} \quad K_{\mu\varepsilon} = \varepsilon_k / \varepsilon_m, \qquad (3)$$

где ε_k – местная пластическая деформация в цикле; ε_{pm} – средняя величина ширины петли гистерезиса в цикле, измеренная на всей рабочей базе; ε_k – местная односторонне накопленная деформация в рассматриваемом цикле нагружения; ε_m - средняя односторонне накопленная к данному циклу деформация на большой базе измерения.

Неоднородность развития деформаций, как обратимых, так и необратимых (односторонне накапливающихся) зависит от природы материала и от его структурного состояния, определяемого заключительной технологической обработкой.

В многофазных сталях или сплавах неоднородность микродеформаций будет локализоваться в наименее прочной фазе, и накопление повреждений будет происходить преимущественно в этих зонах, и для них должны оцениваться коэффициенты неоднородности деформаций.

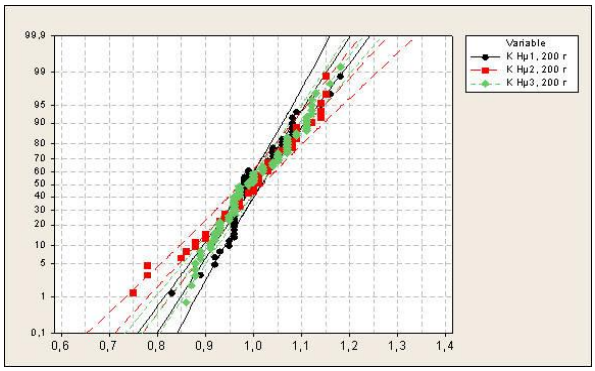
Результаты и их обсуждение

В соответствии с рассеянием значений измерений наблюдается и разброс показателей по коэффициентам неоднородности значений микротвердости (рис. 1).

Как видно из рис.1,а, при первом (исходном) упругопластическом деформировании в полуцикле растяжения (K = 0) в отдельных зонах размером 200 мкм при средней деформации на базе в 40 мм наблюдаются деформации в диапазоне от 0 до 5,0%.

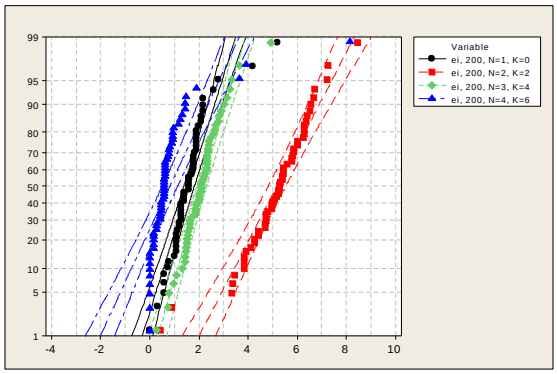
Неоднородность деформаций основного объема (до 80% накопленной вероятности) двухфазной стали с достаточной для практики точностью, можно считать подчиняется нормальному закону распределения. Однако, в отличие от однофазного материала, сталь с содержанием перлитной составляющей деформируется более неоднородно, в особенности двухфазная сталь, имеющая как перлитную, так и ферритную структуру (сталь 45).

P, % **P, %**



$K_{\varepsilon\mu}$

$K_{H\mu}$



а) б)

Рис.1. Распределение коэффициентов неоднородности микротвердости сталей ТС, ст.45 и Х18Н10Т) (а) и локальных деформаций в стали ТС в первом и во втором циклах (б)

Для перлитной стали ТС (100% перлита) деформация в локальных участках более однородна, чем сталь с частичной долей перлита (сталь 45).

Накопление повреждений в конструкционных сталях при циклическом нагружении определяется в виде [1]:

$$\eta = \int_0^{N_p} \frac{\varepsilon_p \, \varepsilon_{ep}}{\varepsilon_{ст}^2} dN + \int_0^{N_p} \frac{\Delta\varepsilon}{\varepsilon_{ст}} dN \qquad (4)$$

В предельном случае (образование макротрещины или потеря устойчивости пластической деформации) повреждение описывается в виде:

$$\int_0^{N_p} \frac{\varepsilon_p \, \varepsilon_{ep}}{\varepsilon_{ст}^2} dN + \int_0^{N_p} \frac{\Delta\varepsilon}{\varepsilon_{ст}} dN = 1, \qquad (5)$$

где ε_p – пластическая деформация в цикле, ε_{ep} –деформация в полуцикле растяжения, $\varepsilon_{ст}$ – деформация при однократном (статическом) разрушении, соответствующая истинному пределу прочности, $\Delta\varepsilon$ – односторонне накопленная пластическая деформация в цикле, N – число циклов нагружения, N_p – разрушающее число циклов.

С учетом неоднородности пластической деформации в соответствии с зависимостями (4) и (5) условие разрушения (появление микротрещин) без учета повреждения от упругой деформации (квазистатическое разрушение) может быть записано следующим образом [2]:

$$\int_0^{N_p} \frac{(K_{\mu\delta}\delta_k)^2}{\varepsilon^2} dN + \int_0^{N_p} \frac{K_{\mu\varepsilon}\varepsilon_k}{\varepsilon} dN = 1. \qquad (6)$$

На рис.4 представлена кривая усталости ферритно-перлитной стали при нагружении с заданным размахом упругопластической деформации (жесткое нагружение). Красная линия представляет моменты образования начальных микротрещин, определенные по зависимости (6) при коэффициенте деформационной неоднородности равном 1,1. Синяя штрих-пунктирная синяя линия обозначает моменты образования макротрещин в зависимости от числа циклов разрушения. Область между краской и штрих-пунктирной линией – область рассредоточенного трещинообразования, предельным развитием которого является образование макротрещины. Область между штрих-пунктирной синей линией и кривой усталостью (черная линия) – область распространения магистральной макротрещины до окончательного разрушения.

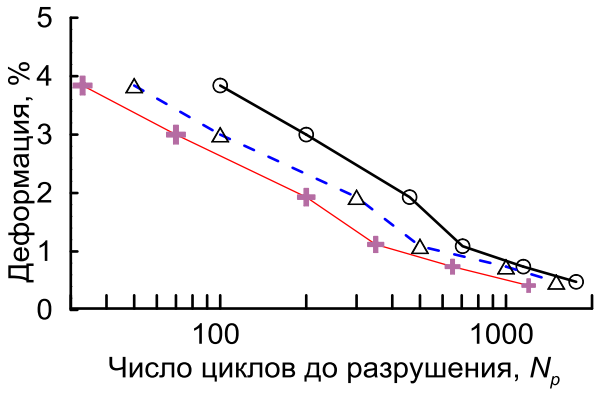


Рис.2. Кривая усталости ферритно-перлитной стали при жестком нагружении

Таким образом, проведенные исследования показали, что характер развития деформационных процессов и в соответствии с ними и характер накопления повреждений определяется структурным состоянием деформируемого материала и его фазовым составом.

Выводы

1. Деформационная неоднородность материалов зависит от их структурной неоднородности и может быть оценена по показателям структурной неоднородности, определяемой измерениями микротвердости.
2. Кинетика накопления повреждений и предельные состояния на микроуровне (образование микротрещины) и макроуровне (образование магистральной макротрещины) при циклическом нагружении пластичных материалов (металлов)..
3. Возможность определения предельных состояний на микро-и-макроуровнях позволяет обозначить на усталостных кривых границы предельных состояний (начало образования микро-и-макротрещин).

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 16-58-48008 ИНД_оми)

Литература

1. Романов А.Н. Критерии усталостного разрушения. Инженерный журнал «Справочник. Приложение», М., 2007, №6, 35 с.
2. Романов А.Н., Филимонова Н.И. Локальное повреждение конструкционных материалов и рассредоточенное трещинообразование при усталости / Труды 4-ой Международной конференции «Живучесть и конструкционное материаловедение» (ЖивКом-2018), ИМАШ РАН, 4-6 декабря 2018, с.233-23.

УДК 699.841

ЧАСТОТЫ И ФОРМЫ СОБСТВЕННЫХ КОЛЕБАНИЙ ВЫСОТНОГО ЗДАНИЯ ВО ВЛАДИВОСТОКЕ ПРИ РАСЧЕТЕ НА МАКСИМАЛЬНОЕ РАСЧЕТНОЕ ЗЕМЛЕТРЯСЕНИЕ

FREQUENCIES AND MODES OF VIBRATION OF A HIGH-RISE BUILDING IN VLADIVOSTOK CALCULATED FOR THE MAXIMUM CREDIBLE EARTHQUAKE

Ерофеев В.И. [1] доктор ф.-м. наук, профессор, директор, **Сатанов А.А.** [1] – аспирант, **Хазов П.А.** [2] – канд. техн. наук, доц. кафедры теории сооружений и технической механики, **Шишова М.А.** [3] – инженер-конструктор

[1] ФГБУН «Институт проблем машиностроения Российской академии наук». Россия, 603024, г. Н. Новгород, ул. Белинского, д. 85. Тел.: (831) 432-05-76, +7 (987)-750-0-216

[2] ФГБОУ ВПО «Нижегородский государственный архитектурно-строительный университет». Россия, 603950, г. Н. Новгород, ул. Ильинская, д. 65. Тел.:(831) 430-54-96, +7 (951)-919-0-919

[3] Бюро архитектурных и дизайнерских решений «Пять». Россия, 107023, г. Москва, ул. Электрозаводская, д. 24. Тел.:(499) 795-77-60.

andrewsatanov@gmail.com, khazov.nngasu@mail.ru

Abstract. The article provides an analysis of the earthquake resistance of the designed building upon the occurrence of the maximum credible earthquake. The main feature in this case is the possibility of non-compliance with the classic requirements of regulatory documents. It is shown that despite some fairly serious damage to the load-bearing structures, the building's earthquake resistance is ensured.

Key words: frame building, earthquake resistance, seismic vibrations, natural frequency, seismic load, design-basis earthquake, maximum credible earthquake.

Аннотация. В статье приводится анализ сейсмостойкости проектируемого здания при наступлении максимального расчетного землетрясения. Основной особенностью при этом является возможность несоблюдения ряда классических требований нормативных документов. Показано, что несмотря на некоторые достаточно серьезные повреждения несущих конструкций сейсмостойкость здания обеспечивается.

Ключевые слова: каркасное здание, сейсмостойкость, сейсмические колебания, собственная частота, сейсмическая нагрузка, проектное землетрясение, максимальное расчетное землетрясение.

Теория сейсмостойкости охватывает обширный круг научных направлений – сейсмология и вулканология, строительные конструкции, здания и сооружения, строительная механика, основания, фундаменты и подземные сооружения, механика деформируемого твердого тела, волновая динамика, океанология и пр. Развитие уникального строительства, в том числе и в сейсмически опасных регионах, делает исследования в данной области весьма актуальными [1-6].

В настоящей статье приводится исследование уникального здания высотой 218 м (рис.1), проектируемого в городе Владивосток на максимальное расчетное землетрясение (МРЗ). Основными несущими конструкциями являются стальные двутавровые колонны, соединенные системой балок с монолитным железобетонным ядром жесткости. Междуэтажные перекрытия и покрытия выполнены в монолитном железобетоне по несъемной опалубке из стального профилированного настила. По высоте здания для обеспечения горизонтальной жесткости устраиваются аутригерные этажи, передающие часть нагрузок с ядра на крайние колонны. Несущие конструкции опираются на монолитную фундаментную плиту. Грунтовые условия строительной площадки

представлены полутвердой глиной, гравелистым песком средней плотности и скальным грунтом – алевролитом.

.

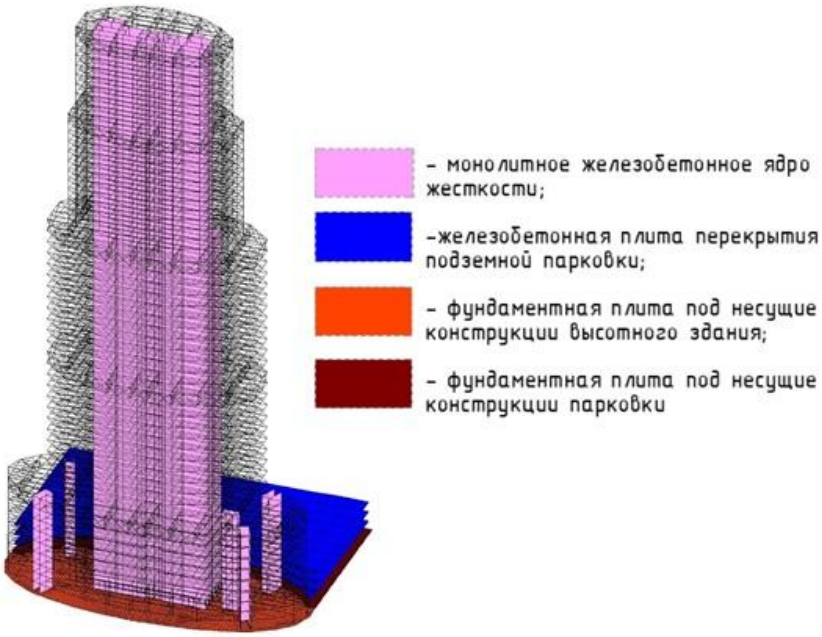


Рис.1. Расчетная модель проектируемого здания

Сейсмические воздействия относятся к особым нагрузкам и учитываются в особых сочетаниях (СП 20.13330.2016). Согласно действующим нормативным документам [7] различают 2 основных типа землетрясений, которые должны учитываться при проектировании зданий и сооружений, предназначенных для строительства в сейсмически опасных регионах: проектное землетрясение (ПЗ, период повторяемости – 1 раз в 100 лет) и максимальное расчетное землетрясение (МРЗ, период повторяемости – 1 раз в 1000 лет).

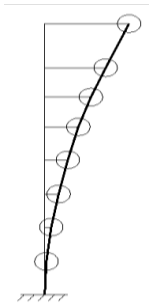
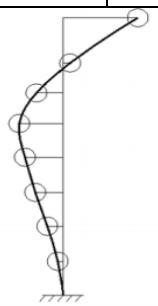
Расчет на ПЗ ведется по картам ОСР-А, В [7], при этом расчетная модель здания, а также принимаемые предельные состояния не отличаются от используемых при основных сочетаниях нагрузок При расчете на МРЗ модель здания может допускать серьезные повреждения второстепенных конструкций, могут не выполнятся проверки по второй группе предельных состояний, если данные отклонения не угрожают жизни и здоровью людей. Также могут игнорироваться предельные состояния первой группы, если это не приведет к непосредственному обрушению здания во время землетрясения: допускаются серьезные трещины, пластические шарниры, разрушения выключающихся связей, пластические деформации несущих элементов и пр. При этом конструкции, которые могут быть подвержены описанным воздействиям, должны проходить обязательную проверку расчетом.

Для анализа сейсмостойкости был выполнен расчет конечно-элементной модели здания (рис.1) на собственные и сейсмические колебания. Несущие конструкции здания и фундаментная плита были замоделированы в ПВК SCAD Office, а грунтовые условия строительной площадки в программе-сателлите КРОСС. Данная механическая система имеет большое число степеней свободы, при этом преобладающими будут являться изгибные колебания, соответствующие первой и второй формам. Динамические характеристики здания определены согласно методике, изложенной в [8]. Сейсмическая нагрузка определялась спектральным методом согласно [7]. Динамические характеристики, формы собственных колебаний, а также сейсмические нагрузки приведены в таблице 1.

Анализ напряженно-деформированного состояния при сейсмических воздействиях показал, что прочность наземных несущих конструкций – колонн, плит перекрытий, ядра жесткости – обеспечивается, что соответствует требованиям к расчету на МРЗ.

Максимальные горизонтальные перемещения здания (рис.2) при околорезонансных частотах по первой форме собственных колебаний составляют порядка 3 м и выходят за границы, установленные для второго предельного состояния, что, тем не менее, не противоречит требованиям при расчете на МРЗ.

Таблица 1. Формы собственных колебаний

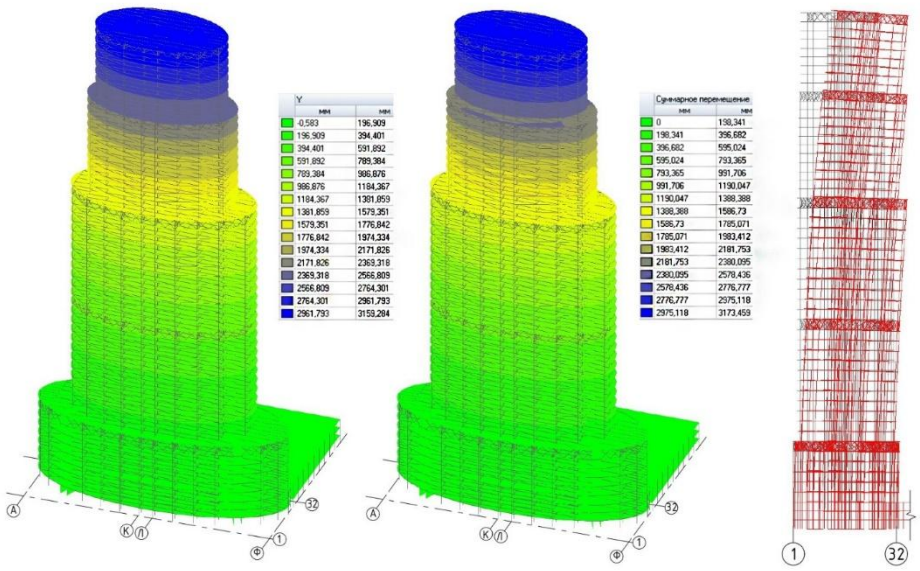
Форма собственных колебаний 1			
ω_1, рад/сек	f_1, сек-1	T_1, сек	S_{i1}, кН
1,39263	0,22176	4,509	
$\varphi_{11} = 1$			$S_{11} = 71759{,}4$
$\varphi_{21} = 0{,}724$			$S_{21} = 71234{,}4$
$\varphi_{31} = 0{,}549$			$S_{31} = 53925{,}7$
$\varphi_{41} = 0{,}400$			$S_{41} = 51124{,}7$
$\varphi_{51} = 0{,}276$			$S_{51} = 36074{,}6$
$\varphi_{61} = 0{,}167$			$S_{61} = 21858{,}8$
$\varphi_{71} = 0{,}080$			$S_{71} = 10470{,}8$
$\varphi_{81} = 0{,}022$			$S_{81} = 71759{,}39$
Форма собственных колебаний 2			
ω_2, рад/сек	f_2, сек-1	T_2, сек	S_{i2}, кН
4,699	0,748	1,336	
$\varphi_{12} = 1$			$S_{12} = -56158{,}4$
$\varphi_{22} = 0{,}094$			$S_{22} = -7230{,}95$
$\varphi_{32} = -0{,}357$			$S_{32} = 27409{,}21$
$\varphi_{42} = -0{,}586$			$S_{42} = 58655{,}85$
$\varphi_{52} = -0{,}512$			$S_{52} = 52315{,}18$
$\varphi_{62} = -0{,}374$			$S_{62} = 38214{,}6$
$\varphi_{72} = -0{,}212$			$S_{72} = 21661{,}75$
$\varphi_{82} = -0{,}072$			$S_{82} = 12788{,}57$

Наибольшие повреждения при МРЗ получит монолитная фундаментная плита. В плите при полном совпадении частот могут возникать местные отрывы, которые не приведут к обрушению здания. При этом возникают локальные зоны, в которых напряжения в арматуре превысят предел текучести стали, что приведет к незначительным пластическим деформациям.

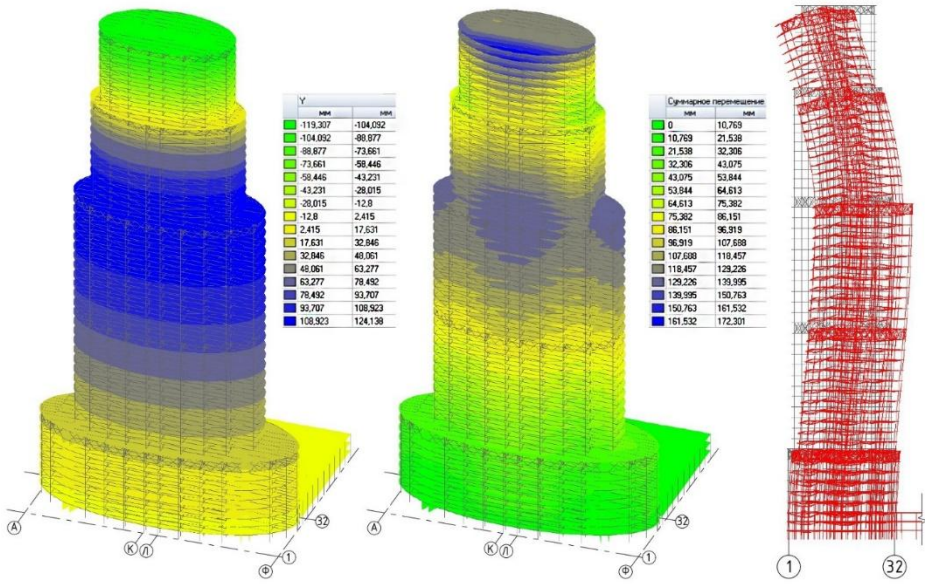
Общий анализ сейсмостойкости проектируемого здания показал, что:

- надежность несущих конструкций здания по первому и второму предельным состояниям при ПЗ обеспечена;
- надежность наземных несущих конструкций здания по первому предельному состоянию при МРЗ обеспечена;
- максимальные горизонтальные перемещения здания превышают максимально допустимые, но не приводят к разрушениям основных несущих конструкций, что не противоречит требованиям при МРЗ;
- локальные отрывы, а также локальные пластические деформации, возникающие в фундаментной плите, допустимы при МРЗ.

Таким образом, общая безопасность людей, находящихся в здании при МРЗ, обеспечена и здание может быть допущено к эксплуатации после получения разрешения от проектных и научно-исследовательских организаций, специализирующихся на сейсмостойком строительстве и имеющих соответствующие полномочия. Вопрос о возможности эксплуатации здания после наступления МРЗ остается открытым и данное заключение может быть принято лишь на основании натурной экспертизы аварийного объекта.



а)



б)

Рис.2. Горизонтальные и суммарные перемещения здания (мм) от сейсмических воздействий, схема деформаций во время землетрясения: а) – первая форма собственных колебаний, б) - вторая форма собственных колебаний.

Работа выполнялась при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 18-08-00715)

Литература

1. Назаров, Ю.П. Теория и практика расчетов строительных сооружений на сейсмостойкость по акселерограммам // Ю.П. Назаров, Ю.Н. Жук, Е.В. Позняк, Ю.В. Панасенко, В.В. Курнавин // Тезисы докладов XI Российской национальной конференции по сейсмостойкому строительству и сейсмическому районированию (с международным участием). – М. – 2015. – С. 131-132.

2. Позняк, Е.В. Об оценке влияния сейсмических ротаций на динамику строительных конструкций / Е.В. Позняк // Справочник. Инженерный журнал с прилож. 2017. № 9 (246). С. 14-23.

3. Павленко О. В. Моделирование акселерограмм землетрясения 13.11.1993 г. (MW=7.0, H=54 км) на сейсмостанциях «Петропавловск», «Институт вулканологии» и «Никольская»

(г. Петропавловкс-Камчатский) /О. В. Павленко // Вестник Краунц. Науки о земле. №14 выпуск № 28 – Москва, 2015.
4. Никитина, Е.А. Анализ собственных изгибно-крутильных колебаний многоэтажных зданий эксплуатации/ Е.А. Никитина, П.А. Хазов, А.В. Крыцовкина, А.А. Генералова // Приволжский научный журнал /Нижегор. гос. архитектур.-строит. ун-т. – Нижний Новгород, 2018. – № 3. – С. 10-16.
5. Хазов, П.А. Резонансный анализ каркасного здания при сейсмических воздействиях различных частотных диапазонов / П.А. Хазов, А.А. Генералова, А.Е. Воробьева // Приволжский научный журнал /Нижегор. гос. архитектур.-строит. ун-т. – Нижний Новгород, 2019. – № 4. – С. 56-64.
6. Воронина, Е.В. Особенности сейсмотектонических напряжений и деформаций перед сильными землетрясениями/ Е.В. Воронина // Процессы в геосредах – Москва, 2016. – № 5. – С. 5-11.
7. СП 14.13330.2018. Свод правил. Строительство в сейсмических районах. СНиП II-7-81* [Электронный ресурс]: утв. М-вом стр-ва России 18.02.14: дата введ. 01.06.14: [ред. от 23.11.2015]. – Режим доступа: Технические нормы и правила. Строительство.
8. Хазов, П.А. Сравнение динамических расчетных моделей при определении частот и форм собственных колебаний большепролетной стальной фермы покрытия здания велодрома/ П.А. Хазов, Н.И. Молодушная, Б.Б. Лампси, Ю.Д. Щелокова, А.М. Анущенко // Приволжский научный журнал /Нижегор. гос. архитектур.-строит. ун-т. – Нижний Новгород, 2019. – № 2. – С. 16-25.

УДК 539.3

СКОРОСТЬ РОСТА ТРЕЩИН В ТИТАНОВЫХ СПЛАВАХ ВТ-6, ПОДВЕРГНУТЫХ ЛАЗЕРНО-УДАРНО-ВОЛНОВОЙ ОБРАБОТКЕ[1]

CRACK GROWTH RATE IN TI-6A1-4V TITANIUM ALLOYS SUBJECTED TO LASER SHOCK PROCCESING

Сахвадзе Г.Ж. - д.т.н., г.н.с., **Сплавский И.С.** – асп., **Сахвадзе Г.Г.** – м.н.с.
Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия
sakhvadze@mail.ru

Annotation. Effective stress intensity coefficients are obtained and the growth rates of fatigue cracks in the fields of residual stresses that occur during laser shock processing and damage to Ti-6Al-4V titanium alloys by external objects are analyzed. Real operational loading modes are considered: both low-cycle and multi-cycle fatigue separately, and their combined loading cycle.
Keyword: Laser shock processing (LSP), foreign object damage (FOD), residual stresses, titanium alloy Ti-6Al-4V, crack growth rate, low-cycle fatigue, multi-cycle fatigue

Аннотация. Получены эффективные коэффициенты интенсивности напряжений и с их помощью проанализированы скорости роста усталостных трещин в полях остаточных напряжений, возникающих при лазерно-ударно-волновой обработке и повреждениях посторонними предметами титановых сплавов ВТ6. Рассматриваются реальные эксплуатационные режимы нагружения: как малоцикловая и многоцикловая усталости по-отдельности, так и их комбинированный цикл нагружения.
Ключевые слова: Лазерно-ударно-волновая обработка, повреждение посторонними предметами, остаточные напряжения, титановый сплав ВТ-6, скорость роста трещин, малоцикловая усталость, многоцикловая усталость

Понимание фундаментальных процессов, протекающих при усталостном повреждении, вызванного повреждениями посторонними предметами (ППП) в окрестностях передней кромки лопасти (ПКЛ), предварительно обработанного по технологии лазерно-ударно-волновой обработки (ЛУВО), является очень важным, если ЛУВО используется в качестве основной технологии повышения усталостной долговечности критически важных компонентов современных машин. Основная цель наших исследований состоит в том, чтобы установить, как повреждения посторонними предметами влияют на скорости роста трещин в передних кромках лопастей, обработанных ЛУВО, в условиях имитации эксплуатационных нагрузок, представляющих собой условия нагружения как при малоцикловой усталости (МЛЦУ) и многоцикловой усталости (МГЦУ) по-отдельности, так и при их комбинированных циклах нагружения. Результаты сравниваются с данными, полученными без ЛУВО, оценивая тем самым роль ЛУВО в деле повышения усталостной долговечности.

Знание основных закономерностей роста усталостных трещин в сильных полях остаточных напряжений имеет фундаментальное значение для оценки структурной целостности критических компонентов машин и процессов разрушения, протекающих в них. Разработан ряд методов, характеризующих рост усталостных трещин в поле остаточных напряжений. Основной из них – принцип суперпозиции, который используется для получения трещинодвижущей силы в терминах коэффициента интенсивности напряжений, основываясь на законах механики линейного упругого

[1] Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках Федеральной целевой программы «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014-2020 годы». Соглашение о предоставлении субсидии № 075-15-2019-1865 от 02.12.2019 г. (внутренней номер соглашения: 05.607.21.0300), проект RFMEFI60719X0300

разрушения.

Скорость роста усталостных трещин (СРТ) определяется с помощью ΔK_R, диапазона изменения суммарного (результирующего) коэффициента интенсивности напряжений, с учетом остаточных напряжений и коэффициента асимметрии цикла R [1]:

$$\frac{da}{dN} = f(\Delta K_R, R) \ , \tag{1}$$

где a – длина трещины; N – число циклов нагружения.

Суммарный (результирующий) коэффициент интенсивности напряжений K_R, в общем случае, можно получить путем наложения (суперпозиции) коэффициента интенсивности напряжений, вызванного приложенными нагрузками K_{app} и коэффициента интенсивности напряжений, вызванного остаточными напряжениями K_{res}:

$$K_R = K_{app} + K_{res} \ . \tag{2}$$

В условиях циклического нагружения, диапазон коэффициента интенсивности напряжений ΔK_R и коэффициент асимметрии цикла R в формуле (1) будут определяться как [2]:

$$\Delta K_R = \left(\left(K_{app}\right)_{\mathrm{MAX}} + K_{res}\right) - \left(\left(K_{app}\right)_{\mathrm{MIN}} + K_{res}\right) = \left(K_{app}\right)_{\mathrm{MAX}} - \left(K_{app}\right)_{\mathrm{MIN}}, \tag{3}$$

и

$$R = \frac{\left(K_{app}\right)_{\mathrm{MIN}} + K_{res}}{\left(K_{app}\right)_{\mathrm{MAX}} + K_{res}} \ , \tag{4}$$

где $\left(K_{app}\right)_{\mathrm{MAX}}$ и $\left(K_{app}\right)_{\mathrm{MIN}}$ – максимальный и минимальный коэффициенты интенсивности напряжений, вызванные приложенными нагрузками, соответственно. Уравнения (3) и (4) показывают, что, когда применяется принцип суперпозиции, остаточные напряжения влияют только на коэффициент асимметрии цикла R.

Диапазон изменения эффективных коэффициентов интенсивности напряжений (ЭКИН) ΔK_{eff} используется для определения трещинодвижущей силы, а скорость роста усталостных трещин (СРТ) определяется модифицированным законом Пэриса [3]:

$$\frac{da}{dN} = C \cdot \Delta K_{eff}^{m} \ , \tag{5}$$

где a – длина трещины; N – число циклов нагружения; C, m – материальные константы; ΔK_{eff} – эффективный коэффициент интенсивности напряжений, характеризующий перепад напряжений. С помощью уравнения (5) определяется скорость распространения трещины через ΔK_{eff}, который можно определять следующим образом:

$$\Delta K_{eff} = K_{\max} - K_{op} \ , \tag{6}$$

где K_{op} – значение коэффициента интенсивности напряжений при полном раскрытии трещины [4]. Рассмотрение и учет ЭТЗ в присутствии полей СОН чрезвычайно важно, в особенности для сложных случаев нагружения.

повреждение посторонними предметами (ППП) моделируется путем стрельбы «снаряда»-куба из закаленной стали (со сторонами 3 мм) на ПКЛ со скоростью 200 м/с при лобовом ударе (рис. 1а) и со скоростью 250 м/с при ударе под 45° (рис. 1б). Чтобы моделировать «наихудший сценарии» повреждения, стальные кубики направлялись без вращения, и они попадали в переднюю кромку лопасти ребром.

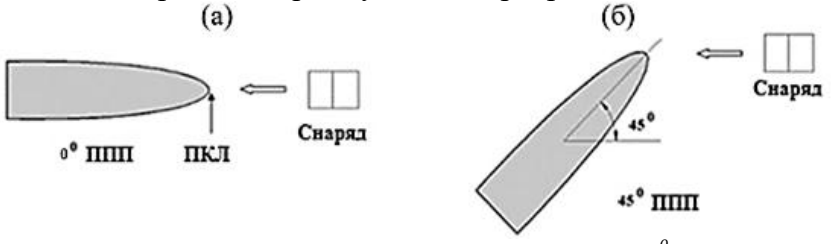


Рис. 1. Схема лобового столкновения «снаряда» с ПКЛ под углом 0^0 (а) и под углом 45^0 (б)

Для определения трехмерного распределения остаточных напряжений, вызванных использованием технологии ЛУВО, и упругих деформаций, вызванных ППП (где уже

существовали СОН после ЛУВО), были использованы конечноэлементные пакеты ABAQUS/Standard и ABAQUS/Explicit, соответственно [5-8]. Для моделирования ударного воздействия была рассмотрена только приграничная часть ПКЛ, что позволило существенно уменьшить вычислительные затраты без значительной потери в точности. Это стало возможным благодаря значительному увеличению толщины образца за приграничной частью ПКЛ, так что при моделировании на этой границе применяли граничное условие жесткого защемления. В связи с симметрией ПКЛ и учетом условий нагружения, была изучена только четвертая часть образца при лобовом ударе, и только половина образца при ударе под 45°.

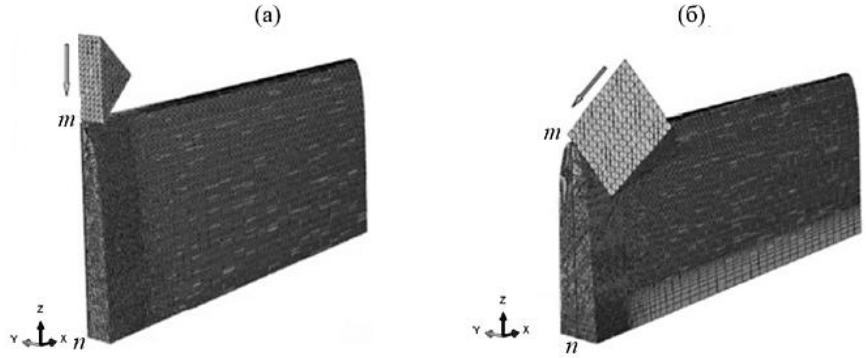


Рис. 2. Трехмерная конечноэлементная модель при лобовом ударе (а), четверть модели); при ударе под 45° (б), половина модели. Стрелки указывают направление удара, а срединная линия mn находится в плоскости симметрии

Трехмерные конечноэлементные сетки для обоих образцов показаны на рис. 2. Срединные линий в плоскости симметрии обозначены "mn", а начало координат находится в точке "n". В модели были использованы 8-узловые линейные кубические элементы. Из-за незначительной пластической деформации, возникшей во время удара в стальном кубическом «снаряде», его материал был принят линейно-упругим (с модулем Юнга 206 ГПа и коэффициентом Пуассона, равным 0,3), и при его моделировании была использована сетка из 4-узловых линейных тетраэдрических элементов.

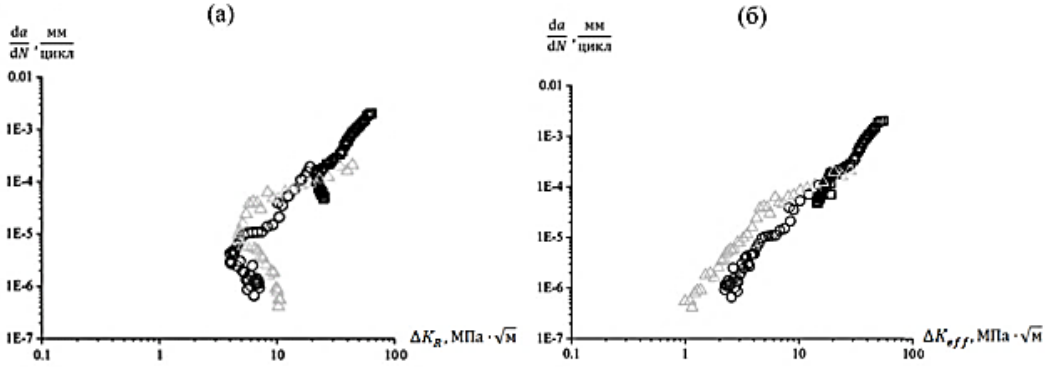


Рис. 3. Зависимости скоростей роста усталостных трещин (da/dN) от диапазона суммарного коэффициента интенсивности напряжений ΔK_R (а) диапазона эффективных коэффициентов интенсивности напряжений ΔK_{eff} (б) при разных режимах нагружения:
□ – МЛЦУ; ○ – МГЦУ; Δ – МЛЦУ+МГЦУ

Получена уникальная корреляция между темпами роста усталостных трещин и ΔK_{eff} для всех трех рассматриваемых случаев нагружения (рис. 3). Фактически, кинетическая диаграмма разрушения (da/dN-ΔK_{eff}) для МЛЦУ является продолжением кривой для МГЦУ, несмотря на существенные различия в номинальных коэффициентах асимметрии цикла R (0.1 и 0.7), а также в максимальных уровнях нагружения (27 кН и 20 кН). Для комбинированного режима нагружения (МЛЦУ+МГЦУ) имеем ускоренный рост трещины, что указывает на возможность существования более разрушающего эффекта в

этом случае, по сравнению со случаями МЛЦУ и МГЦУ по-отдельности.

Таким образом, учет эффекта закрытия трещины привел к тому, что рост трещины может происходить и при очень низких уровнях эффективного коэффициента интенсивности напряжений. В частности, даже значения ΔK_{eff} в 1–2 $\text{МПа} \cdot \sqrt{\text{м}}$ могут оказаться достаточными для ускорения роста трещины, хотя эти значения значительно ниже предела усталости для этого материала. Этот феномен, скорее всего, можно объяснить резким изменением коэффициента асимметрии цикла, вызванного остаточными напряжениями.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ в рамках Федеральной целевой программы «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014-2020 годы». Соглашение о предоставлении субсидии № 075-15-2019-1865 от 02.12.2019 г. (внутренней номер соглашения: 05.607.21.0300), проект RFMEFI60719X0300

Литература

1. Ruschau J.J., Thompson S.R., Nicholas T. High cycle fatigue limit stresses for airfoils subjected to foreign object damage // Int. J. Fatigue. 2003. V. 25. P. 955.
2. Duo P., Liu J., Dini D., Golshan M., Korsunsky A.M. Evaluation and analysis of residual stresses due to foreign object damage // Mech. Mater. 2007. V. 39 (3). P. 199.
3. Rubio-Gonzalez C., Felix-Martinez C., Gomez-Rosas G., Ocana J.L., Morales M., Porro J.A. Effect of laser shock processing on fatigue crack growth of duplex stainless steel // Mater. Sci. Eng. A. 2011. V. 528. P. 914.
4. Hatamleh O. A comprehensive investigation on the effects of laser and shot peening on fatigue crack growth in friction stir welded AA 2195 joints // Int. J. Fatigue. 2009. V. 31. P. 974.
5. Altenberger I., Nalla R.K., Sano Y., Wagner L., Ritchie R.O. On the effect of deep-rolling and laser-peening on the stress-controlled low- and high-cycle fatigue behavior of Ti–6Al–4V at elevated temperatures up to 550°C // Int. J. Fatigue. 2012. V. 44. P. 292.
6. Bache M.R., Bradshaw C., Voice W. Characterization of foreign object damage and fatigue strength in titanium based aerofoil alloys // Mater. Sci. Eng. A. 2003. V. 354. P. 199.
7. McClung R.C. A literature survey on the stability and significance of residual stresses during fatigue // Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct. 2007. V. 30. P. 173.
8. Wang X.M., Shi J. Validation of Johnson–Cook plasticity and damage model using impact experiment // Int. J. Impact Eng. 2013. V. 60. P. 67.
9. Sakhvadze G.Zh., Kavtaradze R.Z., Natriashvili T.M., Sakhvadze G.G. Fatigue Life of Materials Strengthened by Laser Shock Processing // Russian Engineering Research. 2020. V. 40. N. 1. P. 44. DOI: 10.3103/S1068798X20010190.
10. Сахвадзе Г.Ж., Кавтарадзе Р.З., Никабадзе М.У., Киквидзе О.Г. Повышение усталостной долговечности образцов из нержавеющей стали с применением технологии лазерно-ударно-волновой обработки // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2019. № 4. С. 83. DOI: 10.1134/S0235711919040138.
11. Сахвадзе Г.Ж. Особенности конечноэлементного моделирования остаточных напряжений, возникающих в материале при лазерно-ударно-волновой обработке, с использованием метода собственных деформаций // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2018. № 4. С. 87.

УДК 539.3

ЛАЗЕРНО-УДАРНО-ВОЛНОВАЯ ОБРАБОТКА МАТЕРИАЛОВ, ПОДВЕРГНУТЫХ ПОВРЕЖДЕНИЯМ ПОСТОРОННИМИ ПРЕДМЕТАМИ

LASER SHOCK PROCCESING OF MATERIALS DAMAGED BY FOREIGN OBJECTS

Сахвадзе Г.Ж. - д.т.н., г.н.с. **Пугачев** М.**С.** – н.с., **Сахвадзе Г.Г.** – м.н.с.,
Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия;
sakhvadze@mail.ru

Annotation. foreign object damage (FOD) is one of the main factors limiting the service life of wings, engine blades and compressors of aircraft, and highly loaded machine components. The article presents a study of the distribution of residual stresses after damage by foreign objects in the vicinity of the leading edge of the blade made of titanium alloy Ti-6Al-4V, previously subjected to laser shock processing (LSP).
Keyword: Laser shock processing, finite element method, foreign object damage, residual stresses, titanium alloy Ti-6Al-4V

Аннотация. Повреждение посторонними предметами (ППП) является одним из основных факторов, ограничивающих срок службы крыльев, лопастей двигателей и компрессоров летательных аппаратов, высоконагруженных компонентов машин. В статье представлено исследование распределения остаточных напряжений после повреждения посторонними предметами в окрестностях передней кромки лопасти из титанового сплава ВТ6, предварительно подвергнутых лазерно-ударно-волновой обработке (ЛУВО).
Ключевые слова: Лазерно-ударно-волновая обработка, метод конечных элементов, повреждение посторонними предметами, остаточные напряжения, титановый сплав ВТ-6

Оценка стойкости материалов и конструктивных элементов к повреждениям посторонними предметами (т.н. ППП-стойкость) для титановых сплавов ВТ6 были проведены и ранее, причем с использованием как экспериментальных исследований, так и метода конечных элементов (МКЭ) [1]. Исследования с ППП проводились в основном с помощью жестких сфер, направляя их на образцы под разными углами [2–3]. При анализе влияния угла удара на усталостную прочность выяснили, что воздействие под углом является более вредно для материалов, чем лобовые удары, и при этом усталостная прочность снижается до 50% [3]. Моделировались более реалистичные условия нагружения, включая малоцикловую усталость (МЛЦУ), многоцикловую усталость (МГЦУ), а также комбинированные циклы нагружения (КЦН=МЛЦУ+МГЦУ). При экспериментальных исследованиях скорость удара варьировались от 200 до 300 м/с [3].

Технология ЛУВО состоит из трех стадий. Вначале на место обработки наноситься черная краска с низкой температурой испарения, затем прозрачной слой воды и далее поверхность обработки подвергают воздействию лазерного луча с концентрированной энергией (рис. 1). Лазерный импульс нагревает краску, приводя её к испарению и образованию плазмы, которая стеснена между прозрачным слоем и поверхностью обработки. Возникает ударная волна давления, деформирующая обрабатываемый материал с поверхности в глубину тела и с созданием в нем остаточных напряжений [4-5].

Установлено, что в трехмерных образцах поля с плоской деформацией преобладают во внутренних частях, а поля с плоским напряженным состоянием преобладают в основном в приповерхностных областях [6]. Поскольку передняя кромка лопасти очень тонкая в интересующей нас области (максимальная толщина равна 2.44 мм у основания), то следует предположить, что усредненный *J*-интеграл вдоль фронта трещины должен описывать плоское напряженное состояние, а не плоскую деформацию. Следовательно, имеем все основания предположить, что трехмерное напряженное

состояние вдоль фронта трещины более «вырождено», и что там имеет место плоское напряженное состояние. В условиях плоского напряженного состояния коэффициент интенсивности напряжений K для раскрытой по Моде-I трещины, можно определить через J-интеграл [7]:

$$K = \sqrt{EJ}\ ,$$

где E – модуль Юнга.

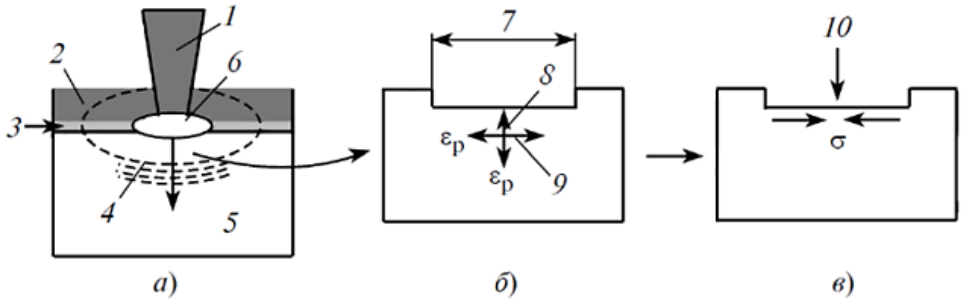


Рис. 1. Схематическое изображение технологии ЛУВО: а – возникновение ударной волны давления, б - пластическая деформация в поверхностных слоях, в – остаточные напряжения. 1 - лазерный луч; 2–- вода, 3 - черная краска; 4 - ударная волна; 5 - направления распространения волны; 6 - плазма; 7 - область действия лазерного импульса; 8 и 9 - сжимающие и растягивающие пластические деформации; 10 - релаксация обработанной поверхности

Установлено, что в трехмерных образцах поля с плоской деформацией преобладают во внутренних частях, а поля с плоским напряженным состоянием преобладают в основном в приповерхностных областях [7]. Поскольку передняя кромка лопасти очень тонкая в интересующей нас области (максимальная толщина равна 2.44 мм у основания), то следует предположить, что усредненный J-интеграл вдоль фронта трещины должен описывать плоское напряженное состояние, а не плоскую деформацию. Следовательно, имеем все основания предположить, что трехмерное напряженное состояние вдоль фронта трещины более «вырождено», и что там имеет место плоское напряженное состояние. В условиях плоского напряженного состояния коэффициент интенсивности напряжений K для раскрытой по Моде-I трещины, можно определить через J-интеграл [7]:

$$K = \sqrt{EJ}\ ,$$

где E – модуль Юнга.

Как известно, значение J-интеграла вокруг вершины трещины не зависит от пути интегрирования, хотя при наличии остаточных напряжений оно зависит от этой траектории [8]. Чтобы восстановить общепринятую независимость J-интегралов от пути интегрирования, в настоящей работе в стандартную формулу для J-интеграла вводятся начальные деформации. Такой подход был использован и оправдал себя в работах [2, 3]. В трехмерной конечноэлементной модели модифицированное, независимое от пути интегрирования выражение для J-интеграла, с учетом начальных деформаций, имеет вид [7]:

$$J = \int_V \left[\sigma_{ij}\frac{\partial u_i}{\partial x_1}\frac{\partial q_1}{\partial x_j} - W\frac{\partial q_1}{\partial x_1} + \sigma_{ij}\frac{\partial \varepsilon_{ij}^0}{\partial x_1}q_1\right]dV = 0, \qquad (1)$$

где V – объем, окруженный поверхностями S_1 и S_2, которые являются путями, окружающими вершину трещины; W – плотность энергии механической деформации; u_i и σ_{ij} – компоненты перемещений и напряжений, соответственно, взятые в декартовых координатах; x_1 – локальная координата в направлении движения трещины; q_1 – некая гладкая функция; x_j – узловые координаты; ε_{ij}^0 – начальная деформация.

Используя 2×2×2 Гауссово интегрирование, дискретная форма уравнения (1) примет вид:

$$J = \sum_{\substack{\text{Элементы} \\ \text{в } V}} \sum_{p=1}^{8} \left\{ \left[\left(\sigma_{ij} \frac{\partial u_i}{\partial x_1} - W \delta_{1i} \right) \frac{\partial q_1}{\partial x_i} + \sigma_{ij} \frac{\partial \varepsilon_{ij}^0}{\partial x_1} q_1 \right] |J| \right\}_p W_p \ ,$$

где W_p – соответствующая весовая функция; δ_{1i} – символ Кронекера.

Подробнее процессы дискретизации и особенности вычисления уравнения (5) приведены в [8].

Программа постобработки ABAQUS вычисляет модифицированный *J*-интеграл. Вычисляются два решения $J_R^{\max}$ и $J_R^{\min}$, соответствующие J-интегралам в узлах вдоль фронта трещины при максимальной и минимальной приложенной нагрузке, соответственно. Отрицательная часть *J*-интеграла игнорируется, т.е. когда J_R^{min}<0, принимается, что J_R^{min} =0. Затем из средних значений модифицированных *J*-интегралов вычисляются $K_R^{\max}$ и $K_R^{\min}$, а диапазон коэффициента интенсивности напряжений, при заданной длине трещины, определятся следующим образом:

$$\Delta K_R = K_R^{\max} - K_R^{\min} \ . \qquad (2)$$

Для учета эффекта закрытия трещины следует определить коэффициент интенсивности напряжений при полном раскрытии трещины (K_{op}), который можно определить из нагрузки открытия трещины P_{op}, которая, в свою очередь, определяется моментом, когда трещина полностью раскрыта. Меняя на этапе нагружения приращение нагрузки небольшими шагами, можно с высокой точностью зафиксировать P_{op}.

Последовательность вычислений здесь такова: сначала при помощи *J*-интегралов при максимальных приложенных нагрузках определяются значения $J_{\max}$ и J_{op}; далее в узлах вдоль фронта трещины вычисляется нагрузка открытия трещины P_{op}; далее рассчитываются значения $K_{\max}$ и K_{op} по средним значениям соответствующих *J*-интегралов, и, наконец, из уравнения (2) определяется диапазон эффективных коэффициентов интенсивности напряжений (ΔK_{eff}) в вершинах трещин.

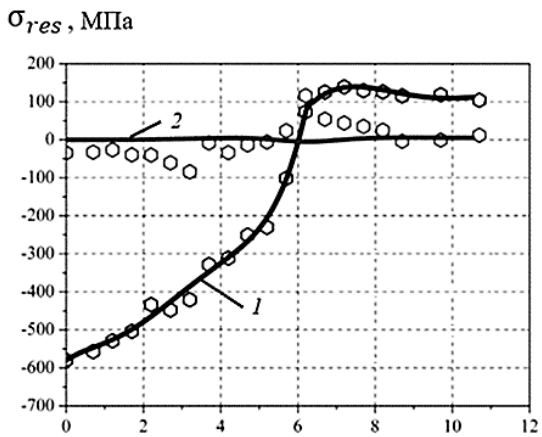


Рис. 2. Сравнение остаточных напряжений (σ_{res}), полученных МКЭ при ЛУВО, с экспериментальными значениями из [9] (обозначены кружочками). x – расстояние от ПКЛ: 1 – σ_{xx} (МКЭ), 2 – σ_{zz} (МКЭ)

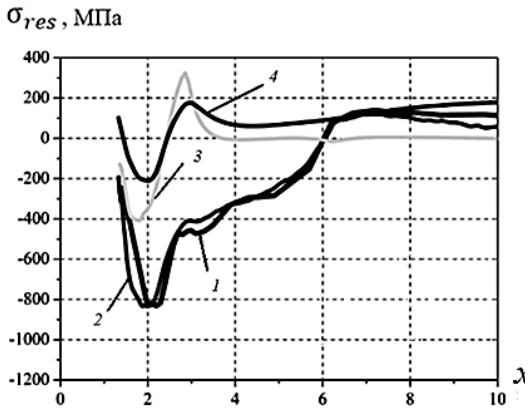


Рис. 3. Перераспределение остаточных напряжений, вызванных ЛУВО, после ППП (лобового столкновения). Моделирование через МКЭ и экспериментальные измерения из [9]. 1 – σ_{xx} (Эксперимент), 2 – σ_{xx} (МКЭ), 3 – σ_{yy} (МКЭ), 4 – σ_{zz} (МКЭ)

На рис. 2 показаны распределения остаточных напряжений по срединной линии образца, вызванные ЛУВО, а также, для сравнения, приведены аналогичные экспериментальные результаты из [9]. Как видим, наблюдается очень хорошее соответствие для σ_{xx}, где *xx* – направление приложения нагрузки, перпендикулярное плоскости роста трещины. Хотя наблюдаются заметные расхождения для σ_{zz}, но эти значения намного меньше, чем σ_{xx}, поэтому эти расхождения будут несущественными при дальнейшем росте трещины.

На рис. 3 представлены перераспределения всех трех компонентов остаточных напряжений, вызванных ЛУВО на срединной линии образца, после повреждения посторонними предметами (в частности, лобового столкновения), а также экспериментальные измерения из [9] для σ_{xx} (для сравнения). Как видим, имеется приемлемое совпадение между экспериментальными и смоделированными значениями σ_{xx}, особенно для критически важной области – области впадины. Глубина впадины вследствие лобового столкновения, полученная при моделировании через МКЭ, составляет 1.29 мм, что достаточно хорошо соотносится с экспериментальным значением в 1.43 мм.

Интересно сравнивать распределения остаточных напряжений для образцов, обработанных ЛУВО до (рис. 2) и после ППП (рис. 3).

Здесь отчетливо наблюдается существенное перераспределение остаточных напряжений. Видно, что хотя полезные сжимающие остаточное напряжение (СОН) на поверхности после ЛУВО были –600 МПа, а после ППП они были снижены до –200 МПа, максимальное СОН после ППП образовались на расстоянии около 2 мм от передней кромки и они равны около –800 МПа. Наиболее значительные перераспределения остаточных напряжений происходят на расстоянии первых 2–3 мм от передней кромки, за пределами которых профиль остаточных напряжений, обусловленный ЛУВО, остается почти той же.

Таким образом, полученные результаты показывают, что остаточные напряжения, вызванные лазерно-ударно-волновой обработкой и повреждениями посторонними предметами, играют ключевую роль на поведение роста усталостных трещин, и что сжимающие остаточные напряжения, вызванные ЛУВО, приводят к значительному снижению скорости роста усталостных трещин по сравнению с теми же образцами, подвергнутых только повреждениям посторонними предметами.

Литература

12. Ruschau J.J., Thompson S.R., Nicholas T. High cycle fatigue limit stresses for airfoils subjected to foreign object damage // Int. J. Fatigue. 2003. V. 25. P. 955.

13. Boyce B.L., Chen X., Peters R.O., Hutchinson J.W., Ritchie R.O. Mechanical relaxation of localised residual stresses associated with foreign object damage // Mater. Sci. Eng. A. 2003. V. 349. P. 48.

14. Duo P., Liu J., Dini D., Golshan M., Korsunsky A.M. Evaluation and analysis of residual stresses due to foreign object damage // Mech. Mater. 2007. V. 39 (3). P. 199.

15. Sakhvadze G.Zh., Kavtaradze R.Z., Natriashvili T.M., Sakhvadze G.G. Fatigue Life of Materials Strengthened by Laser Shock Processing // Russian Engineering Research. 2020. V. 40. N. 1. P. 44. DOI: 10.3103/S1068798X20010190.

16. Сахвадзе Г.Ж., Кавтарадзе Р.З., Никабадзе М.У., Киквидзе О.Г. Повышение усталостной долговечности образцов из нержавеющей стали с применением технологии лазерно-ударно-волновой обработки // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2019. № 4. С. 83. DOI: 10.1134/S0235711919040138.

17. Сахвадзе Г.Ж. Особенности конечноэлементного моделирования остаточных напряжений, возникающих в материале при лазерно-ударно-волновой обработке, с использованием метода собственных деформаций // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2018. № 4. С. 87.

18. Lee C.H., Chang K.H. Finite element computation of fatigue growth rates for mode I cracks subjected to welding residual stresses // Eng. Fract. Mech. 2011. V.78. P.2505–2520.

19. González-Herrera A., Zapatero J. Influence of minimum element size to determine crack closure stress by the finite element method // Eng. Fract. Mech. 2005. V.72. P.337–355.

20. Ding J., Hall R.F., Byrne J. Fatigue crack growth from foreign object damage under combined low and high cycle loading, Part I: experimental studies // Int. J. Fatigue. 2007. V.29. P.1339–1349.

УДК 602.17

НЕЛИНЕЙНОСТЬ ЗАВИСИМОСТИ «НАПРЯЖЕНИЕ - ДЕФОРМАЦИЯ» КОНСТРУКЦИОННЫХ УГЛЕПЛАСТИКОВ ПРИ ПОВТОРНО СТАТИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

NONLINEARITY OF THE STRESS - STRAIN DEPENDENCE OF QUASI-ISOTROPIC CFRP LAMINATE UNDER RE-STATIC LOADING

Северов П.Б. – научный сотрудник
ФГБУН Институт машиноведения им. А.А. Благонравова Российской академии наук, Москва, Россия
alpinprom@yandex.ru

Abstract. As part of the task of studying the degradation of material properties under re-static loading of a quasi-isotropic CFRP laminate the nonlinearity of the "stress-strain" dependence in the areas of active deformation is proved. The optimal curve approximating the experimental data from the point of view of the problem is chosen. The change in the derivatives of this curve can be used to assess the degradation of the material properties during re-loading.
Key words: FCRP laminate, uniaxial tension, degradation of material properties, stress, strain, nonlinearity, approximation, slope, convexity, inflection point.

Аннотация. В рамках задачи изучения деградации свойств материала при повторно статическом нагружении образца из слоистого квазиизотропного углепластика доказана нелинейность зависимости «напряжение – деформация» на участках активного деформирования. Выбрана оптимальная с точки зрения поставленной задачи аппроксимирующая экспериментальные данные кривая, по изменению производных которой возможно судить о деградации свойств материала в процессе повторного нагружения.
Ключевые слова: слоистый углепластик, одноосное растяжение, деградация свойств материала, напряжение, деформация, нелинейность, аппроксимация, наклон, выпуклость, точка перегиба.

Введение

Исследуя поведение слоистых углепластиков в поле приложенных усилий с позиции эволюционирующей к критическому состоянию системы [1], необходимо определить несколько измеряемых физических величин, изменение которых позволит судить о деградации свойств материала с увеличением числа циклов повторно статического нагружения. Ставится задача использовать в качестве индикатора деградации нелинейные свойства самого углепластика, если предполагаемую нелинейность и её последующее развитие удастся установить. При этом количество измеряемых физических величин минимально – «время», «напряжение» и «деформация».

В докладе рассматривается первая часть поставленной задачи – функциональное описание экспериментальной зависимости «напряжение – деформация» при испытании образца из слоистого квазиизотропного конструкционного углепластика в одном из циклов повторно статического нагружения.

Материалы и методы испытаний

Образец вырезан из слоистого квазиизотропного углепластика с укладкой $[0^c/0/\pm45^o{}_2/0_2/90^o/0_2/\pm45^o{}_2/0]_s$ вдоль направления 0°. Размеры рабочей зоны образца: длина 140 мм, поперечное сечение 50x6,03 мм^2. Диаметр центрального отверстия 14 мм. Испытание проводилось в гидравлических захватах электросервогидравлической установки INOVA ИК-6033. Система сбора и обработки экспериментальной информации на базе электронной аппаратуры и программного продукта фирмы National Instruments США. Квазистатическое одноосное растяжение с управлением по перемещению S в соответствии с рис. 1(а). Продолжительность нечетных участков 125 секунд, четных

участков – 50 секунд. Постоянная по модулю скорость перемещения активного захвата на нечетных участках Vs = 4,4 мкм/сек, на четных Vs = 0 мкм/сек (рис. 1(а, б)). На рис. 1(в) представлено несимметричное изменение номинального напряжения σ (далее по тексту «напряжение») в поперечном сечении образца 50х6,03 мм^2 в зависимости от времени. Экстензометр с базой 20 мм устанавливался на боковую плоскость образца симметрично центральному отверстию. Измерялась средняя деформация ε на базе экстензометра (далее по тексту «деформация»).

а) б) в)

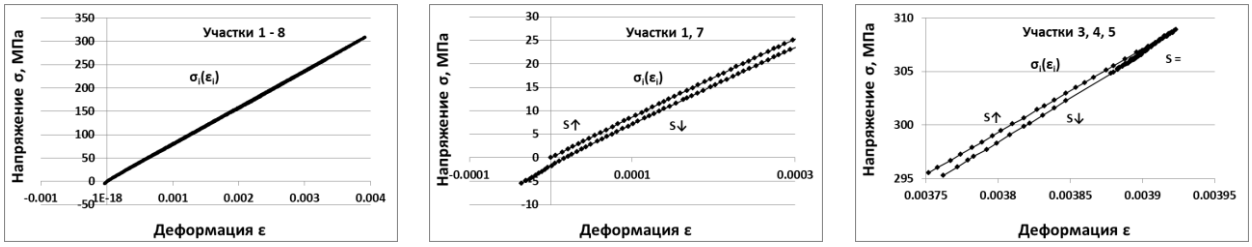
Рис.1. а) диаграмма нагружения образца, б) участок 1 диаграммы нагружения образца, Vs=4,4 мкм/сек, в) несимметричное изменение напряжения в поперечном сечении образца в зависимости от времени

Результаты исследования

Экспериментальные точки (ε_i, σ_i) при нагружении образца в соответствии с рис. 1(а) представлены на рис. 2(а). В результате линейной аппроксимации всего массива точек (ε_i, σ_i) на участках диаграммы нагружения с 1-го по 8-й включительно получаем осредненное уравнение:

$$\sigma = 78724\varepsilon - 0{,}3074 \qquad (1)$$

При рассмотрении экспериментальных точек (ε_i, σ_i) на каждом отдельном участке диаграммы нагружения образца (рис. 1(а)) установлено, что зависимости между ними носят индивидуальный характер и описываться уравнением (1) не могут. В качестве иллюстрации приводятся рисунки 2(б) и 2(в), на которых в увеличенном масштабе показаны экспериментальные точки (ε_i, σ_i) при минимальных и максимальных деформациях соответственно. К активному деформированию (σ↑) относятся участки 1, 3, 6, 8 диаграммы нагружения, к пассивному деформированию (σ↓) – участки 2, 4, 5, 7 [2].



а) б) в)

Рис.2. диаграмма нагружения образца 1(а): а) экспериментальные точки (ε_i, σ_i), б) экспериментальные точки (ε_i, σ_i) при минимальных б) и максимальных в) деформациях

Для доказательства нелинейности экспериментальной зависимости $\sigma_i = f(\varepsilon_i)$ и её последующего математического описания выберем точки (ε_i, σ_i) 1-го и 3-го участков активного (σ↑) деформирования образца, объединив их в единый массив условной диаграммы деформирования $\sigma_i = f^*(\varepsilon_i)$ (рис. 3(а)). В результате линейной аппроксимации указанного массива точек получаем осредненное уравнение

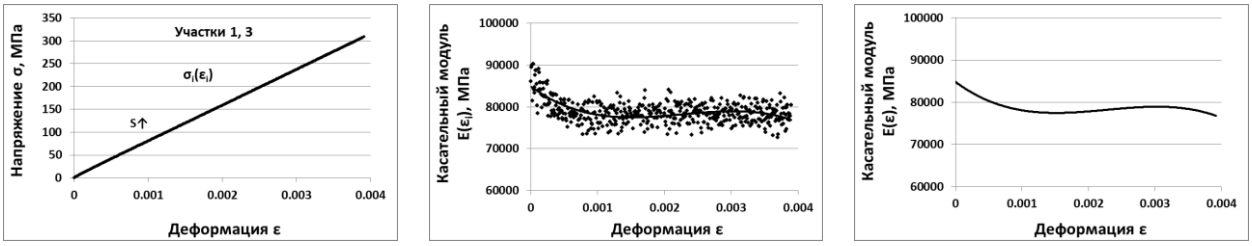
$$\sigma = 78334\varepsilon + 1{,}7454 \qquad (2),$$

в котором коэффициент при ε (модуль упругости) несколько меньше коэффициента при ε в уравнении (1), что очевидно. Нелинейность экспериментальной зависимости $\sigma_i = f^*(\varepsilon_i)$

подтверждается поведением массива точек (рис. 3(б)), каждая из которых – касательный модуль $E(\varepsilon_i)$, рассчитанный по трем соседним точкам условной диаграммы деформирования $\sigma_i = f^*(\varepsilon_i)$ с последующим продвижением на одну точку по направлению увеличения деформации. График кривой

$$E(\varepsilon) = -8{,}484\times10^{11}\times\varepsilon^3 + 5{,}782\times10^{9}\times\varepsilon^2 - 1{,}168\times10^{7}\times\varepsilon + 8{,}486\times10^{4} \quad (3),$$

аппроксимирующей указанный массив точек, представлен на рис. 3(в). Касательный модуль $E(\varepsilon)$ изменяется в процессе деформирования, экспериментальная зависимость $\sigma_i = f^*(\varepsilon_i)$ нелинейная. Путем несложного интегрирования уравнения (3) можно получить уравнение условной диаграммы деформирования $\sigma = f^*(\varepsilon)$ в виде полинома 4-й степени.



а) б) в)

Рис.3. 1-й и 3-й участки диаграммы нагружения образца: а) экспериментальные точки (ε_i, σ_i), б) массив значений касательного модуля $E(\varepsilon_i)$, в) аппроксимирующая кривая касательного модуля $E(\varepsilon)$

Уравнение условной диаграммы деформирования $\sigma = f^*(\varepsilon)$ в виде полинома 4-й степени можно получить также аппроксимацией исходного массива точек (ε_i, σ_i) (рис. 3(а)):

$$\sigma = -1{,}535\times10^{11}\times\varepsilon^4 + 1{,}358\times10^{9}\times\varepsilon^3 - 4{,}046\times10^{6}\times\varepsilon^2 + 8{,}279\times10^{4}\times\varepsilon + 5{,}360\times10^{-1} \quad (4)$$

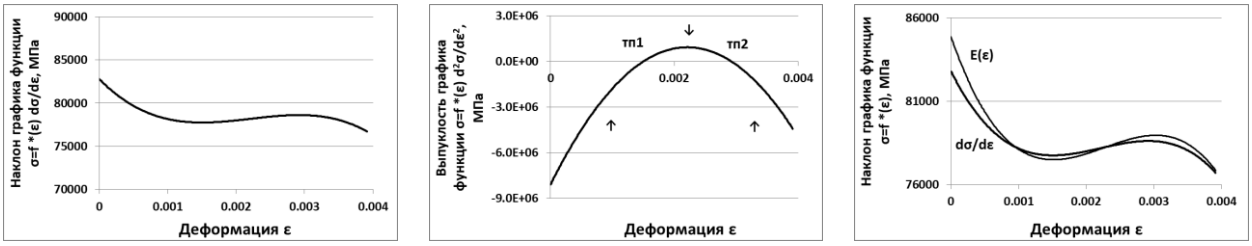
В этом случае наклон (тангенс угла наклона) графика функции $\sigma = f^*(\varepsilon)$ к положительному направлению оси абсцисс (рис. 4 (а)) определяется первой производной функции (4) по деформации ε:

$$d\sigma/d\varepsilon = -6{,}140\times10^{11}\times\varepsilon^3 + 4{,}074\times10^{9}\times\varepsilon^2 - 8{,}092\times10^{6}\times\varepsilon + 8{,}279\times10^{4} \quad (5)$$

Вторая производная функции (4) по деформации ε (рис. 4(б)) характеризует направление выпуклости (↑вверх, ↓вниз) графика функции, а также позволяет определить точки перегиба (тп1, тп2), в которых происходит изменение направления выпуклости:

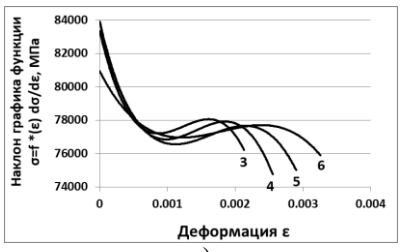
$$d^2\sigma/d\varepsilon^2 = -1{,}842\times10^{12}\varepsilon^2 + 8{,}148\times10^{9}\varepsilon - 8{,}092\times10^{6} \quad (6)$$

На рис. 4(в) приводится сравнение наклона графика функции $\sigma = f^*(\varepsilon)$ к положительному направлению оси деформации (5) с кривой касательного модуля $E(\varepsilon)$ (3), полученных описанными выше способами. Качественные различия отсутствуют, наблюдается некоторое незначительное смещение по деформации вторых точек перегиба (тп2) графиков функций $d\sigma/d\varepsilon$ и $E(\varepsilon)$ по отношению друг к другу. Максимальное (при $\varepsilon = 0$) количественное различие составляет около 2,5%, что свидетельствует о допустимости использования обоих методов идентификации нелинейности зависимости «напряжение – деформация» слоистого квазиизотропного конструкционного углепластика.

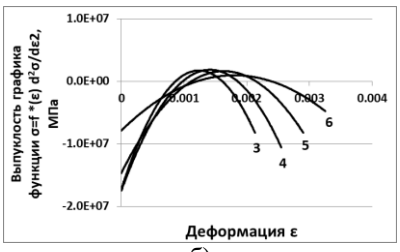


а) б) в)

Рис.4. условная диаграмма деформирования $\sigma = f^*(\varepsilon)$: а) тангенс угла наклона $d\sigma/d\varepsilon$, б) направление выпуклости и точки перегиба $d^2\sigma/d\varepsilon^2$, в) первая производная $d\sigma/d\varepsilon$ и касательный модуль $E(\varepsilon)$



а)



б)

*Рис.5. условные диаграммы деформирования σ = f *(ε) в циклах нагружения 3 – 6: а) тангенс угла наклона dσ/dε, б) направление выпуклости и точки перегиба $d^2\sigma/d\varepsilon^2$*

Заключение

Проведенные исследования зависимости «напряжение – деформация» для образца из слоистого квазиизотропного конструкционного углепластика в одном из циклов повторно статического нагружения позволили установить нелинейность указанной зависимости, определить вид аппроксимирующей экспериментальные данные кривой, минимизировать количество параметров нелинейности аппроксимирующей кривой – наклон графика, направление выпуклости и точки перегиба.

В дальнейшем предполагается использовать изменение нелинейной части зависимости «напряжение – деформация» в качестве индикатора деградации свойств материала при повторно статическом нагружении (рисунки 5(а) и 5(б)).

Литература

1. Макаров П.В., Еремин М.О. Модель разрушения хрупких и квазихрупких материалов и геосред // Физическая мезомеханика. 2013, Т. 16, № 1, С. 5-26.

2. Феодосьев В.И. Сопротивление материалов. М.: Наука. Главная редакция физико-математической литературы, 1974, 560 с.

УДК 621.785.53:669.018.584

ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ДЕТАЛЕЙ ПОДШИПНИКОВ ИЗ ПАРАМАГНИТНОГО СПЛАВА ПОСЛЕ ИОННОГО АЗОТИРОВАНИЯ

WEAR RESISTANCE OF BEARINGS PARTS OF A PARAMAGNETIC ALLOY AFTER ION NITRIDING

Смирнов А.Е.[1] – к.т.н., доцент, **Дин Кай Цзянь**[2] – к.т.н., доцент,
Семенов М.Ю.[1] – д.т.н., профессор
[1]МГТУ им. Н.Э. Баумана, Москва, Россия.
[2]Северо-Западный политехнический университет, Сиань, Китай
Smirnoff@bmstu.ru; Semenov.m.yu@bmstu.ru

Abstract. A hardened layer obtained on a paramagnetic nickel-based alloy doped with chromium and aluminum after nitriding in a glow discharge plasma was investigated. The wear rate of the alloy after nitriding has decreased by 7-8 times compared to the state after quenching and aging. Nitriding in a glow discharge plasma can be used to improve the tribological properties of parts of special rolling bearings made of paramagnetic nickel alloys.
Key words: wear resistance, bearings, paramagnetic alloys, nickel-based alloys.

Аннотация. Исследовали упрочненный слой, полученный на парамагнитном сплаве на базе никеля, легированном хромом и алюминием, после азотирования в плазме тлеющего разряда. Скорость изнашивания сплава после азотирования снизилась в 7-8 раз по сравнению с состоянием после закалки и старения. Азотирование в плазме тлеющего разряда может быть использовано для повышения трибологических свойств деталей специальных подшипников качения из парамагнитных никелевых сплавов.
Ключевые слова: износостойкость, подшипники, парамагнитные сплавы, никелевые сплавы.

Для колец и шариков некоторых специальных подшипников для приборов аэрокосмического назначения применяются прецизионные парамагнитные сплавы на основе никеля, легированные хромом, алюминием, а также иногда вольфрамом. Как правило, работоспособность деталей подшипников качения определяется их износостойкостью и контактной выносливостью, а также статической прочностью. В этой связи в целях обеспечения требуемого уровня прочности кольца и шарики подшипников из парамагнитных сплавов на базе никеля подвергаются термической обработке: закалке с последующим искусственные старением, которая обеспечивает объемное упрочнение за счет выделения дисперсных частиц интерметаллидов. Кроме того, легирование хромом обеспечивает повышение статической прочности вследствие присутствия в структуре сплава массивных включений твердого раствора α-Cr, который характеризуется более высоким (примерно в 1,5 раза) по сравнению с матрицей из γ-Ni уровнем модуля упругости. Вместе с тем, подшипники качения для приборов аэрокосмического назначения могут эксплуатироваться при температурах от -200 до +400 °С, что исключает применение смазки.

Известно, что несмотря на достигаемый высокий уровень твердости и, соответственно, статической прочности жаропрочных сплавов на базе никеля, износостойкость таких сплавов после закалки и старения не в полной мере соответствует предъявляемым требованиям [1, 2]. Значительно более эффективным по сравнению с закалкой и старением путем повышения износостойкости жаропрочных никелевых сплавов, легированных такими нитридообразующими элементами, как хром, титан, алюминий, вольфрам и другие, является применение химико-термической обработки, в том числе азотирования в тлеющем разряде (ионного азотирования) [3-5]. При этом азотирование обеспечивает достаточный уровень контактной выносливости тел качения небольшого приведенного радиуса [6, 7], к которым относятся и детали реальных

приборных подшипников из парамагнитных сплавов. Вместе с тем, в научной литературе отсутствуют данные о применении азотирования для поверхностного упрочнения прецизионных парамагнитных сплавов на основе никеля, содержание легирующих элементов в которых несколько отличается от химического состава жаропрочных сплавов.

В настоящей работе исследовали азотированные слои, полученные на парамагнитном прецизионном сплаве 40ХНЮ-ВИ. Азотировали в тлеющем разряде отрезанные от заводских горячекатанных прутков образцы размерами ∅22×10 мм в структурном состоянии после термической обработки по режиму: нагрев до температуры 1150 °С с выдержкой в течение 30 мин и последующей закалкой в холодную воду; старение при температуре 560 °С в течение 25 часов с последующим охлаждением на воздухе. Химико-термическую обработку проводили на промышленной установке ионного азотирования с косвенным нагревом ION-25I производства фирмы «Ionitech ltd» (Болгария). Длительность насыщения составляла 8-24 ч при температуре 540 °С в среде состава 95 % N_2+5 % H_2. Поскольку в процессе эксплуатации изнашивание реальных деталей подшипников из сплава 40ХНЮ-ВИ происходит по механизму микрорезания высокопрочными частицами интерметаллидов, абразивную износостойкость определяли по следующим методикам: при трении о нежестко закрепленные абразивные частицы и на экспериментальном стенде возвратно-поступательного движения.

Определение износостойкости в кварцевом абразиве осуществляли в соответствии с ГОСТ 23.208-79 по методике, изложенной в [8]. В качестве контртела использовали электрокорунд фракции 16-П по ГОСТ 3647-80, который просеивали, а затем высушивали в муфельной печи. Износ определяли путем взвешивания образцов до и после испытаний на аналитических весах AND GR-202 с погрешностью 0,01 мг. Образцы перед взвешиванием промывали ацетоном, продували воздухом и сушили в муфельной печи при температуре 60 °С. Для получения кинетических кривых изнашивания испытания проводили в течение различных промежутков времени от 0,5 до 8 мин.

Также проводили испытания на экспериментальном стенде возвратно-поступательного движения с системой рычагов конструкции А.С. Проникова [9]. Взвешивание образцов до и после испытаний проводили на аналитических весах AND GH-252 с погрешностью 0,01 мг. Перед взвешиванием образцы обезжиривали, чтобы исключить влияние загрязнений на результат измерений. Общее время испытания составляло 11 мин; в том числе время приработки при нагрузке 0,5 кг – 1 мин, время испытания при полной нагрузке 2,5 кг – 10 мин, что соответствует реальным условиям нагружения приборных подшипников из прецизионных сплавов.

Структура сплава 40ХНЮ-ВИ после закалки и старения состоит из γ-твердого раствора на основе Ni, являющегося матрицей с включениями α-фазы, представляющими собой твердый раствор на основе Cr, и с упрочняющими дисперсными частицами интерметаллида Ni_3Al (γ′-фазы). Необходимо отметить, что γ′-фаза не выявляется металлографическим путем при использовании светового микроскопа. Интерметаллидная фаза идентифицирована по результатам рентгенофазового анализа [10]. После азотирования в тлеющем разряде при температуре насыщения 540 °С на поверхности сплава образуются сплошной внешний слой нитрида CrN толщиной 3-6 мкм и твердостью до 1140 *HV*, а также слой внутреннего азотирования, упрочненный дисперсными частицами нитридов CrN и AlN, толщиной до 140 мкм. Присутствие нано-размерных частиц CrN и AlN в слое подтверждается данными рентгенофазового анализа. Кроме того, согласно результатам локального микрорентгеноспектрального анализа общее содержание азота в области твердого раствора γ-Ni составляет более 2 % по массе, что многократно превосходит максимальную растворимость азота в никеле [10], что также свидетельствует о присутствии дисперсных частиц нитридов легирующих элементов.

В азотированном слое не обнаружены частицы интерметаллида Ni_3Al (γ′-фазы), что указывает на их распад при насыщении азотом твердого раствора. Разложение частиц интерметаллидов и образование нитридов хрома и алюминия приводит к небольшому

снижению твердости области внутреннего азотирования в пределах от 60 до 100 *HV* (в зависимости от времени азотирования) [10].

В результате испытаний на абразивное изнашивание при трении о нежестко закрепленные абразивные частицы были получены кинетические кривые изнашивания, представленные на рис. 1. Значения потери массы в ходе испытаний азотированных образцов существенно отстают от значений потери массы образцов из сплава 40ХНЮ-ВИ, подвергнутых только термической упрочняющей обработке.

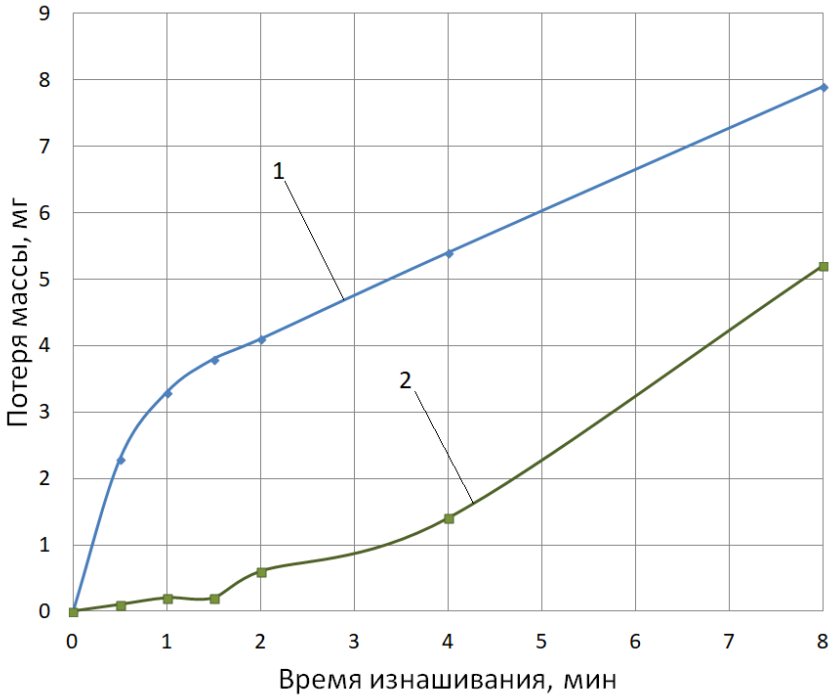


Рис. 1. Кривые изнашивания: после закалки и старения (1); после закалки, старения и азотирования (2)

Результаты испытаний на машине трения возвратно-поступательного движения конструкции А.С. Проникова также показывают увеличение износостойкости сплава после азотирования: среднее изменение веса образцов, подвергнутых только закалки и старения, составило после 0,60±0,05 мг/мин, а после закалки, старения и ионного азотирования – 0,07±0,02 мг/мин. При этом, в связи с существенным уменьшением скорости изнашивания азотированных образцов при использовании вместо частиц кварцевого абразива стального контртела получить кинетические кривые потери массы насыщенных азотом образцов на экспериментальном стенде не представилось возможным, так как полного истирания сплошного нитридного слоя не произошло.

Представленные на рис. 1 кинетические кривые изнашивания можно интерпретировать исходя из определенной структуры азотированного слоя на сплаве 40ХНЮ-ВИ. Так, кривая изнашивания 1 показывает типичное развитие изнашивания гомогенных структур с участками прирабатывания (до 1 мин) и последующего линейного развития процесса изнашивания. Такая кинетика изнашивания определяется относительно высокой твердостью (57-60 HRC) сплава 40ХНЮ-ВИ после закалки и старения за счет дисперсионного упрочнения частицами интерметаллидов Ni_3Al. Кинетическая кривая 2 имеет горизонтальный участок (до 2 мин испытаний), который соответствует истиранию сплошного нитридного слоя. Показано, что скорость абразивного изнашивания этого слоя существенно меньше скорости изнашивания сплава, упрочненного закалкой и старением.

Участок кинетической кривой от 2 до 4 мин (см. рис. 1), соответствует зоне дисперсных нитридов. При этом скорость изнашивания азотированного слоя возрастает, несколько опережая кинетическую кривую, соответствующую закалке и старению, т.е. интерметаллидному упрочнению. От 4 до 8 мин времени изнашивания кинетика соответствует сердцевине азотированного образца, упрочненного интерметаллидами. На

этом этапе испытаний скорость изнашивания азотированного образца практически равна скорости изнашивания термически упроченного образца.

По результатам анализа кинетики скорость абразивного изнашивания в кварцевом абразиве сплава 40ХНЮ-ВИ в установившемся режиме (без учета прирабатывания) составила 0,72±0,02 мг/мин, а после закалки, старения и азотирования скорость изнашивания слоя сплошных нитридов – 0,10±0,01 мг/мин. Таким образом, азотированный слой обеспечивает уменьшение скорости изнашивания о нежестко закрепленные абразивные частицы более чем в 7 раз. Скорость изнашивания азотированного слоя, определенная на машине трения возвратно-поступательного движения, меньше по сравнению с обычной упрочняющей термической обработкой сплава 40ХНЮ-ВИ примерно в 8 раз.

В результате испытаний на абразивное изнашивание установлено, что диффузионный слой, полученный в результате азотирования в тлеющем разряде при температуре 540 °С предварительно термически упрочненного сплава 40ХНЮ-ВИ, обеспечивает снижение скорости изнашивания по сравнению с данным сплавом, подвергнутым только закалке и старению, в 7-8 раз.

Литература

1. Dziarski P., Makuch N., Kulka M. Influence of gas boriding on corrosion resistance of Inconel 600-alloy //Archives of Material Science and Engineering. – 2017. – Vol. 1. – No. 1. – P. 3-33.
2. Makuch N., Dziarski P., Kulka M. The effect of laser treatment parameters on temperature distribution and thickness of laser-alloyed layers produced on Nimonic 80A-alloy //Archives of Material Science and Engineering. – 2017. – Vol. 83. – No. 2. – P. 67-78.
3. Kovací H., Asl H.G., Albayrak Ç., Alsaran A., Çelik A. Effect of plasma nitriding parameters on the wear resistance of alloy Inconel 718 //Metal Science and Heat Treatment. – 2016. – Vol. 58. – No. 7-8. – P. 470-474.
4. Sharma Y.C., Kumar R., Vidyasagar V., Bhardwaj D. Low temperature plasma ion nitriding (PIN) of Inconel 690 alloy //Materials Research Express. – 2018. – Vol. 6. – No. 2. – P. 026559.
5. Mondragón-Rodríguez G.C., Torres-Padilla N., Camacho N., Espinosa-Arbeláez D.G., de León-Nope G.V., González-Carmona J.M., Alvarado-Orozco J.M. Surface modification and tribological behavior of plasma nitrided Inconel 718 manufactured via direct melting laser sintering method //Surface and Coatings Technology. – 2020. – P. 125526.
6. Трубин Г.К. Контактная усталость материалов для зубчатых колес. – М.: Машгиз, 1962. – 404 с.
7. Джонсон К. Механика контактного взаимодействия: Пер. с англ. – М.: Мир, 1989. – 510 с.
8. Садовников А.В., Федоров С.К., Федорова Л.В., Ломпас А.М., Фомин О.И. Хардбендинг как эффективный метод увеличения ресурса бурильных труб и защиты обсадной колонны. Результаты трибологических испытаний износостойких наплавок для бурильных замков //Бурение и нефть. – 2017. – № 6. – С. 30–35.
9. Семенов М.Ю., Дин Кай Цзянь, Смирнов А.Е., Федорова Л.В., Полякова А.В. Изнашивание деталей подшипников из прецизионных никелевых сплавов после азотирования в тлеющем разряде //Металловедение и термическая обработка металлов. – 2020. – № 3(777). – С. 40-44.
10. Семенов М.Ю., Дин Кай Цзянь, Смирнов А.Е., Шевченко С.Ю., Александров В.А. Применение азотирования в тлеющем разряде для повышения твердости поверхности деталей подшипников из прецизионных никелевых сплавов //Металловедение и термическая обработка металлов. – 2019. – № 3(765). – С. 33-37.

УДК 666.3.015.4

ХОЛОДНОЕ СПЕКАНИЕ ОКСИДА ЦИНКА В ВОДНОЙ СРЕДЕ
COLD SINTERING OF ZINC OXIDE IN AN AQUEOUS MEDIUM

Ивакин Ю.Д.[1] – к.х.н., с.н.с., **Смирнов А.В.**[2] – к.т.н., н.с., **Холодкова А.А.**[1] – к.х.н., м.н.с., **Корнюшин М.В.**[3] – аспирант, **Кормилицин М.Н.**[3] – зав. лаб., **Васин А.А.**[2] – к.т.н., н.с., **Тарасовский В.П.**[3] – к.т.н., в.н.с., **Пахомов М.А.**[4] – м.н.с., **Столяров В.В.**[4] – д.т.н., г.н.с.

[1] Московский государственный университет им. М. В. Ломоносова
[2] МИРЭА – Российский технологический университет
[3]Московский Политех
[4]Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН
smirnoff-andrey2009@yandex.ru

Abstract. The work presents study of the low-temperature sintering of ZnO powder in an aqueous medium (so-called "cold sintering process"). The results show that dense ZnO ceramics can be obtained by pressing (pressure P = 77 MPa) in an aqueous medium at temperatures 220 - 250°C. It was found that during pressing under these conditions occur two processes are characteristic for sintering - densification and grain growth.
Key words: cold sintering, oxide ceramics, reaction sintering, zinc oxide.

Аннотация. Представлено описание экспериментов по низкотемпературному спеканию порошка ZnO водной среде (т.н. «холодное спекание»). Полученные результаты показывают, что керамика из ZnO может быть получена в водной среде при температурах 220 – 250 °C и давлении прессования менее 100 МПа. Установлено, что в данных условиях протекают два процесса – уплотнение и рост зерна, характерные для спекания.
Ключевые слова: холодное спекание, оксидная керамика, реакционное спекание, оксид цинка.

Спекание керамических материалов осуществляется, как правило, путем обжига предварительно уплотненного порошкового компакта при температурах свыше 1000 °C в воздушной среде, в вакууме, инертной или восстановительной атмосфере [1]. Высокие температуры спекания обусловлены необходимостью повышения скорости диффузионного массопереноса в областях контакта частиц, приводящего к уменьшению остаточной пористости и образованию поликристаллического материала с плотностью, близкой к теоретической.

Значительное снижение температуры спекания недавно выявлено в процессе консолидации порошковых материалов в водной среде. Различные варианты реализации спекания в водной среде объединяют термином «процесс холодного спекания» (англ.: Cold Sintering Process) [2]. Холодное спекание это низкотемпературный процесс консолидации, в котором используется переходная транспортная фаза, чаще всего жидкая, и приложенная одноосная сила для содействия уплотнению порошкового материала [3]. При этом микроструктура и плотность керамики горячего и холодного спекания оказываются во многом идентичными [4]. Главными преимуществами холодного спекания являются снижение температуры спекания на сотни градусов, энергоэффективность и расширение номенклатуры композиционных керамических и полимер-керамических материалов, которые не могут быть получены по традиционным высокотемпературным технологиям. В тоже время, существует ряд проблем, связанных с недостаточным уровнем знаний о механизме процесса холодного спекания в присутствии воды [2] и закономерностях протекания этого процесса в различных условиях.

Данная работа посвящена воспроизведению экспериментов по холодному спеканию в среде водного раствора уксусной кислоты ZnO, описанных ранее в [5], где

был зафиксирован факт спекания керамики при температуре ниже 250 °С. Выбор ZnO в качестве модельной керамики обусловлен его широким применением в качестве полупроводникового материала [6] и экспериментального материала для исследования холодного спекания [5]. В качестве исходных материалов в работе были использованы: порошок оксида цинка квалификации Х.Ч., уксусная кислота квалификации Ч.Д.А. и ацетат цинка $Zn(CH_3COO)_2 \cdot 2H_2O$ квалификации Х.Ч. Холодное спекание проводили в стальной пресс-форме с индукционным нагревом (рис. 1). В пресс-форму помещались четыре пуансона (диаметром 17 мм), между которыми. в середине находился порошок ZnO, а между крайними пуансонами располагались кольцевые уплотнители из тефлона. Порошок ZnO массой 2 г смешивали в пресс-форме с 0,4 мл раствора 1М уксусной кислоты. Порошок уплотняли одноосным прессованием в течение 1 часа при комнатной температуре и давлении 396 МПа (усилие прессования 90 кН), далее уплотненный порошок выдерживали при давлении 77 МПа (усилие прессования 20 кН) и температуре около 220 °С в течение 1 часа.

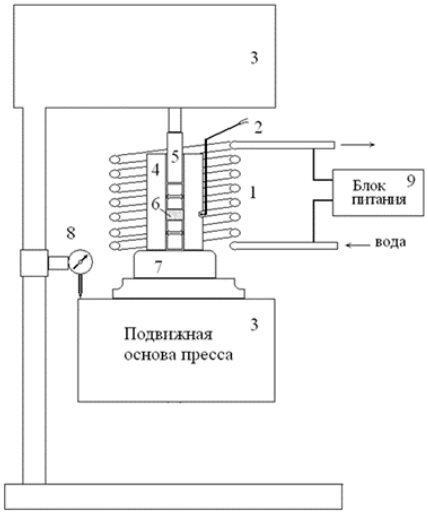


Рис.1. Схема установки для холодного спекания: 1 – спираль индукционного нагревателя; 2 – термопара; 3 – пресс; 4 – матрица пресс-формы; 5 – набор пуансонов; 6 – порошок ZnO; 7 – подставка; 8 – индикатор перемещений часового типа; 9 – блок питания

Для оценки влияния способа введения активирующей добавки был проведен эксперимент №2, в котором использовались 2 г порошка оксида цинка с предварительно нанесенным методом пропитки ацетатом цинка в количестве 2,5 % от массы ZnO, которое эквивалентно полному взаимодействию уксусной кислоты с ZnO в эксперименте №1. Для этого 20 г порошка были перемешаны при обработке в ультразвуковой ванне с 30 мл раствора 0,5 г ацетата цинка в дистиллированной воде. Суспензия была высушена при температуре не выше 70 °С в течение 12 ч. Затем высохшая масса была измельчена в агатовой ступке и просеяна через сито с отверстиями 300 мкм. Полученные образцы керамики обозначили №1 и №2 соответственно. Эксперименты №1 и №2 выполнялись при идентичных режимах, за исключением температуры, которая достигла 250 °С, что на 30 °С больше, чем в эксперименте №1. Это стало следствием особенностей индукционной системы нагрева.

Усадку порошка контролировали измерением осевого смещения нижней платформы гидравлического пресса с помощью индикатора перемещений часового типа (цена деления 10 мкм). Температуру измеряли хромель-алюмелевой термопарой, расположенной в углублении на пресс-форме вблизи от образца. Кажущуюся плотность керамики определяли методом Архимеда. Открытую пористость керамических образцов измеряли методом насыщения керосином. Морфологию порошков и сколов керамики исследовали с помощью сканирующего электронного микроскопа JSM-6390 LA. Распределение по размерам кристаллов порошка и зерен керамики определяли методом

анализа изображений [7], полученных на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ). На рис. 2 показано СЭМ-изображение исходного порошка оксида цинка, в котором средний размер кристаллов составил D = 0,193 мкм.

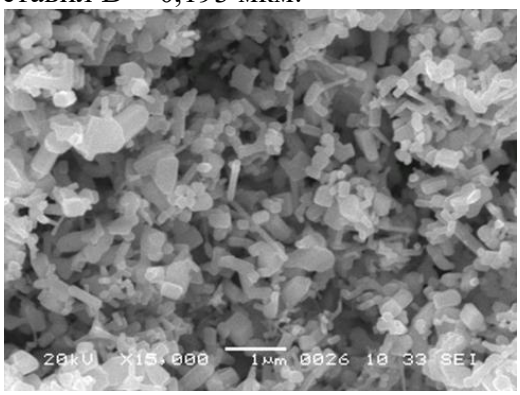


Рис.2. СЭМ-изображение исходного порошка ZnO

В результате проведения экспериментов получены два образца керамики ZnO в форме диска размером ∅15х2 мм. (рис. 3). Относительная плотность образцов № 1 и 2 составила 0,91 и 0,90 соответственно. На рис. 4 приведены СЭМ-изображения микроструктур сколов образцов № 1, №2 и образца, полученного в работе [5]. На рис. 4, а изображен скол образца №1, полученного в среде 1М раствора уксусной кислоты. Общий средний размер зерен керамики и кристаллов исходного порошка различается в 3,76 раза. СЭМ-изображение микроструктуры образца показывает, что скол прошел по межзеренным границам, благодаря чему хорошо видны контуры принудительной огранки зерен керамики и плотная структура спеченного образца. Результат анализа образца № 1 показывает, что процесс спекания, а именно уплотнение и рост зерна прошел в объеме материала образца. Следовательно, можно констатировать факт, что в ходе эксперимента № 1 был реализован процесс холодного спекания. Микроструктура образца № 2 (рис. 4, б) имеет четко различимые контуры принудительной огранки зерен керамики и плотную структуру спеченного образца, и в целом схожа с микроструктурой образца № 1 (рис. 4, а). Следовательно, можно предположить, что способ внесения добавки ионов ацетата не оказывает существенного влияния на протекание процессов уплотнения и роста зерна при условии одинакового содержания добавки в реакционной среде.

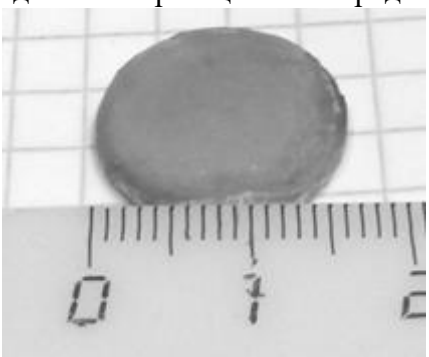
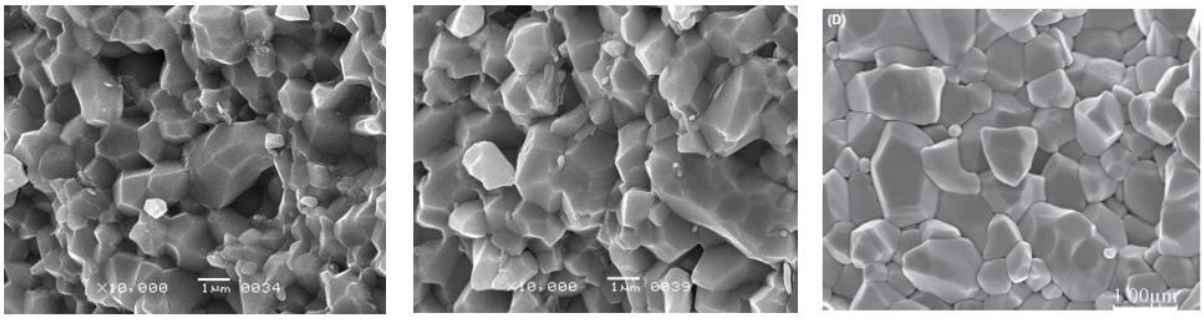


Рис.3. Фото образца №2

Сравнение микроструктур сколов керамики образцов № 1, 2 и образца, полученного в работе [5] (рис. 4, в), показывает схожесть микроструктур образцов между собой. Как и в работе [5], достигнуто уплотнение исходного порошкового материала до значений относительной плотности 0,90 – 0,91. В результате прессования порошка ZnO в описанных условиях зафиксировано протекание двух процессов, характерных для спекания: уплотнение и рост зерна, при температурах ниже 300 °С, а именно при 220 °С (образец №1) и 250 °С (образец №2). Следовательно, в настоящей работе был воспроизведен процесс холодного спекания ZnO в водной среде, содержащей ацетатные ионы.



а) **б)** **в)**

Рис.4. СЭМ изображения микроструктуры сколов образцов керамики ZnO, полученных холодном спеканием: а – образец № 1; б – образец № 2; в – образец из работы [5]

Учитывая перспективы и потенциальные преимущества развития процесса холодного спекания до промышленного уровня, можно сделать вывод о большой актуальности и практической значимости продолжения исследований в данном направлении.

Литература

1. Rahaman M. N. Sintering of ceramics. – CRC press, 2007.
2. Maria J. P. et al. Cold sintering: current status and prospects //Journal of Materials Research. – 2017. – V. 32. – №. 17. – P. 3205-3218.
3. Guo J. et al. Cold sintering: progress, challenges, and future opportunities //Annual Review of Materials Research. – 2019. – V. 49. – P. 275-295.
4. Guo J. et al. Cold sintering: a paradigm shift for processing and integration of ceramics //Angewandte Chemie. – 2016. – V. 128. – №. 38. – P. 11629-11633.
5. Funahashi S. et al. Demonstration of the cold sintering process study for the densification and grain growth of ZnO ceramics //Journal of the American Ceramic Society. – 2017. – V. 100. – №. 2. – P. 546-553.
6. Matsuoka M., Masuyama T., Iida Y. Voltage nonlinearity of zinc oxide ceramics doped with alkali earth metal oxide //Japanese Journal of Applied Physics. – 1969. – V. 8. – №. 10. – P. 1275.
7. Ивакин Ю. Д., Данчевская М. Н. Анализ рекристаллизации мелкокристаллического корунда в сверхкритической водной среде с помощью логнормальной функции распределения частиц по размерам //Сверхкритические флюиды: Теория и практика. – 2018. – Т. 13. – №. 1. – С. 4-15.

УДК 602.17

ДЕФОРМИРОВАНИЕ И РАЗРУШЕНИЕ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ В УСЛОВИЯХ ПРЕДВАРИТЕЛЬНЫХ ЦИКЛИЧЕСКИХ И ПОСЛЕДУЮЩИХ КВАЗИСТАТИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ

DEFORMATION AND FAILURE OF POLYMER COMPOSITES UNDER PRELIMINARY CYCLIC AND QUASI-STATIC LOADS

Вильдеман В.Э.[1] – доктор технических наук, заведующий кафедрой, **Староверов О.А.**[2] – научный сотрудник

[1]Кафедра экспериментальной механики и конструкционного материаловедения ПНИПУ

[2]Центр экспериментальной механики ПНИПУ

wildemann@pstu.ru, cem_staroverov@mail.ru

Abstract. The paper presents the results of an experimental study of the mechanical behavior of polymer composite materials subjected to sequential cyclic, low-speed and quasi-static impacts at normal and elevated temperatures. The methodological features of testing composites under complex mechanical influences are considered. The results of tests for preliminary cyclic and subsequent quasi-static tension of fiberglass specimens with different reinforcement schemes are given in the form of fatigue sensitivity diagrams. Experimental data have been obtained confirming the difference in the nature of the change in the residual strength of fiberglass with different layouts.

Key words: composite materials, testing, complex loading, residual strength, fatigue sensitivity, damage tolerance, life prediction.

Аннотация. В работе представлены результаты экспериментального исследования механического поведения полимерных композиционных материалов, подвергнутых последовательным циклическим и квазистатическим воздействиям в условиях нормальных температур. Рассмотрены методические особенности испытаний композитов при комплексных механических воздействиях. Результаты испытаний на предварительное циклическое и последующее квазистатическое растяжение стеклопластиковых образцов с различными схемами армирования приведены в виде диаграмм усталостной чувствительности. Получены опытные данные, подтверждающие отличие в характере изменения остаточной прочности стеклопластиков с различными схемами укладки армирующих слоев.

Ключевые слова: композиционные материалы, испытания, комплексное нагружение, остаточная прочность, усталостная и ударная чувствительность, допустимые повреждения, живучесть.

Введение. Полимерные композиты все чаще находят свое применение в качестве конструкционных материалов в узлах высоконагруженных деталей и узлов авиационной, космической, транспортной, морской и других видах отраслей. Одним из главных преимуществ композитов на основе полимерной матрицы является их меньший вес при относительно равных механических характеристиках по сравнению с традиционными конструкционными сталями и сплавами. Проблема проектирования конструкций из ортотропных материалов является учет всех возможных механических воздействий, приложенных в направлении отличающимся от направления укладки армирующих элементов, в процессе эксплуатации. Для решения данной проблемы необходимо разрабатывать новые и модернизировать существующие научно-обоснованные и стандартизированные методики испытаний композиционных материалов. Совместное использование современных испытательных и диагностических систем позволяют реализовывать сложные режимы нагружения и получать больше данных о процессах накопления повреждений и кинетики разрушения. В совокупности развитие подходов

экспериментальных исследований деформационных и прочностных свойств современных полимерных композиционных материалов в условиях комплексных механических воздействий с использованием современного электромеханического, сервогидравлического, электродинамического испытательного и диагностического оборудования инфракрасного термосканирования, анализа полей деформаций и дефектоскопии является востребованной научно-практической задачей.

Закономерности изменения прочностных и деформационных свойств композитных образцов с различными схемами армирования и параметрами предварительного циклического воздействия отражены в работах [1-8].

Материалы и оборудование. Экспериментальная часть работы проведена с использованием оборудования Instron E10k (рис. 1, а) для предварительного циклического воздействия и Instron 8850 для квазистатического растяжения (рис. 1, б). Объектами исследования являлись слоисто-волокнистые перекрестно-армированные стеклопластиковые образцы со схемами укладки армирующих слоев $[0/90]_n$, $[0/30/0/60]_n$, $[\pm45]_n$ на основе препрега ВПС-48 и связующего ВСЭ-1212.

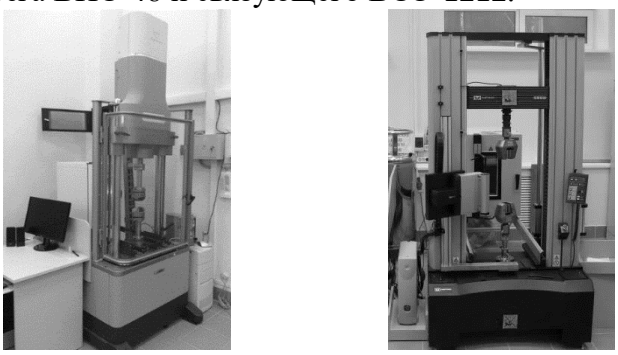


Рис. 1. Фотография испытательных систем Instron E 10k (а) и Instron 5882 (б)

Последовательность проведения испытаний схематично приведена на рисунке 2.

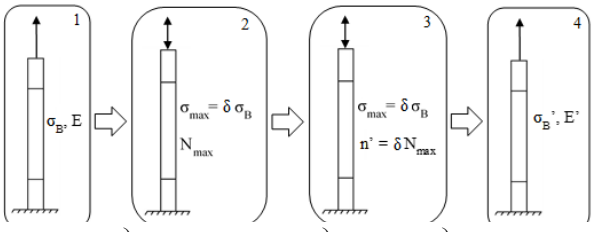


Рис. 2. Схематическое представление методики исследования при циклическом и квазистатическом растяжении

Методика испытаний включает в себя следующие этапы:

1) установочные квазистатические испытания с определением предела прочности σ_B и упругого модуля E материала;

2) циклические испытания при различных параметрах нагружения $\sigma_{max} = \delta \cdot \sigma_B$, где $\delta \in [0;1]$ с определением значения усталостной долговечности N_{max};

3) предварительное воздействие с различной наработкой циклов $n' = \delta \cdot N_{max}$, где $\delta \in [0;1]$;

4) последовательное квазистатическое нагружение с определением значений остаточных механических характеристик материала σ_B', E'.

Форма и размеры образцов должны соответствовать рекомендациям стандартов ГОСТ 25.601-80 и ASTM D3039.

Результаты и обсуждение. В результате испытаний на предварительное циклическое и последующие квазистатическое растяжение было выявлено отличие в характере изменения остаточной прочности стеклопластиков с различными схемами укладки армирующих. Результаты испытаний приведены в виде диаграмм усталостной чувствительности [9].

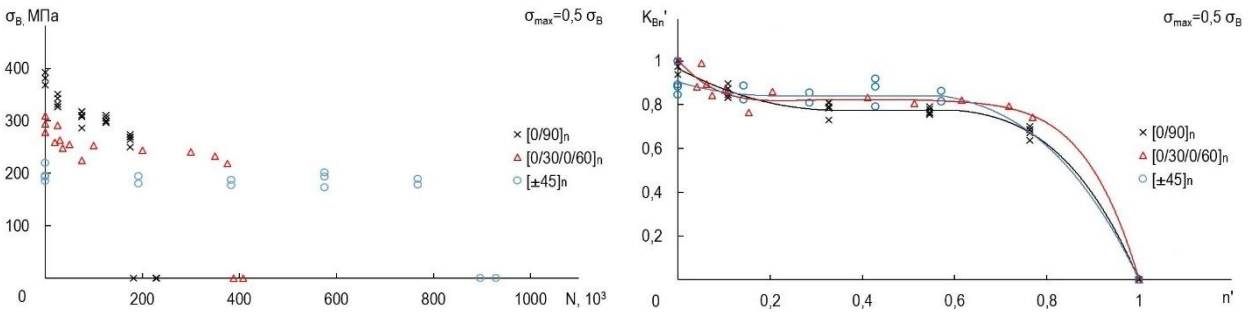


Рис. 2. Диаграммы зависимости остаточного предела прочности от наработки (а) и усталостной чувствительности (б) стеклопластиков с различными углами укладки армирующих слоев

Для образцов с углами укладки $[0/90]_n$ и $[0/30/0/60]_n$ на диаграмме усталостной чувствительности можно выделить три зоны: начальной, стабилизации и обострения усталостной чувствительности. Изменение остаточных прочностных характеристик для образцов с укладкой армирующих слоев $[\pm45]_n$ происходило в две стадии, без участка начальной усталостной чувствительности. Участок начальной чувствительности для образцов $[0/90]_n$ составлял (0-0,3)·n', стабилизации (0,3-0,6)·n', обострения (0,6-1)·n'; для образцов $[0/30/0/60]_n$ участок начальной чувствительности (0-0,2)·n', стабилизации (0,2-0,7)·n', обострения (0,7-1)·n'.

На рисунке 3 представлены фотографии образцов после усталостного разрушения. У образцов с укладкой $[\pm45]_n$ в процессе циклического нагружения наблюдалось постепенное вытягивание и разрушение в направлении укладки армирующих волокон в соответствии с классификацией стандартов ГОСТ Р 56785 – УРС, ASTM D3039 – AGM. Образцы с углами укладки $[0/90]_n$ и [0/30/0/60]n разрушение происходило по схеме нормального отрыва в соответствии с классификацией стандартов ГОСТ Р 56785 – ГРВ, ASTM D3039 – LGT.

Рис. 3. Фотографии разрушенных стеклопластиковых образцов с различными схемами укладки армирующих слоев

Заключение. Проведено комплексное исследование механического поведения слоисто-волокнистых стеклопластиковых образцов при циклическом и последовательном квазистатическом растяжении. Получены новые экспериментальные данные, отражающие закономерности изменения прочностных и деформационных характеристик полимерных композиционных материалов с различной ориентацией укладки армирующих слоев в процессе усталостного накопления повреждений. Показано, что для стеклопластиковых образцов со схемами армирования $[\pm45]_n$ по сравнению с образцами со схемами $[0/90]_n$ и $[0/30/0/60]_n$ характер изменения остаточной прочности изменялся с трех стадийного на двух стадийный.

Финансовая поддержка. Экспериментальные исследования в рамках описания механического поведения конструкционно-неоднородных материалов проводились в рамках Государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (№ ФСНМ-2020-0027).

Литература

1. Паймушин В.Н., Холмогоров С.А., Каюмов Р.А. Экспериментальные исследования механизмов формирования остаточных деформаций волокнистых композитов слоистой структуры при циклическом нагружении // Учен. зап. Казан. ун-та. Сер. Физ.-матем.

науки. – 2017. – Т. 159, кн. 4. – С. 473–492.
2. Brunner A. J., Stelzer S., Pinter G., Terrasi G. P. Cyclic fatigue delamination of carbon fiber-reinforced polymer-matrix composites: Data analysis and design considerations // International Journal of Fatigue. – 2016. – Vol. 83. – P. 293–299. DOI:10.1016/j.ijfatigue.2015.10.025
3. Senatov F. S., Niaza K. V., Stepashkin A. A., Kaloshkin S. D. Low-cycle fatigue behavior of 3d-printed PLA-based porous scaffolds // Composites Part B: Engineering. – 2016. – Vol. 97. – P. 193–200. DOI:10.1016/j.compositesb.2016.04.067
4. Simon I., Banks-Sills L., Fourman V. Mode I delamination propagation and R-ratio effects in woven composite DCB specimens for a multi-directional layup // International Journal of Fatigue. – 2017. – Vol. 96. – P. 237–251. DOI:10.1016/j.ijfatigue.2016.12.005
5. Brod M., Just G., Dean A., Jansen E., Koch I., Rolfes R., Gude M. Numerical modelling and simulation of fatigue damage in carbon fibre reinforced plastics at different stress ratios // Thin-Walled Structures. – 2019. – Vol. 139. – P. 219–231. DOI:10.1016/j.tws.2019.03.005
6. Ma Y., Zhang Y., Sugahara T., Jin S., Yang Y., Hamada H. Off-axis tensile fatigue assessment based on residual strength for the unidirectional 45° carbon fiber-reinforced composite at room temperature // Composites Part A: Applied Science and Manufacturing. – 2016. – Vol. 90. – P. 711–723. DOI:10.1016/j.compositesa.2016.09.001
7. Katunin A., Wachla D. Determination of fatigue limit of polymeric composites in fully reversed bending loading mode using self-heating effect // Journal of Composite Materials. – 2018. 002199831878045. DOI:10.1177/0021998318780454
8. Katunin A. Criticality of the self-heating effect in polymers and polymer matrix composites during fatigue, and their application in non-destructive testing // Polymers, – 2018. – Vol. 11(1), – P. 29. DOI:10.3390/polym11010019
9. Wil'deman V.E., Staroverov O.A., 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. – Vol. 54, № 3. – P. 313-320.

УДК 620.18

ОЦЕНКА ПОВРЕЖДЕННОСТИ МЕТАЛЛА ПРИ ПОНИЖЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ НА ОСНОВЕ ПОДХОДОВ ИСКУССТВЕННОГО ИНТЕЛЛЕКТА[1]

ASSESSMENT OF DAMAGE TO METAL AT REDUCED TEMPERATURES BASED ON APPROACHES OF ARTIFICIAL INTELLIGENCE

Хлыбов А.А. – д.т.н., профессор, **Кабалдин Ю.Г.** – д.т.н., профессор,
Аносов М.С. – к.т.н., доцент, **Шатагин Д.А.** – к.т.н., доцент,
Рябов Д.А. – м.н.с., аспирант.
Нижегородский государственный технический университет им. Р.Е. Алексеева
hlybov_52@mail.ru

Abstract. In this work, the study of the evolution of the structure of steel 12Kh18N10T during fatigue loading is carried out. A quantitative assessment of structures was carried out using the fractal dimension index, its relationship with material damage was shown. It is shown that the nucleation of individual microcracks in the material occurs mainly near solid inclusions - carbides. The appearance of a main crack is observed approximately in the range of 0.7 - 0.8 of the resource of the material, after which an increase in the rate of crack growth begins. An artificial neural network of structure evolution has been developed for the subsequent assessment of the damage to the metal structure.
Key words: damage, low temperatures, artificial intelligence, crack, carbides.

Аннотация. В работе проведено исследование эволюции структуры стали 12Х18Н10Т в процессе усталостного нагружения. Проведена количественная оценка структур с использованием показателя фрактальной размерности, показана его связь с поврежденностью материала. Показано, что зарождение отдельных микротрещин в материале происходит преимущественно вблизи твердых включений – карбидов. Появление магистральной трещины наблюдается примерно в диапазоне 0,7 – 0,8 от ресурса материала, после чего начинается увеличение скорости роста трещины. Разработана искусственная нейронная сеть эволюции структуры для последующей оценки поврежденности структуры металла.
Ключевые слова: поврежденность, пониженные температуры, искусственный интеллект, трещина, карбиды.

Активное освоение стратегически важных территорий Арктики и Крайнего Севера обусловливает необходимость обеспечения надежного функционирования технических объектов при экстремальных природно-климатических условиях, снижающих эксплуатационную надежность и ресурс механизмов и элементов конструкций [1].

В процессе эксплуатации многие элементы конструкций работают в условиях мало- и многоцикловой усталости [2]. При этом часто наблюдаются случаи зарождения и развития трещины. Скрытые процессы деградации материала приводят к изменению физико-механических характеристик: модулей упругости, прочностных и других характеристик. Завершается период накопления повреждений образованием макротрещины и разрушением конструкции. При функционировании конструкций и механизмов в условиях пониженных температур появление микротрещин в материале недопустимо, т.к. работа распространения трещины при понижении температуры

[1] Работа поддержана *РНФ № 19-19-00332 «Разработка научно обоснованных подходов и аппаратно-программных средств мониторинга поврежденности конструкционных материалов на основе подходов искусственного интеллекта для обеспечения безопасной эксплуатации технических объектов в арктических условиях»*

снижается в несколько раз [3,4]. В связи с этим ставится задача оценки степени деградации материала в процессе его эксплуатации еще до появления макротрещины, и обеспечения постоянного мониторинга структурного состояния материала конструкции с привлечением надежных инструментов диагностики.

В последние годы в металловедении стали широко использоваться подходы фрактальных представлений, развиваемые В.С. Ивановой, А.Г. Колмаковым, В.И. Трефиловым, и др. [5-7], позволяющие проводить количественную оценку процессов деградации структуры на основе показателя фрактальной размерности. Также большое значение при построении моделей приобретает нейросетевое моделирование, в частности на основе анализа изображений микроструктур металлов в процессе эксплуатации.

Научный интерес вызывает изучение механизмов деформации и разрушения при упругопластическом циклическом деформировании метастабильных аустенитных сталей, в частности стали 12Х18Н10Т в связи с особенностями фазовых превращений при деформировании, что значительно влияет на физико-механические характеристики материала и его ресурс [8]. Данная сталь нашла широкое применение для изготовления сварных конструкций, сосудов и отдельных деталей, работающих в условиях низких температуры и высоких давлениях. Химический состав стали 12Х18Н10Т следующий (%): C – 0,11; Si – 0,7; Mn – 0,16; Ni – 10,2; S – 0,012; P – 0,008; Cr – 18,16; Ti – 0,6; Fe – основа.

Для испытаний на усталость изготавливались образцы, с размерами рабочей части 3х10мм. Для проведения испытаний был разработан специализированный стенд с криокамерой для испытаний в широком диапазоне температур. Условия проведения испытаний: нагружение по схеме консольного изгиба (коэффициент асимметрии цикла R = -l) при температуре t = +20°C и t = -100°C на машине для усталостных испытаний с учетом требований ГОСТ 25.502-79. Частота упругопластического циклического деформирования устанавливалась с использованием частотного преобразователя равной 8,3 Гц (500 циклов/мин). Амплитуда напряжений (σ_{max}) рассчитывалась исходя из схемы нагружения, размеров образца и механических характеристик материала. В процессе испытаний регистрировали: число циклов N и амплитуду напряжений в цикле σ_{max}. Исследования проводили при различных амплитудах напряжений.

Исследование структур материалов проводили перед началом испытаний и после определённой наработки от предельного числа циклов N_{Σ}. Исследование микроструктуры проводили на оптическом микроскопе KYENCE-VHX 1000. Травление полированной поверхности проводили в 10% растворе щавелевой кислоты. Для оценки фрактальной размерности микроструктур (D_F) было разработано программа в среде MATLAB [5]. Исследование структур материалов проводили в зоне с наибольшими напряжениями, где впоследствии были обнаружены микротрещины в материале.

В ходе испытаний на усталость на разных этапах были получены микрофотографии структур материала 12Х18Н10Т в ряде зон с наибольшими напряжениями при амплитуде напряжений 305МПа. Микрофотографии одной из зон показаны на рис. 1а с указанием наработки образца, т.е. соотношения текущего количества циклов нагружения N к количеству циклов нагружения при котором происходило разрушение образца N*.

На рис. 1а приведены микроструктуры стали 12Х18Н10Т в шейке образца после полирования и травления. В зернах аустенита наблюдаются вкрапления карбидов, нитридов и карбонитридов легирующих элементов, упрочняющих аустенит. Известно, что твердость аустенита примерно ≈200 *HB*, а твердость, например, карбида железа, превышает 800 *HB*, т. е. карбид железа более, чем в 4 раза, тверже аустенита. При этом пластичность аустенита при низких температурах уменьшается, и он не может релаксировать напряжения около твердых включений, т. е. на межфазных границах, в процессе его деформирования. Следовательно, присутствие в зернах аустенита твердых частиц (карбидов и т. д.) облегчает образование субмикротрещин, прежде всего, путем микроскола твердых элементов структуры стали. Это можно объяснить тем, что при усталостном нагружении в зоне с наибольшими напряжениями образуются несколько

трещин разной длины (локальные микротрещины и субмикротрещины) вследствие растрескивания, прежде всего, крупных зерен карбидов или карбонитридов, находящихся в зернах аустенита и на границах зерен. Одна из трещин является лидирующей, высвобождающейся энергии, которой достаточно для ее роста до $l_{кр.}$ Зарождение отдельных микротрещин, как было показано, происходило в зоне вторичных фаз, в частности карбидов (рис. 1б), после чего происходил их рост и соединение отдельных микротрещин, и образование магистральной микротрещины.

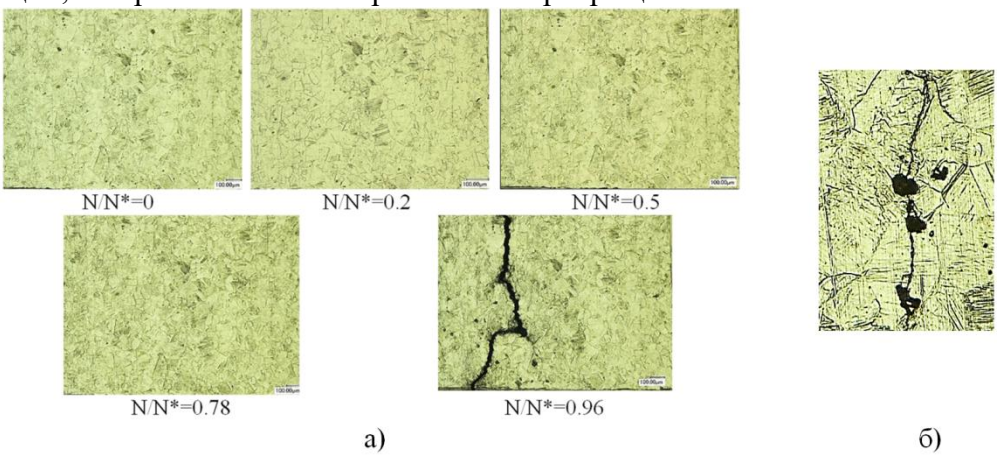


Рис.1. Микрофотографии зоны с наибольшими напряжениями на разных этапах наработки N/N при t=+20°C (а) и образование микротрещин при миросколе карбида в зерне аустенита при t=-100°C (б)*

В процессе испытаний, зарождение магистральной трещины произошло вблизи границы образца, после чего происходил рост трещины вплоть до разрушения образца. На основе полученной зависимости длины магистральной трещины от N, установлено, что появление магистральной трещины наблюдается примерно в диапазоне 0,7 – 0,8 от N*, после чего начинается интенсивный рост трещины. При этом по мере увеличения количества циклов нагружения скорость роста трещины увеличивается.

На основе анализа микроструктур с разной степенью наработки и поврежденностью (W) и оценки фрактальной размерности (D_F) по изображениям микроструктур, получены зависимости фрактальной размерности микроструктуры рабочей зоны образца (D_F) от поврежденности металла (W) при температурах t=+20°C и t=-100°C (рис. 2).

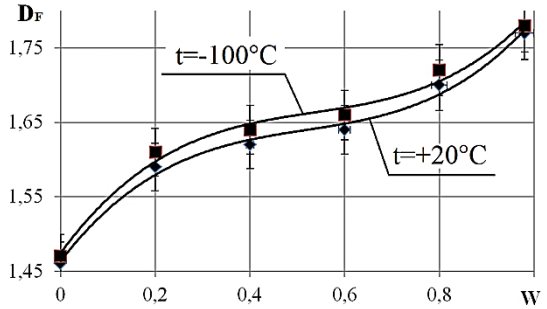


Рис.2. Зависимости фрактальной размерности микроструктуры (D_F) от поврежденности (W) для стали 12Х18Н10Т для температур испытания

Практический интерес представляет моделирование процессов поврежденности. Для этого была разработана сверточная нейросетевая модель развития трещин в материале на основе информации о количестве циклов нагружения и изображений исходной микроструктуры (рис. 3).

Входной слой нейросети состоит из нейронов, на которые подается предварительно обработанное изображение исходной микроструктуры, одного нейрона отвечающего за количество циклов нагружения, и группы нейронов входом которой является изображение микроструктуры на предыдущим шаге.

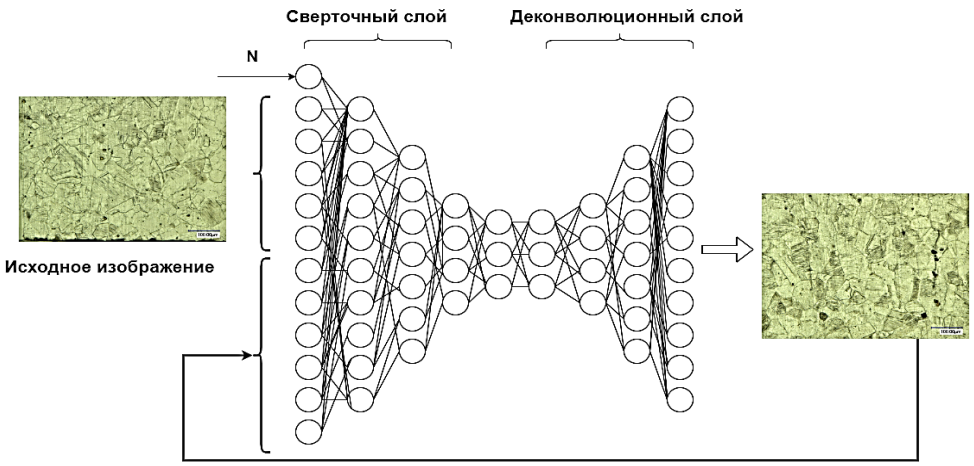


Рис.3. Искусственная нейронная сеть моделирования эволюции микроструктуры

Выходом нейросети был деконволюционный слой характеризующий эволюцию микроструктуры на следующем шаге. Таким образом, была получена сверточная искусственная нейронная сеть с рекуррентным и деконволюционными слоями. Предварительная обработка изображения заключалась в выявлении границ зерен металла и мест расположения интерметаллидов и карбидной фазы, т.к. данные участки являлись наиболее вероятными местами зарождения трещины, что и учитывалось при нейросетевом моделировании. Данный процесс реализовывался на основе wavelet анализа. Обучение ИНС происходило на основе полученных изображений микроструктуры на различных этапах нагружения образцов. Таким образом, с помощью предложенной нейросетевой модели возможно выявление потенциальных источников трещин и прогнозирование эволюции микроструктуры с последующей оценкой степени поврежденности на основе общей длины всех трещин или же на основе оценки фрактальной размерности (рис. 2).

Работа поддержана РНФ № 19-19-00332 «Разработка научно обоснованных подходов и аппаратно-программных средств мониторинга поврежденности конструкционных материалов на основе подходов искусственного интеллекта для обеспечения безопасной эксплуатации технических объектов в арктических условиях»

Литература

1. *Хлыбов А.А. Проблемы обеспечения безопасной эксплуатации тележек грузовых вагонов при отрицательных температурах / Хлыбов А.А., Кабалдин Ю.Г., Аносов М.С., Рябов Д.А., Сентюрева В.И. // Вестник ИжГТУ имени М.Т. Калашникова. 2019. Т. 22. № 4. с. 18-26.*
2. Терентьев, В. Ф., Кораблева, С. А. Усталость металлов. Ин-т металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова Российской акад. наук. - Москва: Наука, 2015. - 484 с.
3. Финкель, В. М. Физика разрушения: рост трещин в твердых телах. – М.: Металлургия, 1970. - 376 с.: ил.
4. Kabaldin, Y.G., Anosov, M.S., Shatagin, D.A. et al. Fatigue failure at low temperatures. Russ. Engin. Res. 37, 866–873 (2017).
5. Kabaldin, Y.G. Evaluation of the mechanism of the destruction of metals based on approaches of artificial intelligence and fractal analysis. / Y.G. Kabaldin, M. S. Anosov, D. A. Shatagin // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering. - 709 (2020) 033076 IOP Publishing doi:10.1088/1757-899X/709/3/033076
6. Савенков, Г.Г. Связь фрактальной размерности поверхности разрушения с комплексом стандартных характеристик материала на растяжение. / Г.Г. Савенков, Б.К. Барахтин // ПМТФ, 2011. - т.52, №6.- с. 177-184.
7. Иванова, В. С. Синергетика и фракталы в материаловедении / В.С. Иванова, А.С. Баланкин, И.Ж. Бунин [и др.]. – М.: Наука, 1994. – 384 с.
8. Сагарадзе, В.В., Уваров, А.И. Упрочнение и свойства аустенитных сталей. Екатеринбург, РИО УрО РАН, 2013. 720 с.

УДК 624.042.12, 624.046

ОПТИМИЗАЦИЯ СОПРЯЖЕНИЯ ЭЛЕМЕНТОВ КУПОЛА

OPTIMIZING THE COUPLING OF DOME ELEMENTS

Шкода И.В.[1,2] **–** асп., асс.кафедры теории сооружений и технической механики,
Хазов П.А.[2] **-** канд. техн. наук, доц. кафедры теории сооружений и технической механики;
[1]Институт проблем машиностроения РАН – филиал ФГБНУ «Федеральный исследовательский центр Институт прикладной физики Российской академии наук». Россия, 603024, г. Н. Новгород, ул. Белинского, д. 85. Тел.: (831) 432-05-76;
[2]ФГБОУ ВО «Нижегородский государственный архитектурно-строительный университет». Россия, 603950, г. Нижний Новгород, ул. Ильинская, д. 65. Тел.: (831) 430-54-96; эл. почта: khazov.nngasu@mail.ru, ShkodaIrinaVasil@yandex.ru.

Abstract. The results of numerical studies of the stress-strain state of various variants of the nodal connection of the dome coating made of tubes conducted using the "IDEA Statica" program, are presented. The analysis of comparison of deformation and strength characteristics and material consumptions of each node is given. The design of the developed node with the use of a rolled equal-flange angle bar is proposed.
Key words: tubular profile, stress-strain state, load-bearing capacity.

Аннотация. Представлены результаты численных исследований напряженно-деформированного состояния различных вариантов узлового соединения купольного покрытия из труб, проведенных с помощью программы «*IDEA Statica*». Приводится анализ сравнения деформативно-прочностных характеристик и материалоемкости каждого узла. Предложена конструкция разработанного узла с использование прокатного уголка.
Ключевые слова: трубчатый профиль, напряженно-деформированное состояние, несущая способность.

Применение конструкций из замкнутых сечений (круглых и прямоугольных труб) обеспечивает экономию металла, быстрые темпы возведения конструкций, преимущество при нанесении покрытий, увеличение освещенности.

Обладая указанными преимуществами, конструкции из трубчатого профиля не застрахованы от аварий, которые могут быть вызваны разрушением узлов.

Объект исследования: монтажный узел купола диаметром 36 м и высотой 8 м (рис. 1).

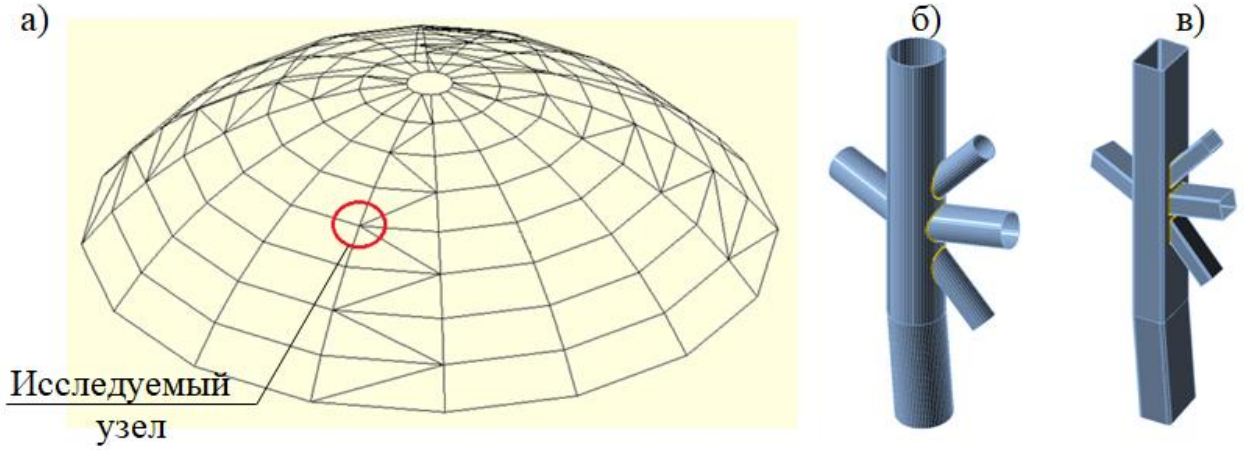


Рис.1. Объект исследования: а) конструкция покрытия; б) исходный вариант конструкции узла из круглых труб; в) исходный вариант конструкции узла из гнутосварных труб прямоугольного сечения

Цель работы: разработка и исследование напряженно-деформированного состояния

(НДС) предлагаемого типа конструктивного решения монтажного узлового соединения купольного покрытия из труб.

С точки зрения сопромата наиболее выгодным является круглое сечение трубы, так как при минимуме материала оно обеспечивает максимальную жесткость.

Поэтому за исходный вариант конструкции узла был выбран узел из круглых труб, в котором прогоны и связи соединяются с ребром на сварке (рисунок 1б). При такой конструкции значительную часть продольных усилий на ребро передают прогоны и связи. Поэтому в месте их крепления к ребру наблюдается заметная неравномерность распределения напряжений. Несущая способность такого узла равна **313,8 %** [1].

Для удобства сравнения надежности и экономической эффективности вариантов конструкции узла были введены коэффициенты К1 (отношение несущей способности узла к материалоемкости) и К2 (отношение несущей способности узла к трудозатратам на его изготовление).

Для первого узла коэффициент **К1=1,24** и **К2=51,9.**

Увеличить несущую способность узла можно сблизив связи к прогонам. При этом часть поперечной силы в связях будут передаваться на прогон, в меньшей мере вовлекая в работу ребро. Изготовление такого соединения значительно усложняется из-за повышения качества обработки торцов, использования фигурной резки труб и трудностей в производстве сварных швов. Несущая способность узла при втором варианте конструкции – **481,0 %,** коэффициенты **К1=1,96** и **К2=65,7** [2].

Так же возможным вариантом конструкции узла является соединение прогонов и связей с ребром через узловую фасонку. Разрушение происходит в месте контакта торца растягиваемой связи с фасонкой (либо в месте примыкания фасонки к ребру) из-за резкого изменения сечения. Несущая способность узла равна **235,2 %,** коэффициенты **К1=0,87** и **К2=35,2** [2,3].

Основные показатели деформативно-прочностных характеристик и материалоемкость исследуемого узла из круглых труб представлены в таблице 1.

Таблица 1 – Деформативно-прочностные характеристики исследуемого узла из круглых труб

Характеристики	**ед. изм.**	**1 вариант**	**2 вариант**	**3 вариант**
Максимальное напряжение в узле	МПа	227,60	171,20	248,90
Максимальное напряжение в теле ребра	МПа	227,60	171,20	248,90
Максимальное напряжение в теле прогона	МПа	89,90	132,70	210,00
Максимальное напряжение в теле связи	МПа	102,80	155,50	244,80
Максимальное напряжение в сварных швах	МПа	192,30	122,70	218,40
Несущая способность	%	313,8	481,0	235,2
Материалоемкость	кг	252,86	240,22	270,76
Коэффициент К1	-	1,24	1,95	0,87
Коэффициент К2	-	51,9	65,7	35,2

Общая масса купола из круглых труб равна 32,98 т. Снизить вес конструкции можно, применив гнутосварные трубы прямоугольного сечения, обладающие меньшей площадью поверхности. При этом общая масса купола будет равна 30,49 т.

Форма поперечного сечения прямоугольных труб, наличие в них плоских граней позволяют получить очень эффективные узлы конструкций с низкими значениями конструктивных коэффициентов. Относительно малая поверхность труб существенно снижает затраты при нанесения огнезащитных, антикоррозийных и др. покрытий. За счет компактности прямоугольные трубы проще складируются и фиксируются, при хранении занимают меньший объем [4].

При изучении деформативно-прочностных характеристик узлов из прямоугольных

труб за исходный вариант был также выбран узел с соединением связей и прогоном сваркой непосредственно с ребром (рисунок 1в). Несущая способность такого узла равна **105,6 %,** коэффициенты **К1=0,42** и **К2=19,3** [1].

При сближении связей к прогонам несущая способность узла увеличивается до **118,8 %,** коэффициенты **К1=0,48** и **К2=19,6** [2].

Возможным вариантом повышения несущей способности узла из прямоугольных труб является усиление ребра накладкой. Элемент усиления, воспринимая поперечные усилия от прогонов и связей, равномерно распределяет их по стенкам ребра, увеличивают жесткость самого соединения. Несущая способность такого варианта конструкции узла – **182,3 %,** коэффициенты **К1=0,70** и **К2=31,7.**

При соединении прогонов и связей с ребром через узловую фасонку несущая способность узла меньше по сравнении с предыдущим вариантом и равна **132,8 %,** коэффициенты **К1=0,51** и **К2=22,5** [2,3]**.**

Альтернативным вариантом к предложенным сварным соединениям является болтовое соединение. К достоинствам таких соединений относят, прежде всего, простоту устройства, поскольку трудоемкая монтажная сварка, заменяется элементарными операциями по постановке болтов. При такой конструкции узла вероятное разрушение произойдет в следствии потери несущей способности болта при действии сдвигающего усилия. Несущая способность болтового варианта конструкции узла – **81,5 %,** коэффициенты **К1=0,46 и К2=17,1.**

В плане разработки эффективного конструктивного решения узлового соединения предложен вариант конструкции соединения, в котором крепление ребра, связей и прогонов осуществляется на сварке с помощью прокатного равнополочного уголка. Одним из достоинств предложенного узлового соединения является более свободный доступ к пяточной зоне узла с возможностью выполнения сварочного соединения высокого качества с минимальной трудоемкостью. Несущая способность разработанного варианта конструкции узла – **198,7 %,** коэффициенты **К1=0,71** и **К2=28,1.**

Очевидно, что характер работы узлового соединения зависит от его конструктивного исполнения. Для удобства сравнения вариантов конструкции узла и выбора наиболее надежного и экономически-эффективного результаты сведены в таблицу. На основании выполненного анализа может быть сделан вывод о том, что наиболее надёжным и практичным является разработанный узел из гнутосварных труб прямоугольного сечения с использованием прокатного равнополочного уголка. Разработанный нами узел может найти практическое применение в конструкциях куполов, ферм и оболочек.

Основные показатели деформативно-прочностных характеристик и материалоемкость исследуемого узла из гнутосварных труб прямоугольного сечения представлены в таблице 2.

Таблица 2 – Деформативно-прочностные характеристики исследуемого узла из гнутосварных труб прямоугольного сечения

Характеристики	**ед. изм.**	**1 вариант**	**2 вариант**	**3 вариант**
Максимальное напряжение в узле	МПа	249,60	249,30	249,20
Максимальное напряжение в теле ребра	МПа	249,60	249,10	248,80
Максимальное напряжение в теле прогона	МПа	229,80	249,30	185,10
Максимальное напряжение в теле связи	МПа	249,20	249,00	249,20
Максимальное напряжение в сварных швах	МПа	243,60	240,50	241,40
Величина пластических деформаций	%	0,40	0,20	0,20
Несущая способность	%	105,6	118,8	182,3
Материалоемкость	кг	252,02	252,02	261,95

Коэффициент К1	-	0,42	0,48	0,7
Коэффициент К2	-	19,3	19,6	31,7
Характеристики	**ед. изм.**	**4 вариант**	**5 вариант**	**6 вариант**
Максимальное напряжение в узле	МПа	249,30	249,00	248,90
Максимальное напряжение в теле ребра	МПа	249,00	249,00	248,80
Максимальное напряжение в теле прогона	МПа	241,10	27,10	178,10
Максимальное напряжение в теле связи	МПа	249,30	144,80	248,90
Максимальное напряжение в сварных швах	МПа	208,40	228,80	237,20
Величина пластических деформаций	%	0,20	1,70	0,10
Процент использования болта при сдвиге	%	-	81,5	-
Несущая способность	%	132,8	129,7	198,7
Материалоемкость	кг	261,34	280,57	279,10
Коэффициент К1	-	0,51	0,46	0,71
Коэффициент К2	-	22,5	17,1	28,1

Литература

1. Зинькова В.А. Совершенствование трубчатых ферм с бесфасоночными узловыми соединениями: дис. …канд. тех. наук: 05.23.01 / Зинькова Виктория Анатольевна. – Белгород, 2014. – 137 с.
2. Брудка Я. Трубчатые стальные конструкции / Я. Брудка. – М.: Стройиздат, 1975. – 209 с.
3. Czehowski A. Etude de la resistance statique des assemblaqes sondes en croix de profiles / A. Czehowski, J. Bzudrka // Construction Metalligue. – 1977. – № 3. – S. 17-26.
4. Ильясевич С.А. Стальные конструкции из труб: экспериментально-теоретические исследования / С.А. Ильясевич. – М.: Стройиздат, 1973. – 193 с.

ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЕ ИНДЕНТИРОВАНИЕ КАК НЕРАЗРУШАЮЩИЙ МЕТОД ОЦЕНКИ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

INSTRUMENTAL INDENTATION AS A NON-DESTRUCTIVE METHOD FOR EVALUATING THE MECHANICAL CHARACTERISTICS OF STRUCTURAL MATERIALS

Яременко О.Б. – инженер, начальник отдела неразрушающего контроля
Куранов А.Е. – инженер, директор по развитию
Васильцов С.Ю. – инженер, зам. директора по развитию
ООО «Оптон Инжиниринг»
e-mail: info@frontics.net

Abstract. The existing limitations of traditional methods of measuring the mechanical characteristics of materials and structures, as well as increasing requirements for the quality of finished products, as well as the need to optimize and extend its operational life, pose a number of challenges to modern industry, preferring non-destructive testing methods that would allow obtaining the results of measuring the main mechanical characteristics with sufficient accuracy, thereby, complementing the capabilities of classical methods and ensuring an increase in productivity and competitiveness of manufactured and operated products in the final equivalent. This study was conducted to confirm the possibility of using non-destructive (non-model) tests of the main mechanical characteristics measured in laboratory and field conditions, using the method of instrumental indentation for evaluating tensile properties.
Key words: instrumental indentation, mechanical characteristics, non-destructive testing

Аннотация. Существующие ограничения традиционных методов измерения механических характеристик материалов и конструкций, а также возрастающие требования к качеству готовой продукции, как и необходимость оптимизации и продления ее эксплуатационного ресурса ставят перед современной промышленностью ряд задач, отдавая предпочтение неразрушающим методам контроля, которые позволили бы с достаточной точностью обеспечивать получение результатов измерения основных механических характеристик, тем самым, дополнив возможности классических методов и обеспечив повышение производительности и конкурентоспособности выпускаемой и эксплуатируемой продукции в итоговом эквиваленте. Настоящее исследование было проведено для подтверждения возможности применения неразрушающих (безобразцовых) испытаний основных механических характеристик, измеряемых в лабораторных и полевых условиях, с использованием метода инструментального индентирования для оценки свойств при растяжении.
Ключевые слова: инструментальное индентирование, механические характеристики, неразрушающий контроль.

Введение. Испытание на одноосное растяжение — это традиционно выбираемый метод определения предела пластической деформации и соответствующего ей участка диаграммы «напряжение-деформация». Однако он имеет ряд существенных недостатков [1]. Оказалось, неожиданно трудно снизить погрешность измерения ниже уровня 10 %. Основными источниками погрешностей являются несоосность в измерительной установке и способы измерения деформации, а также большое разнообразие алгоритмов, используемых для определения параметров прочности на растяжение по данным измерений. Необходимо наличие материала в объемах, достаточно больших для проведения испытаний. Испытание на растяжение малых и микроскопических образцов становится возможным, но имеет дополнительные погрешности. Необходима возможность механической обработки материалов и получения контролируемой их формы без повреждения или изменения свойств

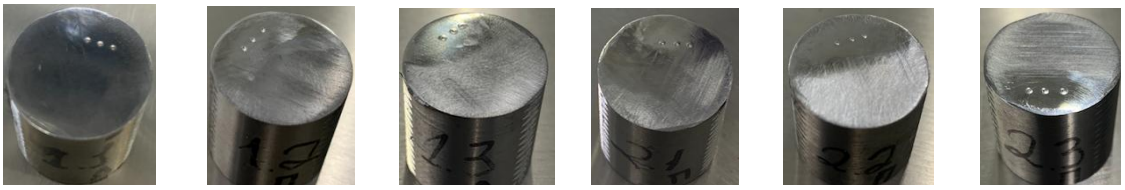
(в частности, параметров их деформационного упрочнения). Испытание является разрушающим, а усреднение вносит погрешности из-за неоднородности свойств по объему материала конструкции, следовательно, отсутствует возможность применения данного метода на действующих объектах, натурных конструкциях и деталях [1].

Чтобы преодолеть ограничения традиционных методов определения механических свойств материалов, был разработан метод инструментального индентирования [2,3-5]. Данный метод может обеспечить основные механические свойства практически любых металлических материалов такие как кривая текучести, предел прочности, предел текучести (условный), показатель упрочнения и модуль упругости, трещиностойкость (вязкость разрушения), ударная вязкость, а также остаточные напряжения в материале. Определение этих характеристик происходит практически неразрушающим путем, посредством анализа кривых нагрузка - глубина вдавливания, которые представляют поведение деформации материала под жестким сферическим индентором. Метод индентирования, в настоящее время, является практически единственным методом исследования упругопластических свойств материалов на всех масштабных уровнях, начиная от макроскопического до нано уровня. Этот метод инструментально реализован на атомносиловых микроскопах, нано и микротвердомерах, а также на автоматизированных системах комплексных измерений с возможностью записи диаграмм вдавливания.

Суть метода инструментального индентирования заключается в определении зависимости усилия вдавливания (усилия на инденторе) от глубины вдавливания на различных глубинах вдавливания при постепенном возрастании вдавливающего усилия. При вдавливании в материал под индентором создаются условия напряжения и соответствующей ему деформации. Это позволяет провести действительно местное измерение реакции материала при деформации в широком диапазоне, по которому составляется диаграмма механических параметров материала – диаграмма «напряжение-деформация» [3-5].

Процедура проведения испытаний и результаты. Для подтверждения возможности применения метода инструментального индентирования, в качестве экспресс-метода оценки механических характеристик материалов неразрушающим способом в настоящем исследовании были проведены испытания некоторых конструкционных сталей, с последующей верификацией полученных данных классическими методами испытаний.

Первый этап проведенных испытаний включал в себя определение прочностных характеристик (предел текучести (условный) и предел прочности) методом инструментального инедентирования на хвостовых частях стандартных цилиндрических образцов Ø12,5 мм предварительно испытанных на одноосное растяжение в соответствии с ASTM E8 на испытательной машине Zwick Roell Z1200E (Zwick GmbH & Co., Германия). Испытанию подвергались части цилиндрических образцов из стали 26ХГМФА (вырезанных из трубы Ø273x30 мм). Для более корректной возможности сопоставления результатов, испытания вдавливанием проводились в зоне не затронутой пластической деформацией при растяжении, направление вдавливающего усилия при индентировании совпадало, с направлением растягивающего усилия при испытании на одноосное растяжение (см. рис. 1). Результаты испытаний и сравнений представлены в таблице 1.



Образец №1.1 *Образец №1.2* *Образец №1.3* *Образец №2.1* *Образец №2.2* *Образец №2.3*

Рис.1. Фото образцов после проведения испытаний по определению механических характеристик методом инструментального индентирования.

Таблица 1 – Результаты испытаний механических характеристик на образцах из стали 26ХГМФА методом инструментального индентирования (МИИ) и сравнение полученных данных с классическими испытаниями на растяжение.

№ п/п	Наименование образца	Метод инструментального индентирования (МИИ)		Классические испытания на статическое растяжение		Отклонение от значений классических испытаний	
		Предел текучести $б_{0,2}$, МПа	Предел прочности $б_{В}$, МПа	Предел текучести $б_{0,2}$, МПа	Предел прочности $б_{В}$, МПа	Предел текучести $б_{0,2}$, МПа	Предел прочности $б_{В}$, МПа
1.	№1.1	657,87	766,21	649,00	772,00	1,3%	0,7%
2.	№1.2	682,10	749,34	647,00	769,00	5,1%	2,5%
3.	№1.3	666,76	743,58	489,00	780,00	-	4,6%
4.	№2.1	677,43	753,80	663,00	784,00	2,1%	3,8%
5.	№2.2	677,73	776,17	660,00	782,00	2,6%	0,7%
6.	№2.3	633,79	773,77	658,00	781,00	3,6%	0,9%

Второй этап испытаний включал в себя определение механических характеристик методом индентирования на натурной конструкции (имитаторе) соединительного узла трубопровода. Испытаниям были подвергнуты сварное соединение и его составные детали: Труба Ø762х25,4 мм, класса прочности Х65 (сертификат №TS300 от 09.09.2016 г.) + Заглушка (как элемент премиального соединения трубопроводов) из стали 20ХГСА (сертификат №586 от 22.07.2016 г.). Определение механических характеристик различных участков сварного соединения ТРУБА+ЗАГЛУШКА и основного металла сварных элементов, а также испытания методом индентирования цилиндрических образцов на первом этапе, выполнялись на установке экспресс-диагностики материалов AIS 3000HD (Frontics, Inc., Южная Корея). Вдавливание производилось сферическим индентором из твердого сплава ВК5, с радиусом сферы – 500 мкм. Испытание состояло из 15 последовательных циклов «нагрузка-частичная разгрузка» со скоростью нагружения - 0,3 мм/мин. Кривые «нагрузка-глубина» непрерывно получались во время вдавливания и преобразовывались в кривые «истинного напряжения - истинной деформации». Все испытания на вдавливание проводились при комнатной температуре. Для сопоставления полученных данных были взяты результаты разрушающих испытаний из сертификатов заводов изготовителей к составным элементам конструкции. Результаты испытаний и сравнений 2-го этапа представлены в таблице 2.

Рис.2. Определение механических характеристик сварного соединения и его элементов на имитаторе конструкции соединительного узла трубопровода методом инструментального индентирования

Глубина отпечатков после инструментальных испытаний вдавливанием не превысила 150 мкм, диаметр каждого отпечатка был в пределах 0,5 мм, что не нарушило целостности материала конструкции и не изменило его физические свойства. Испытание вдавливанием позволило получить мгновенный результат измерения механических параметров. Данный метод в виду своей локальности воздействия на исследуемый материал и конструкцию позволил провести испытания на малых площадях (в сварных

соединениях и в зоне термического влияния), где не предоставляется возможным использование лабораторного метода.

Таблица 2 – Результаты определения механических характеристик различных участков сварного соединения ТРУБА+ЗАГЛУШКА и основного металла сварных элементов на натурной конструкции соединительного узла трубопровода.

№ п/п	Наименование зоны испытаний	Метод инструментального индентирования		Данные сертификата завода изготовителя (АО «ВТЗ»)		Отклонение от значений сертификата завода изготовителя (АО «ВТЗ»)	
		$б_{0,2}$, МПа	$б_{В}$, МПа	$б_{0,2}$, МПа	$б_{В}$, МПа	$б_{0,2}$, МПа	$б_{В}$, МПа
1.	ОМ трубы	653,83	700,13	537,00	640,00	17,8%	8,5%
2.	ЗТВ 2 (труба)	577,59	702,90	-	-	-	-
3.	ЗТВ 1 (труба)	568,31	683,77	-	-	-	-
4.	Сварной шов	556,14	634,68	-	643,00	-	1,3
5.	ЗТВ заглушка	732,20	871,52	-	-	-	-
6.	ОМ заглушки	633,15	813,54	622,30	784,00	1,7	3,6

Выводы. В результате проведенной работы была показана возможность достоверной оценки механических характеристик исследуемых материалов с помощью метода инструментального индентирования. Полученные значения механических свойств с достаточной точностью коррелируют со значениями, полученными классическими (разрушающими) методами испытаний в испытательной лаборатории, максимальные отклонения результатов, полученных методом инструментального индентирования на образцах, от результатов классических испытаний не превышают 5%. В случае сопоставления значений механических характеристик, полученных методом индентирования на натурных деталях (сварное соединение - ТРУБА+ЗАГЛУШКА) со значениями механических свойств из сертификатов завода изготовителя на эти детали, отклонения в значениях свойств для основного металла труб превышают 5%, что может быть обусловлено рядом технических факторов:

Направление приложения усилия на вдавливание (направление индентирования) должно совпадать с направлением приложения усилия на растяжение (для разрушающих испытаний), в противном случае, в следствии анизотропии свойств прокатного металла трубных сталей, результаты механических характеристик могут различаться, как и в случае с различными направлениями вырезки образцов для растяжения относительно направления прокатки. Значения механических свойств, приведенные в сертификате завода изготовителя, являются усредненными для партии труб, а в данном случае для конкретной трубы № 16-2-12-43268, что не гарантирует 100%-ую равномерность распределения свойств по всей длине трубы, а лишь гарантирует механические характеристики металла данной трубы из зоны вырезки образцов для испытаний. Истинные же механические характеристики металла трубы по ее длине могут иметь разброс значений до 20% от испытательных, что обусловлено особенностями технологического процесса производства трубной продукции и прочими металлургическими факторами.

Следовательно, учитывая приведенные технические факторы влияния на итоговые результаты, значения механических характеристик основного металла трубы, полученные методом инструментального индентирования, являются локальными механическими характеристиками участков металла трубы, в тех зонах, где были проведены испытания на вдавливание, а именно в локальном объеме металла распространяющегося на глубину равную десятикратной глубине индентирования – 1,5 мм.

Принимая во внимание хорошую сходимость результатов испытаний, а также уникальность и широкую номенклатуру возможностей метода инструментального индентирования реализованного в современных диагностических системах, его применение позволило бы производить более качественную диагностику и

технологичную оценку работоспособности промышленных конструкций, тем самым снизив консервативность оценки их работоспособности в соответствии с действующей нормативно-технической документацией и более рационально принимать решения о предстоящей замене, капитальном ремонте или продлении ресурса ответственных узлов и компонентов находящихся в эксплуатации без вырезки образцов свидетелей.

Литература

1. ISO/TR 29381:2008. Metallic materials — Measurement of mechanical properties by an instrumented indentation test — Indentation tensile properties
2. Булычев С.И., Алехин В.П. Испытание материалов непрерывным вдавливанием индентора. – М.: Машиностроение, 1990.
3. Choi, Y., Jang, J.-I. Kim, K.-H., Kwon, D. and Park, S.-K. Applications of advanced indentation technique to pre-qualification and periodic monitoring of strength performance of industrial structures // Key Eng. Mater. 270-273 (2004) p. 1694
4. Ahn, J.-H. and Kwon, D. Derivation of plastic stress-strain relationship from ball indentations: Examination of strain definition and pileup effect // J. Mater. Res. 16. 2001. p. 3170
5. Choi Y., Lee H-S and Kwon D. Analysis of sharptip indentation load-depth curve for contact area determination taking into account pile-up and sink-in effects // J. Mater. Res. 19 11. 2004. p. 3307–3315.
6. Frohlich F., Grau P., Grellmann W. Performance and analysis of recording microhardness // Phys. Status Solidi A. 1977. V. 42. p. 79.
7. Loubet J.L., Georges J.M., Marchesini O. Meille G. Vickers indentation curves of magnesium oxide // J. Tribol. 1984. V.106. p. 43.
8. Doerner M.F., Nix W.D. A method for interpreting the date from depth-sensing indentation instruments // J. Mater. Res. 1986. Vol. 1(4). p. 601–609.
9. Oliver W.C., Pharr G.M. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments // J. Mater. Res. 2004. Vol. 19. № 1. p. 3–20.
10. ISO 14577-1:2002. Metallic materials – Instrumented indentation test for hardness and materials parameters – Part 1: Test method.
11. ASTM E2546-07. Standard practice for instrumented indentation testing (2007).
12. ASTM E8/E8M. Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials (2016).

СОДЕРЖАНИЕ **Стр.**

Аборкин А.В., **Бабин Д.М.**, **Бокарёв Д.В.**, **Елкин А.И.** Влияние отжига на структуру и свойства алюмоматричных композитов, упрочненных WC_{1-x}/УНТ структурами	**3**
Алексеев А.А. анализ критериев ветвления трещины	**7**
Алисин В.В., **Кулебякин А.В.**, **Мызина В.А.**, **Табачкова Н.Ю.** Кристаллы диоксида циркония для опор высокооборотных роторов приборов	**11**
Артамонов М.А., **Трунькин И.Н.**, **Васильев А.Л.**, **Овчаров А.В.** Механизм начального усталостного роста трещины мцу в никелевом сплаве ЭП741НП в условии вакуума и высокой температуры	**15**
Ахметханов Р.С. Особенности изображений микрошлифов при нагрузочных испытаниях на усталостное разрушение	**19**
Ахметханов Р.С. Применение теории фракталов при диагностике композиционных материалов	**23**
Барон А.А., **Палаткина Л.В.** Влияние процесса ферритизации дендритов серого чугуна на прочность тонкостенных отливок	**27**
Березин А.В., **Майданов И.С.**, **Смелов С.А.**, **Гадолина И.В.** Контроль качества композитных изделий	**31**
Бирюков В.П. Определение свойств металлокерамических покрытий, полученных аддитивными лазерными технологиями	**35**
Бирюков В.П., **Савин А.П.**, **Принц А.Н.** Влияние лазерной закалки стали на ресурс работы узлов трения	**41**
Бирюков В.П., **Принц А.Н.** Определение трибологических характеристик полимерных материалов	**47**
Бохоева Л.А., **Рогов В.Е.**, **Чермошенцева А.С.**, **Балданов А.Б.** Экспериментальное исследование образцов из слоистых композиционных материалов на прочность при добавлении нанопорошков	**53**
Перельмутер М.Н., **Бухалов В.И.** Анализ концентрации напряжений при капсульном самозалечивании материалов	**57**
Бырдин В.М., **Пузакина А.К.** Извилины и петли дисперсионных, трансцендентных и виртуальных функций и кривых & сингулярный анализ, кинематика обратных волн	**61**
Васин А.Д., **Шилов С.С.** Анализ методов расчета подкрановой балки на усталость	**65**
Власов Д.Д., **Ахмедшин Э.Х.**, **Полилов А.Н.**, **Татусь Н.А.** Методика оценки толщины поврежденного слоя при механической обработке образцов из стеклопластика	**70**
Воронин Н.А. Расчетно-экспериментальный метод определения прочностных характеристик слоистых систем	**74**
Гадолина И.В., **Романов А.Н.**, **Баутин А.А.**, **Папич Л.** Планирование оптимального эксперимента в задаче оценки живучести	**78**

Гвоздев Е.В., **Матвиенко Ю.Г.** Методология анализа показателей влияния человеческого фактора на комплексную безопасность промышленных предприятий	**82**
Георгиевская Е.В. Влияние трещин на динамические параметры и срок службы гидроагрегатов	**86**
Горшков В.А., **Милосердов П.А., Хоменко Н.Ю.**, **Милосердова О.М.** Литые керамические материалы на основе max фаз в системе: Mn-Cr -Al-C, полученные методом СВС	**90**
Демина Ю.А., **Ботвина Л.Р.**, **Тютин М.Р.** Влияние длительной эксплуатации на физико-механические характеристики и механизмы разрушения трубных сталей	**92**
Дроздова Е. И., **Черногорова О. П.**, **Лукина И. Н.**, **Апостолова М.О.**, **Прокопенко Д. А.** Влияние состава и структуры фуллеритов на трибологические свойства композиционных материалов, синтезированных из смесей металл-фуллерит	**96**
Покровский А.М., Дубовицкий Е.И. Анализ живучести магистрального нефтепровода в окрестности сварного шва	**97**
Думанский А.М., **Алимов М.А.**, **Терехин А.В.** Влияние скорости деформирования на анизотропию прочности однонаправленного углепластика	**102**
Евдокимов А.П. Исследование осевых сил резинокордных оболочек приводов тепловозов с кривошипно-шатунными механизмами	**106**
Еремин Н.В. Многомасштабное моделирование разрушения металлокомпозитного бака высокого давления	**110**
Зернин М.В., Рыбкин Н.Н., **Матюхин А.В.** Методики расчетно - экспериментальной оценки зарождения и развития усталостных повреждений в баббитовом слое подшипников скольжения	**114**
Извеков Ю.А. Научные основы методологии оценки и повышения качества технических систем металлургического предприятия	**118**
Казанкин В.А., Матлин М.М., **Казанкина Е.Н.** Универсальный метод диагностики пластической твердости металлоизделий	**120**
Калита В.И., **Комлев Д.И.**, **Радюк А.А.**, **Комлев В.С.**, **Тетерина А.Ю.**, **Шамрай В.Ф.**, **Михайлова А.Б.**, **Алпатов А.В.**, **Титов Д.Д.** Актуальные задачи современного плазменного напыления	**124**
Кузнецов Н.В. Аналитико-численные методы анализа динамических моделей систем регулирования с сухим трением: устойчивость и скрытые колебания	**128**
Куксенова Л.И., **Алексеева М.С.**, **Гресс М.А.**, **Козлов Д.А.** Структурные критерии качества поверхностного слоя, сформированного в условиях газобарического азотирования аустенитных сталей	**131**
Кокуров А.М., **Субботин Д.Е.** Идентификация технологических дефектов в многослойных композитных конструкциях с помощью ультразвукового метода	**135**

Корольков О.Е., **Пахомов М.А.**, **Столяров, В.В.**, **Шляпин А.Д.**, **Угурчиев У.Х.** Электропластический эффект в титановых сплавах	**139**
Поляков С.А., **Куксенова Л.И.**, **Кулешова Е.М.**, **Медовщиков А.В.** Улучшение динамических показателей и повышение износостойкости эвольвентных зубчатых передач при использовании пленкообразующих смазочных материалов	**142**
Поляков С.А., **Медовщиков А.В.**, **Куксенова Л.И.**, **Кулешова Е.М.** Влияние механических свойств материала на ресурс эвольвентной зубчатой передачи по критерию выкрашивания	**146**
Лепихин А.М., **Махутов Н.А.**, **Лещенко В.В.** Оценка опасности дефектов трубопроводов по критериям рисков	**150**
Махутов Н.А., **Макаренко И.В.**, **Макаренко Л.В.** Особенности оценки низкотемпературной трещиностойкости для криогенной техники	**154**
Маслов С.В., **Кукшинов А.И.** Мониторинг напряженного состояния оборудования АЭС по данным косвенных измерений	**158**
Матвиенко Ю.Г., **Васильев И.Е.**, **Чернов Д.В.** Кумулятивные и темпоральные параметры для мониторинга кинетики разрушения структуры материала при усталостных испытаниях изделий	**163**
Матвиенко Ю.Г., **Васильев И.Е.**, **Чернов Д.В.** Динамика изменения критериальных параметров весового содержания локационных импульсов при испытаниях композитных образцов на разрыв	**168**
Махутов Н.А., **Панов А.Н.**, **Юдина О.Н**. Развитие моделей оптимизации рисков сложных транспортных систем	**172**
Муканов С.К., **Кудряшов А.Е.**, **Петржик М.И.**, **Купцов К.А.**, **Пеняшки Т.** Механизированное электроискровое модифицирование поверхности образцов ЭП741НП, полученных селективным лазерным сплавлением	**176**
Лебединский С.Г., **Москвитин Г.В.**, **Наумов О.В.** Соотношение пороговых уровней развития усталостных трещин в низколегированной стали при гармоническом и эксплуатационном нагружении	**180**
Новоженова О.Г. Определение спектров релаксации напряжения в композитах	**184**
Новоженова О.Г. Оптимизация демпфирующих свойств композитов	**188**
Панов А.Н., **Резников Д.О.**, **Юдина О.Н**. Развитие моделей анализа рисков и оптимизация затрат на их снижение	**192**
Пахомов М.А., Новиков В.Ю., Столяров В.В. Трибологические свойства керамики AL2O3, армированной графеном	**196**
Перельмутер М.Н. Адгезионная трещина с нелинейными связями в концевой области	**199**
Петрова И.М., **Филимонов М.А.** Расчетно-эксперимнтальная диагностика напряженного состояния крупногабаритных деталей машин химической промышленности и оценка их ресурса	**203**
Петрова Т.В., **Солодилов В.И.**, **Горбаткина Ю.А.** Прочность стекло- и углепластиков при сдвиге в широком диапазоне скоростей нагружения	**207**

Побегайло П.А., **Крицкий Д.Ю.**, **Ильина А.Н.** К вопросу повышения надежности машин для открытых горных работ с истекающим или истекшим нормативным сроком их эксплуатации **209**

Полилов А.Н., Татусь Н.А. Технологическая биомеханика волокнистых композитов **213**

Лебединский С.Г., **Москвитин Г.В.**, **Пугачев М.С.** Пороговый уровень нагружения литых железнодорожных сталей при их эксплуатации **217**

Архипов В.Е., **Москвитин Г.В.**, **Пугачев М.С.** Влияние технологических параметров газодинамического напыления на формирование структуры покрытия типа «латуни» **221**

Резников Д.О. Построение многоуровневых моделей для оценки риска схода с рельсов железнодорожного поезда **225**

Романов А.Н. Накопление повреждений в циклически стабильной стали при малоцикловом нагружении и повышенной температуре **229**

Романов А.Н. Локальное повреждение конструкционных материалов при малоцикловом нагружении **233**

Ерофеев В.И., **Сатанов А.А.**, **Хазов П.А.**, **Шишова М.А.** Частоты и формы собственных колебаний высотного здания во Владивостоке при расчете на максимальное расчетное землетрясение **237**

Сахвадзе Г.Ж., Сплавский И.С., Сахвадзе Г.Г. Скорость роста трещин в титановых сплавах ВТ-6, подвергнутых лазерно-ударно-волновой обработке **242**

Сахвадзе Г.Ж., Пугачев М.С., Сахвадзе Г.Г. Лазерно-ударно-волновая обработка материалов, подвергнутых повреждениям посторонними предметами **246**

Северов П.Б. Нелинейность зависимости «напряжение - деформация» конструкционных углепластиков при повторно статическом нагружении **250**

Смирнов А.Е., **Дин Кай Цзянь**, **Семенов М.Ю.** Износостойкость деталей подшипников из парамагнитного сплава после ионного азотирования **254**

Ивакин Ю.Д., **Смирнов А.В.**, **Холодкова А.А.**, **Корнюшин М.В.**, **Кормилицин М.Н.**, **Васин А.А.**, **Тарасовский В.П.**, **Пахомов М.А.**, **Столяров В.В.** Холодное спекание оксида цинка в водной среде **258**

Вильдеман В.Э., **Староверов О.А.** Деформирование и разрушение полимерных композитов в условиях предварительных циклических и последующих квазистатических воздействий **262**

Хлыбов А.А., **Кабалдин Ю.Г.**, **Аносов М.С.**, **Шатагин Д.А.**, **Рябов Д.А.** Оценка поврежденности металла при пониженных температурах на основе подходов искусственного интеллекта **266**

Шкода И.В., **Хазов П.А.** Оптимизация сопряжения элементов купола **270**

Яременко О.Б., Куранов А.Е., Васильцов С.Ю. Инструментальное индентирование как неразрушающий метод оценки механических характеристик конструкционных материалов **274**