

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

(НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ)

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

Материалы конференции

28 февраля 2025 г.

Электронное издание

Москва

2025

УДК 620.1

ББК 30.3

Φ50

Редакционная коллегия:

М.А. Горбовец, к.т.н., начальник Испытательного центра; Е.В. Николаев, к.т.н., заместитель начальника Испытательного центра

Физико-механические испытания, прочность и надежность Ф50 современных конструкционных и функциональных материалов:

материалы XVII Всероссийской конференции по испытаниям и исследованиям свойств материалов «ТестМат» (г. Москва, 28 февраля 2025 г.), [Электронный ресурс] / НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ. – М.: НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ. – М.: НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ, 2025. – 528 с. : ил. – ISBN 978-5-905217-00-5. – 1 электрон. опт. диск (CD-ROM). – Систем. требования: Intel Pentium; 1,3 ГГц и выше; Windows 7/10; Adobe Reader 6.0 и выше; дисковод CD-ROM. – Загл. с экрана.

Основные тематические направления конференции:

- исследование и определение характеристик прочности, усталости и трещиностойкости материалов с использованием современного испытательного оборудования и способов обработки результатов испытаний;
- фрактографический анализ разрушения и структурно-фазовые исследования материалов, включая эксплуатационные разрушения;
- исследование напряженно-деформированного состояния материалов и элементов конструкции с использованием методов математического моделирования и механики разрушения;
- исследование изменения физико-механических, теплофизических и эксплуатационных свойств материалов при воздействии внешних факторов, в том числе климатических;
- разработка специализированных методик повреждаемости при анализе эксплуатационного нагружения конструкционных материалов с использованием современных средств диагностики И мониторинга, конструктивно-подобных образцов, метрологическое изготовление обеспечение испытательного оборудования;
- необратимые структурные изменения и повреждения материалов, работающих в условиях температурно-силового нагружения.

УДК 620.1

ББК 30.3

© НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ, 2025

ISBN 978-5-905217-00-5

Организационный комитет

(НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ)

Председатель:

М.А. Горбовец – к.т.н., начальник Испытательного центра НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ

Заместитель председателя:

Е.В. Николаев – к.т.н., заместитель начальника Испытательного центра НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ

Члены организационного комитета:

Н.О. Яковлев – к.т.н., начальник лаборатории № 630 «Лаборатория прочности и надежности материалов планера» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ;

И.А. Ходинев – начальник лаборатории № 633 «Лаборатория прочности и надежности материалов авиационных двигателей и силовых энергетических установок» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ;

Л.В. Прохорова – начальник отдела № 812 «Реклама и выставочная деятельность» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ;

И.Ю. Смирнова – заместитель начальника отдела № 812 «Реклама и выставочная деятельность» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ;

Д.С. Трушин – начальник сектора отдела № 812 «Реклама и выставочная деятельность» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ;

Д.В. Жунаев – ведущий специалист отдела № 812 «Реклама и выставочная деятельность» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ;

П.И. Пучков – начальник Управления делопроизводства и информационного обеспечения ГНЦ ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина».

СОДЕРЖАНИЕ

Оценка ресурса эксплуатации лопаток горячего тракта ТРД8

д.т.н. А.Б. Лаптев

<u>Статистический и фрактальный анализ накопления повреждений и разрушения гетерофазных сталей и покрытий24</u>

к.ф.-м.н. Д.Л. Вайнштейн

к.т.н. Е.А. Лукина, к.т.н. М.А. Горбовец, к.т.н. П.С. Мараховский, к.т.н. С.А. Наприенко

к.т.н. А.М. Крупенин

А.Д. Монахов, к.т.н. Н.О. Яковлев

Б.Р. Газизов, А.А. Дубравина

К.Д. Ерин, к.т.н. О.Ю. Сорокин

<u>Моделирование повышения стойкости рабочих лопаток ГТД к</u> повреждениям кромки пера после лазерного ударного упрочнения......128

Н.А. Пахомов, к.ф.-м.н. М.А. Артамонов

Р.Р. Иваньков, д.х.н. С.В. Котомин

Е.В. Земцова, А.И. Алямовский, А.Н. Сеньковский

А.И. Сутубалов, к.т.н. Н.О. Яковлев, к.т.н. П.В. Шершак, О.А. Лашов

к.ф.-м.н. М.А. Артамонов

М.А. Мухай, Н.В. Турбин, К.К. Шрамко, М.Ю. Солдаткин

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

к.т.н. М.Р. Тютин, профессор, д.т.н. Л.Р. Ботвина, И.О. Синев, А.И. Болотников

П.А. Гаврилова, к.т.н. В.Н. Скоробогатых, к.т.н. П.А. Козлов, Е.В. Погорелов

к.т.н. К.Г. Воркачев, В.А. Боженов, академик РАН К.А. Солнцев

Д.С. Копылова, к.т.н. Г.С. Севальнев, к.т.н. Н.О. Яковлев

к.т.н. Ю.А. Демина, Е.Н. Белецкий, д.т.н. Л.Р. Ботвина

к.ф.-м.н. В.П. Филиппова, к.ф.-м.н. Е.Н. Блинова, к.ф.-м.н. Н.А. Шурыгина, Б.А. Корниенков

В.В. Автаев, Е.И. Смагин

В.М. Кочергин, А.С. Зарецкий

А.А. Нечаев, д.т.н. В.О. Старцев, к.х.н. М.Р. Павлов

к.т.н. С.А. Наприенко, к.т.н. О.С. Кашапов, О.Ю. Лаврова, П.В. Рыжков

А.А. Чучков, к.т.н. С.А. Еремин, к.т.н. В.Н. Аникин

И.И. Власов, к.т.н. Г.С. Севальнёв, И.В. Валюхова, О.А. Дьяченко

Е.В. Двирная, к.т.н. М.Г. Петров, Г.В. Корниенко, д.т.н. О.В. Старцев

Г.В. Корниенко, д.т.н. О.В. Старцев

к.т.н. Д.В. Алексеев, к.г.н. В.Г. Цверава, к.т.н., А.В. Терехин, П.Ю. Якушкин

А.В. Моляров, М.А. Валов

УДК 539.32:620.179.7 ОЦЕНКА РЕСУРСА ЭКСПЛУАТАЦИИ ЛОПАТОК ГОРЯЧЕГО ТРАКТА ТРД А.Б. Лаптев НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ, г. Москва

ASSESSMENT OF THE SERVICE LIFE OF THE BLADES OF THE HOT TRACT TURBOFAN ENGINE

A.B. Laptev SIC "Kurchatov Institute" - VIAM, Moscow

Детали горячего тракта газотурбинных двигателей (ГТД) подвержены сульфидно-оксидной коррозии (СОК) при этом интенсивность СОК определяется не только содержанием серы и ее соединений в топливе, но и от хлоридов в атмосфере. В ходе выполнения работы по исследованию этого типа коррозии на жаропрочных никелевых сплавах разработана проведения лабораторных испытаний. модельная среда ДЛЯ Исследованиями показано, водный раствор солей состава ЧТО 75%Na2SO4+25%NaCl наиболее полно моделирует процессы СОК жаропрочных никелевых сплавов как по глубине, так и по составу продуктов коррозии.

Ключевые слова: ресурс лопаток, турбореактивный двигатель, коррозионная агрессивность атмосферы, никелевые жаропрочные сплавы, сульфидно-оксидная коррозия

Details of the hot path of gas turbine engines (GTE) are subject to sulfideoxide corrosion (SOK). the intensity of the SOK is determined not only by the sulfur content and its compounds in the fuel, but also by chlorides in the atmosphere. In the course of performing work on the study of this type of corrosion on heat-resistant Nickel alloys developed a model environment for the conduct of laboratory tests. Studies have shown that the aqueous solution of salts of 75% Na2SO4+25% NaCl most fully simulates the processes of SAP of heat-resistant Nickel alloys both in depth and composition of corrosion products.

Введение

Развитие техники на современном этапе переходит на новый этап развития: от века железного мы переходим в век полимерный, начинается переход от пятого технологического уклада к шестому, на первый план выходит экологическая безопасность и безопасность жизни граждан. Эти вызовы современности существенно изменяют подходы к обеспечению безопасности эксплуатации сложных технических систем (СТС), подверженных воздействию коррозии, старения и биоповреждения [1-5].

Нормативная база проведения исследований по защите СТС от коррозии была сформирована в конце прошлого века и не отражает современного состояния, когда налицо глобальное изменение климата, увеличение населения земли, широкое распространение и увеличение количества технических устройств, потребляющих значительное и все увеличивающееся количество энергоресурсов.

Обеспечение надежности СТС при их проектировании является главным приоритетом, и, наиболее важным этапом при создании той или иной техники. Определение назначения её климатического исполнения определяет, в каком климате и при климатического исполнения изделий будет обеспечена их безопасная эксплуатация в заданный период времени, но и значительно снизить затраты на ремонт и восстановление после поломок и разрушений элементов сложных технических систем при воздействии различных климатических факторов [6-9].

Согласно ГОСТ 16350—80 [10] на территории России выделено 13 климатических районов. Площади этих районов по отношению к площади территории России составляют: очень холодный — 29,7 %; холодный —

24,5 %; арктический восточный — 0,84 %; арктический западный — 0,62 %; умеренно холодный — 22 %; умеренный — 16,5 %; умеренно влажный зимой — 1,8 %; умеренно теплый влажный — 0,3 %; теплый влажный — 0,02 %; жаркий — 1,7 %; умеренно теплый — 1,4 %; умеренно теплый с мягкой сухой — 0,5 %; Кавказ (горы выше 2000 м) — 0,12 % [10].

По результатам многолетних исследований Института физической химии и электрохимии РАН было установлено, что скорость разрушения металлов наименьшая в холодном климате, – в Антарктиде и в районе Оймякона. Самыми агрессивными оказались морская и тропическая атмосферы, а также атмосфера регионов с повышенным содержанием в воздухе оксидов серы.

Отмечается, что коррозионная активность, определяемая по степени загрязнения атмосферы, не совпадает со степенью коррозионных повреждений.

атмосферы относятся районам Приморские К с высокой коррозионной агрессивностью вследствие высокой концентрации хлоридионов. При этом на коррозионную агрессивность оказывают сильное влияние такие параметры атмосферы как направление, продолжительность и сила ветра [11]. Формально данные параметры могут быть описаны величиной, характеризующей накопление хлорид-ионов. Также скорость атмосферной коррозии металлов сильно зависит от расстояния от берега. Данные исследований коррозионной агрессивности атмосферы регламентируются ГОСТ 9.039.

Стандарты ГОСТ 16350, ГОСТ 25870, ГОСТ 24482, ГОСТ 15150-68 делят территорию Российской Федерации и мира на климатические зоны, определяют вид климатического исполнения для технических изделий, устройств и сооружений. Стандарты ГОСТ Р 56257, ГОСТ 30630.2.6, ГОСТ 9.708 и др. определяют воздействующие факторы и способы испытаний стойкости к ним [12][13]. Существует также большое количество нормативных документов по определению скорости коррозии, старения и биоповреждения материалов в лабораторных условиях в специальных климатических камерах. В то время как нормативных документов, регламентирующих процессы сульфидно-оксидной коррозии отсутствуют.

Материалы и методы

При анализе отложений, образующихся на турбинных лопатках ГТУ определены значительные количества сульфатов натрия, калия, кальция, а также диоксид кремния, окислы никеля, железа и др. металлов. На лопатках судовых ГТУ обнаруживают и NaCl, однако в количествах существенно меньших, чем Na₂SO₄

В проточную часть ГТУ Na и K попадают как из топлива, так и с аэрозолями морской воды, засасываемой при эксплуатации судовых ГТУ рис. 1. Сравнение молярной концентрации серосодержащих соединений в топливах табл. 1 с молярной концентрацией Na и K свидетельствует о том, что далеко не все оксиды серы могут быть связаны Na и K в сульфаты. Характер взаимодействия хлоридов с сульфатами в соответствии с диаграммами равновесия фаз [15] [14] описывается реакциями:

 $NaCl + H_2O \leftrightarrow NaOH + HC1;$

2NaOH + SO₂ + 1/2 O₂ \leftrightarrow Na₂SO₄ + H₂O.

Опыты показывают, что при повышенных температурах количество хлор-ионов в конденсированном состоянии намного меньше, чем ионов SO₄.

Продукты коррозии на поверхности над образовавшимися трещинами представляют собой окисленный слой с куполообразными наростами во впадине 3-го зуба всех лопаток глубиной до 30 мкм.

Полученные в результате исследований на различных коррозионных средах образцы с коррозионными повреждениями были исследованы

методом MPCA. В результате получены распределения элементов по толщине слоя, при этом только при использовании состава 75%Na₂SO₄+25%NaCl в коррозионных отложениях присутствовали вкрапления серы.

Таблица 1.

Сполтр	Содержание элементов, % масс.											
Chekip	Al	S	Ca	Cr	Со	Ni	Mo	Ru	Ta	W	Re	
1	н/о	н/о	н/о	н/о	1.2	82.3	4.1	3.6	н/о	3.9	5.0	
2	1.8	2.8	0.2	0.3	3.1	69.4	4.5	3.2	6.4	3.0	5.4	

Локальное распределение атомов серы в коррозионном отложении в концентрации до 3 % имеет место только в случае использования среды состава 75%Na₂SO₄+25%NaCl.

Таким образом, выдержка в течение 1000 часов в печи при температуре 600-750 °C позволяет имитировать реальные коррозионные повреждения жаропрочных никелевых сплавов после 30000 часов эксплуатации.

Отсутствие хлоридов в продуктах коррозии объясняется тем, что хлориды инициируют коррозионное разрушение образуют легкоплавкие растворимые в воде соли. Именно хлориды образуют на поверхности лопаток при температуре эксплуатации псевдо жидкий раствор и выходят на поверхность, чем может быть объяснено наличие двух слоев коррозионных отложений и высокую концентрацию никеля в верхнем слое отложений.

В таблице 2 приведены температуры плавления хлоридов металлов, составляющих испытанные жаропрочные сплавы. Из таблицы видно, что хлорид никеля самый низкокипящий, поэтому за счет диффузии жидкости он распределяется на поверхности и образует пленку хлорида на поверхности, затем в ионной форме окисляется, превращаясь малорастворимый, с высокой температурой плавления оксид никеля.

В зависимости OT климатического района эксплуатации И агрессивности атмосферы на коррозионной поверхности лопаток возможно отложение хлоридов во время стоянки, прогрева двигателя и руления. Хлориды являются активными инициаторами коррозии и поэтому интенсивность сульфидно-оксидной коррозии во многом зависит не только от содержания серы и сернистых соединений в топливе, но и от аэрохимических параметров атмосферы.

Среди результатов испытаний в различных коррозионных средах наибольшую скорость коррозии показали испытания в среде морской воды, реальное попадание которой возможно при эксплуатации авиационной техники на морском побережье и, особенно, на морских авианосцах. Прогнозирование стойкости к сульфидно-оксидной коррозии жаропрочных сплавов в нашем случае основано на сравнении с наработкой реальных лопаток в условиях умеренно климата с низкой коррозионной агрессивностью атмосферы.

Определение агрессивности атмосферы

На основании данных длительного исследования приземного слоя атмосферы можно сделать вывод о том, что в пограничном слое вариации числа частиц максимальны: для ядер конденсации $N_{M}=10^{4}-10^{5}$ см⁻³, для больших аэрозольных частиц – $N_{M}=0,1...10^{3}$ см⁻³. Именно в пограничном слое атмосферы (ПСА) проявляется существенное влияние подстилающей поверхности, сезонов года, времени суток, метеорологических факторов (ветра, влажности, турбулентного режима).

В последние годы систематические исследования концентрации частиц аэрозолей в пограничном слое атмосферы проводились во многих странах в характерных географических районах. В табл. 4 приведены обобщенные результаты этих исследований.

Следует подчеркнуть, что указанные в табл. 4 средние значения концентрации частиц не отражают полной картины из-за статистической

необеспеченности имеющихся данных измерений, результаты которых существенно зависят от метеорологических условий. Поэтому конкретные результаты измерений часто могут не соответствовать полученным данным. Так, например, средние концентрации крупных частиц в сельских районах, по данным 700 измерений, выполненных в сельской местности летом 1979 г. [15], получены N_{M} (г \geq 0,28 мкм) = 2,54 ± 1,12 см⁻³.

В аэрозольной модели (1974) [16] построенной на основе экспериментальных данных, в качестве среднего значения концентрации в интервале высот h = 0,0-1,5 км принималась величина N_{M} (r \geq 0,1 мкм) =60 см⁻³. В следующей версии модели (1982) [35] распределение концентрации по размерам N_{M} (r \geq r*) на уровне h = 0,0-0,5 км принималось согласно табл. 3.

Таблица 2 – Средние значения счетной концентрации (см⁻³) частиц различных размеров в пограничном слое атмосферы для типовых форм аэрозоля [17]

Тип арторония	г , МКМ				
тип аэрозоля	>0,001	>0,1			
Полярный	22	6			
Континентальный					
фоновый	1 340	80			
сельский	8 790	2090			
городской	137 000	1410			
Аридный (пустынный)	1 450	185			
Морской	465	110			

Таблица 3 – Значения интегральной концентрации N_{M} (r>r*) в ПСА, принятые в качестве модели [18].

г* мкм	0,01	0,1	0,15	0,225	0,25	0,5	1,0	4,0
N (r > r*) cm ⁻³	1430	204	60,0	17,2	12,0	1,36	0,528	0,017

В основе выбора этих значений лежат осредненные результаты комплекса прямых микрофизических измерений, выполненных с помощью импакторов и фильтровых ловушек в умеренных широтах.



Рис. 8. – Результаты контактных измерений концентрации крупных частиц N_M (г≥ 0,2 мкм) над континентом средних широт: 1 - самолетные измерения Фитча и Кресса [19], [20]; 2, 3 и 4 - данные самолетных измерений, соответственно, в Томске (1983), Северном Казахстане (1981) н Западной Сибири (1982) институтом оптики атмосферы РАН; 5 - осредненные данные советско-американского эксперимента 1975—76 гг. [21]; 6 - аэростатные измерения Розена и Хофмана [22]; 7 - средняя модель [23]

Таким образом, количество аэрозольных частиц в приземной атмосфере сильно различается по размерам и количеству от состава аэрозольных частиц в тропосфере. Для воздушного судна, в отсутствие ежедневного мониторинга содержания хлоридов в воздухе, можно использовать усредненные значения наиболее типичных по содержанию хлоридов пунктов взлета и посадки. Это может быть Москва, Сочи, Анталия, Шарм-аль-Шейх и Каракас.

В соответствии с приведенными выше таблицами и графиками можно подсчитать количество частиц в приземной атмосфере по кривой 3 рис. 8 –

количество частиц размером свыше 0,1 мкм составляет от 10 до 100.

Количество мелких частиц размером менее 0,1 мкм на высоте 0-10 км в соответствии с данными института оптики атмосферы СО РАН составляет от 200 до 300 см⁻³.

Аномальной зоной, образующей значительное количество аэрозоля, является граница морей и суши, где количество аэрозоля доходит до 900 см⁻³ и распространяется на ширину до 5 км.

По полученным данным можно построить таблицу содержания хлоридов атмосфере того или иного пункта. Так, например, город Сочи находится на берегу Черного моря, то есть количество частиц ≥0,1 мкм составляет в среднем $N_s=60$ см⁻³, частиц $\leq 0,1$ мкм – $N_L=900$ см⁻³. Если самолет взлетает из аэропорта Сочи, то каждый двигатель прокачивает через камеру сгорания объем воздуха V_i (i – порядковый номер режима работы двигателя) и если содержание мелких частиц мелких частиц уменьшается после вылета из зоны прибоя – расстояния L_M, то содержание крупных частиц уменьшается в зависимости от высоты полета h. Процесс взлета и набора высоты составляет время t₁ во время которого воздействию авиационный двигатель подвержен максимальному атмосферных аэрозолей, в стационарном полете в период времени t₂ количество аэрозольных частиц на высоте 10 км относительно стабильно по размеру, составу и количеству – 200-300 см⁻³.

Обобщая результаты исследований [24], [25], [26], [27], [28] и уточненные данные о химическом составе транзитивной (постоянной тропосферной фракции), аккумулятивной (конденсационной) и пылевой (дисперсионной) фракций аэрозоля, для тропосферного континентального аэрозоля целесообразно принять модель химического состава частиц, представленную в табл. 4. В этой модели впервые учитывается присутствие органических соединений в составе материала аэрозольных частиц.

Химическо е соединени е	Транзитивна я фракция, %	Аккумулятивна я фракция, %	Пылева я фракция , %	Химическо е соединени е	Транзитивна я фракция, %	Аккумулятивна я фракция, %	Пылева я фракция , %
SO4 ²⁻	38	24	16	Ca ²⁺	6	10	9
NH_4^+	3	8	4	Al ³⁺	0	3	5
NO ₃ ⁻	3	2	1	SiO ₂	0	13	35
CO3 ²⁻	10	10	8	Fe_2O_3	0	2	6
Cl	10	7	3	H ₂ O	1	5	5
Na⁺	6	7	2	Орг. соед.	10	10	1
K ⁺	13	1	1	С	5	0	1
Mg ²⁺	4	1	1	Прочие	1	1	1

Таблица 4 – Химический состав аэрозолей атмосферы

Из табл. 6 видно, что содержание хлоридов в этих аэрозолях составляет 10 %. В связи с чем, можно записать формулу для расчета количества хлоридов, попадающих в двигатель во время полета:

 $m = V_1 \cdot t_1 \cdot (m_S N_1 + m_M N_{M1}) + V_2 \cdot t_2 \cdot (m_S N_2 + m_M N_{M2}) + V_3 \cdot t_3 \cdot (m_S N_3 + m_M N_{M3})$

где V₁, V₂ и V₃ – расход воздуха через двигатель на взлете, горизонтальном полете и посадке, соответственно, см³/сек;

 N_1, N_2 и N_3 − количество частиц аэрозоля ≥0,1 мкм на взлете, в горизонтальном полете и посадке, соответственно, см⁻³,

N_{M1}, N_{M2} и N_{M3} – количество частиц морского аэрозоля размером более 0,1 мкм на взлете, в горизонтальном полете и посадке, соответственно, см⁻³;

 m_{S} и m_{M} — масса частиц аэрозоля ≥0,1 мкм и ≤0,1 мкм, соответственно, мкг;

t₁, t₂, t₃ – время взлета, горизонтального полета, приземления, с. Некоторые значения указанных величин приведены в табл. 5.

Таблица 5 – значения переменных для расчетов количества хлоридов,

Maj	ршрут	N ₁	N ₂	N ₃	N _{M1}	N _{M2}	N _{M3}	mS, мкг	mM, мкг	t_1	t_2	t ₃
	Сочи	0,1x250	0,1x300	0,1x60	0	0,1x 300	0,9x 300	10-9	10 ⁻⁷	600	7200	600
	Анталия	0,1x250	0,1x300	0,1x60	0	0,1x 300	0,9x 300	10-9	10 ⁻⁷	600	14400	600
Москва	Шарм- аль- Шейх	0,1x250	0,1x300	0,1x60	0	0,1x 300	0,9x 300	10-9	10-7	600	14400	600
	Каракас	0,9x250	0,9x300	0,9x60	0	0,9x 300	0,9x 300	10-9	10-7	600	36000	600
	Сургут	0,1x250	0,1x300	0,1x60	0	0,1x 300	0,15x 300	10-9	10-7	600	8400	600

накопленных в газотурбинном двигателе

На основании результатов рассчитаны примерные количества хлоридов, попавших в двигатель за время полета – табл. 6.

Таблица 6 – Количество хлоридов, транспортирующихся с воздухом в двигатель (на примере Аэробус А320)

	Маршрут	Время взл полет	іета, горизо а, приземле	Масса хлоридов, мкг		
		t ₁	t ₂	t ₃		
	Сочи	600	7200	600	0,4623	
	Анталия	600	14400	600	0,4731	
Москва	Шарм-аль-Шейх	600	14400	600	0,4731	
	Каракас	600	36000	600	1,3095	
	Сургут	600	8400	600	0,1266	

Расчет термоциклической прочности лопаток ТРД

Предлагаемый метод расчета термоусталостной прочности элементов газотурбинных установок (рабочих и направляющих лопаток [5,13,14], дисков [11,15]) основан на использовании четырехчленного деформационного критерия [8-9], в котором учитывается зависимость коэффициентов в уравнении, описывающем накопление термоусталостных повреждений, от меры коррозионных повреждений (характеризуемой параметром *h_c*):

$$D = \sum_{i=1}^{N} \left(\frac{\Delta \varepsilon_{eq_i}^p}{C_1(h_c)} \right)^k + \sum_{i=1}^{N} \left(\frac{\Delta \varepsilon_{eq_i}^c}{C_2(h_c)} \right)^m + \max_{0 \le t \le t_{\max}} \frac{\varepsilon_{eq}^p}{\varepsilon_r^p(h_c)} + \max_{0 \le t \le t_{\max}} \frac{\varepsilon_{eq}^c}{\varepsilon_r^c(h_c)} = 1$$
(2)

где зависимость толщины коррозионного слоя h_c от температуры T_c и времени выдержки в коррозионно-активной среде t_c определяется выражением:

$$h_c = A e^{-\frac{B}{T_c}} t_c^C, \qquad (3)$$

где *A*, *B* и *C* – параметры модели, определяемые на основе данных опытов с различными временами и температурами выдержек в коррозионно-активной среде.

В случае малости коррозионных повреждений можно ограничиться первыми двумя членами разложения в ряд функций $C_1(h_c)$ и $C_2(h_c)$ по параметру h_c :

$$C_1(h_c) = C_1(0) + S^p \cdot h_c, \quad C_2(h_c) = C_2(0) + S^c \cdot h_c, \quad (4)$$

где коэффициенты $C_1(0)$ и $C_2(0)$ определяются из опытов на термическую усталость без коррозии, а S^p и S^c - из опытов на термическую усталость образцов с коррозионными повреждениями.

В качестве толщины коррозионного слоя h_c может рассматриваться как толщина слоя окалины, так и толщина обезлегированного слоя.

Отличие в подходах заключается в выборе коэффициентов S^{p} и S^{c} .

Верификация предложенной методики осуществлялась на сплавах ВЖМ4-ВИ и ХН56КВМТЮБ и показала удовлетворительную точность.

Выводы

На базе полученных результатов разработана математическая модель зависимости механических свойств (предела текучести и предела

прочности) образцов из сплавов предназначенных для деталей ТРДД, от температуры и времени воздействия высокотемпературной солевой коррозии.

Предложена математическая модель зависимости параметров кинетического уравнения накопления термоусталостных повреждений от температуры и времени воздействия высокотемпературной солевой коррозии.

Во ФГУП «ВИАМ» с учетом этих методических рекомендаций разработана методика по определению запасов прочности лопаток и дисков из жаропрочных сплавов при термоциклическом нагружении в коррозионных средах ММ 1.2.200-2021 «Определение запасов прочности лопаток и дисков из жаропрочных сплавов при термоциклическом нагружении в коррозионных средах», который позволяет оценить термоусталостную долговечность жаростойких сплавов в условиях различной концентрации коррозионных частиц аэрозоля атмосферы.

Список литературы

- 1 Никитин В.И. Коррозия и защита лопаток газовых турбин. Л.: Машиностроение, 1987, - 272 с.
- 2 Гецов Л.Б. Материалы и прочность деталей газовых турбин. В двух книгах. Рыбинск: ООО "Издательский дом Газотурбинные технологии. 2010, 605 с, 2011, 493 с.
- 3 Гецов Л.Б., Лаптев А.Б., Пузанов А.И. Баландина М.Ю. Добина Н.И. Прочность порошкового материала для дисков ГТД в условиях агрессивного действия смеси хлоридов и сульфатов натрия (в печати) // Авиационная техника, Казань: КНИТУ (КАИ), 2019. № 12. С. 14-25.
- 4 Гецов Л.Б., Лаптев А.Б., Пузанов А.И., Шеляпина Н.М. Сульфиднооксидная коррозия современных жаропрочных сплавов // Известия

ВУЗОВ. Авиационная техника 2019 №4, С. 150-155.

- 5 Гецов Л.Б. О критерии разрушения при сложной программе нагружения. Всесоюзный рабочий симпозиум по вопросам малоцикловой усталости. Каунас 1971.С.52-55.
- 6 Семенов А.С., Гецов Л.Б. Критерии термоусталостного разрушения монокристаллических жаропрочных сплавов и методы определения их параметров // Проблемы прочности. 2014, № 1, С. 50-62.
- H.Susukida, D.Sunamoto, Y.Skumoto .Metallurgical Studies on Gas Turbine Blades Materials after a Long Term Service. ASME publication 69GT-12. 1969, 8p
- 8 Shanyavskiy A.A. Fatigue crack propagation in turbine disks of EI698 superalloy. Frattura ed Integrita Strutturale 24(2013) P.13-25.
- 9 Иноземцев А.А., Аношкин Н.Ф., Башкатов И.Г., Гарибов Г.С., Коряковцев А.С. Применение дисков из гранул жаропрочных никелевых сплавов в серийных ГТД авиационной и наземной техники // Перспективные технологии легких и специальных сплавов. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2006. С. 371–376.
- 10 Семенов А.С., Семенов С.Г., Гецов Л.Б. Методы расчетного определения скорости роста трещин усталости, ползучести и термоусталости в поли- и монокристаллических лопатках ГТУ // Проблемы прочности. 2015. № 2. С. 61-87.
- 11 Гецов Л.Б., Семёнов А.С., Бессчетнов В.А., Грищенко А.И., Семёнов С.Г. Методика определения длительной прочности охлаждаемых лопаток из монокристаллических жаропрочных сплавов // Теплоэнергетика. 2017. № 4. С. 48-56.
- 12 Getsov L.B., Semenov A.S., Ignatovich I.A. Thermal fatigue analysis of turbine discs on the base of deformation criterion // International Journal of Fatigue. 2017. Vol. 97. P. 88-97.
- 13 Третьяченко Г.Н. Кравчук Л.В., Куриат, Р.И., Волощенко А.П.

Несущая способность лопаток газовых турбин при нестационарном тепловом и силовом воздействии. Киев: Наукова думка 1975, 295 с.

- Petrenchuk O.P. On the budget of sea salt and sulfur in the atmosphere. —J. Geophys. Res., 1980, vol. 85, N C12, p. 7439—7444.
- Ивлев Л.С. Химический состав и структура атмосферных аэрозолей.
 Л.: Изд. ЛГУ, 1982. 366 с.
- 16 Зуев В.Е., Белов В.Ф., Ивлев Л.С., Креков Г. М., Рахимов Р. Ф. Расчет стратифицированной модели атмосферного аэрозоля для длин волн оптического зондирования Я = 0,6943; 1,06; 2,36 и 10,6 мкм. Изв. вузов СССР. Физика, 1974, No 11, с. 30—38.
- 17 Aerosol and their climatic effects. Report of WMO (CAS) radiation commission of 1 AMAP Meeting of Experts. WCP-55, Williamsburg, 1983.
 110 p.
- 18 Креков Г.М., Рахимов Р. Ф. Оптико-локационная модель континентального аэрозоля. — Новосибирск: Наука, 1982. — 198 с.
- 19 Gress T.S. Airborne measurement of aerosol size distributions over Northern Europe. Vol. 1. Environm. Res. Paper, 1980, N 702.
- 20 Fitch B.W., Gress T.S. Measurements of aerosol size distributions in the lower troposphere over northern Europe. — J. Appl. Met., 1981, vol. 20.
- Атмосферный аэрозоль и его влияние на перенос излучения/Под ред.
 К.Я. Кондратьева. Л.: Гидрометеоиздат, 1978.— 119 с.
- Rosen J.M., Hofmann D.J., Laby J. Stratospheric aerosol measurements.
 IL The worldwide distribution. J. Atmosph. Sci., 1975, vol. 32, p. 1457—1462.
- 23 Креков Г.М., Рахимов Р.Ф. О параметрическом описании дисперсной структуры атмосферной дымки. — Изв. АН СССР, Физика атмосферы и океана, 1984, т. 20, No 12, с. 1215—1218.
- 24 Петренчук О.П. Экспериментальные исследования атмосферного аэрозоля. Л.: Гидрометеоиздат, 1979. 264 с.

- 25 Современное состояние исследования озоносферы в СССР. М.:Наука, 1980. 314 с.
- 26 1De1any A.C., Zenche1sку S. The organic component of winderosiongenerated aerosol. — Solid. Sci., 1976, vol. 121, N 3, p. 146—155.
- 27 Petrenchuk O.P. On the budget of sea salt and sulfur in the atmosphere. —
 J. Geophys. Res., 1980, vol. 85, N C12, p. 7439—7444.
- 28 Vo1z F.E. Infrared optical constants of aerosols at some locations. Applied Optics, 1983, vol. 22, N 23, p. 3690 3700.

УДК 620.193.2 СТАТИСТИЧЕСКИЙ, ФРАКТАЛЬНЫЙ И ФУРЬЕ-АНАЛИЗ НАКОПЛЕНИЯ ПОВРЕЖДЕНИЙ И РАЗРУШЕНИЯ ГЕТЕРОФАЗНЫХ СТАЛЕЙ И ПОКРЫТИЙ

Дмитрий Львович Вайнштейн (Dmitry Lvovich Wainstein) к.ф.-м.н. d_wainstein@sprg.ru, Анатолий Иванович Ковалев (Anatoly Ivanovich Kovalev) к.т.н. anatkov67@gmail.com, Егор Павлович Коновалов (Egor Pavlovich Konovalov) filin.capmer@gmail.com

ГНЦ ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина» Москва, 105005, ул. Радио 23/9 стр.1 e-mail: admin@sprg.ru

Аннотация: Анализ временных рядов с определением критерия Хёрста при исследовании накопления повреждений и разрушения износостойкого покрытия при малоцикловой усталости и фрактальный анализ зарождения и распространения трещины в стали с феррито-бейнитной структурой позволяют установить микромеханизм пластической деформации и разрушения материалов с гетерофазной микроструктурой.

Abstract

The analysis of data time rows with the determination of the Hurst criterion in the study of damage accumulation and fracture of wear-resistant coating under low-cycle fatigue and fractal analysis of crack nucleation and propagation in steel with a ferrite-bainite structure allow us to establish the micromechanism of plastic deformation and fracture of materials with a heterophase microstructure.

Реферат

Изложены мало применяемые методы оценки накопления повреждений и их наследование в микромеханизме пластической деформации и разрушении износостойкого покрытия и стали с гетерофазной структурой. Применение критерия Хёрста и Фурье-анализа временных зависимостей характеристик пластической деформации позволяет установить роль наследования предыдущих деформационных стадий на последующие или предсказать стохастический механизм зарождения и распространения трещин. Этот прием полезен при анализе малоцикловой усталости, трении и износе. Фрактальный анализ пути развития трещин в ферритобейнитной стали позволил выявить роль структурных составляющих и границ раздела при зарождении и распространении трещин в ходе испытания образцов на растяжение в колонне микроскопа.

Ключевые слова: критерий Хёрста, фрактальный анализ, микромеханизм разрушения, гетерофазные материалы, покрытия.

Key words: Hurst criterion, fractal analysis, micromechanism of fracture, heterophase materials, coatings.

I. Рассеяние подводимой энергии при деформации и разрушении износостойкого TiAlCrSiYN покрытия на режущем инструменте.

Фрикционные условия являются определяющими износа В сопротивлении покрытия и инструмента малоцикловой усталости и накоплению повреждений на всех стадиях резания. Износ режущего инструмента является естественным И неотвратимым процессом. Термобарьерные трибооксиды коэффициентом c низким трения существенно минимизируют ИЗНОС ПО различным механизмам (адгезионный, диффузионный и абразивный). Масштабная локализация деформации покрытия в случае возникновения трибопленок изменяют условия пластического течения, зарождения, накопления И распространения дефектов кристаллического строения. При локализации пластической деформации энтропия деформируемой среды уменьшается [1]. При этом структура возникающих дислокационных ансамблей усложняется и упорядочивается. Релаксационные акты зарождения и распространения дислокаций в ходе локализованного пластического течения и генерация упругих волн в поле пиковых напряжений перед фронтом дислокационных скоплений рождает автоволновой механизм пластического течения и деформации. Это явление хорошо изучено методами акустической эмиссии.

При воздействии на систему внешнего силового поля кинетику идеального процесса релаксации можно описать экспоненциальной функцией

 $X(t) - X2 = (X1 - X2) \exp(-t/\tau),$

(1)

свойств материалов «ТестМат»

где X1, X2 – измеряемые характеристики системы в исходном состоянии и после внешнего энергетического воздействия соответственно; t – время, прошедшее с момента изменения внешних условий; τ – константа, называемая временем релаксации.

Скорость релаксации, связанная с пластическим течением в момент времени t, коррелирует со скоростью деформации и микроскопической структурой образца, измеренной в более ранний и более поздний моменты времени, соответственно. Скорость релаксации в этом нестационарном состоянии демонстрирует степенное поведение, поведение при сдвиговом истончении и экспоненциально масштабируется с избыточной энтропией образца. Изучение волновой природы рассеяния энергии при деформации исследуется в течение многих лет [2, 3]. Однако роль релаксации при рассеянии энергии во взаимодействии различных каналов диссипации энергии до настоящего времени не изучена.

Величина напряжений, возникающих в зоне контакта, определяется не столько макроскопическими характеристиками материалов XVII Всероссийская конференция по испытаниям и исследованиям сопрягаемых тел, сколько релаксационными свойствами и явлениями неупругого характера в их поверхностных слоях [4]. Следовательно, износостойкость трибосистемы тесно связана с релаксационными свойствами материалов тел сопряжения. Релаксация представляет собой процесс самоподстройки системы во времени к новому равновесному состоянию в ответ на изменение внешнего параметра.

Для иллюстрации ЭТОГО явления ниже представлены результаты исследования сопротивления покрытия малоцикловой усталости при циклических испытаниях наноиндентированием. Этот вид испытаний наиболее объективно позволяет дать прогноз о поведении износостойких покрытий при малоцикловой усталости [5]. В настоящее время предложен простой математический аппарат для расчета механических свойств: модуля упругости., твердости, вязкости разрушения, остаточных напряжений и других характеристик, которые позволяют представить способность тонких покрытий рассеивать энергию/

На рисунке 1 показан график зависимости глубины проникновения индентора при циклическом наноиндентировании однослойного ионноплазменного TiAlCrSiYN покрытия от времени пульсирующих нагрузок при имитации сопротивления покрытия малоцикловой усталости. На рисунке 2 представлены фрагменты кривой усталости рисунка 9 для единичных групп ударов индентора в начальный и последующие времена испытания. Отчетливо видно, что времена релаксации напряжений неодинаковы для различных этапов испытания. Этот пример демонстрирует, что при малоцикловой усталости в износостойком покрытии развивается микропластическая деформация и накопление кристаллического повреждений строения, причем процессы ЭТИ различаются по своим временам релаксации на различных стадиях износа инструмента при резании. Уже эти данные свидетельствуют о различии времен релаксации в ходе микропластической деформации и накоплении повреждений при рассеянии подводимой энергии при локализованном механическом воздействии на режущий инструмент. Аналогичное явление наблюдается в ходе структурных трансформации покрытия.



Рисунок 1 Зависимость глубины проникновения индентора Берковича в ионноплазменное однослойное TiAlCrSiYN покрытие от времени испытания при нагрузке 25 мН.

Подобные исследования и методика их проведения представлены в работе [6], Метод циклического индентирования позволяет моделировать сопротивление малоцикловой усталости материала или покрытия при их резания. На начальной стадии развивается износе на всех этапах деформация, которая микропластическая влияет на последующее сопротивление материала накоплению повреждению на установившейся стадии износа и вплоть до их критического значения, в результате Пластическая которого происходит разрушение. деформация И накопление дефектов кристаллического строения. структурно-фазовые изменения сопровождаются изменением внутренней энергии, энтропии и по своей физической природе являются волновыми релаксационными Как можно видеть на кривой деформации рисунка 5, процессами. наблюдается зоны макро- и микроскопической локализации процессов пластического течения и накопления дефектов в зависимости от времени нагружения. На самом начальном этапе деформации длительностью до 10

секунд скорость распространения волн пластической деформации велика и на этом этапе энтропия возрастает ($\Delta S > 0$), что типично для процессов с диссипацией энергии. На более поздних этапах деформации наблюдается локализованные упрочнение и накопление дефектов. На этом этапе наблюдается уменьшение энтропии ($\Delta S < 0$), что является признаком самоорганизации в деформируемом объеме. Автоволновой характер пластической деформации предполагает возникновение локализации макро- и микроскопических зон рассеяния энергии в деформируемом пространстве [7]. Отдельные физические релаксационные процессы являются независимыми или связанными И характеризуются собственными Синергетическая концепция частотами. рассмотрения деформации пластической как волнового процесса предполагает самосогласованность рассеяния энергии по нескольким каналам (упругая и деформация. напряженного пластическая изменение состояния. накопление дефектов). На феноменологическом уровне такое поведение дифференциальными представляется уравнениями, содержащими нелинейные слагаемые. Однако, аналитическое решение таких уравнений в общем случае не представляется возможным, и потому прибегают к их анализу. В случае особое качественному этом значение имеют экспериментальные исследования волнового характера деформации износостойких покрытий при внешних механических нагрузках.

Дискретное исследование элементарных процессов на кривой наноиндентирования (Рисунок 9) позволяет раскрыть микромеханизм деформации на всех стадиях усталости. На рисунке 10 представлены детали пластической деформации покрытия в микромасштабе по шкале времени испытания.

Физико-механические испытания, прочность и надежность современных конструкционных и функциональных материалов



Рисунок 2 Дискретные зависимости глубины проникновения индентора Берковича в ионно-плазменное однослойное TiAlCrSiYN покрытие от времени на различных этапах испытания.

На каждом из рисунков 2 (а-г) видно, что деформация развивается как совокупность релаксационных процессов с различными частотами. К ним относятся упруго-пластическая И фрикционная деформации, сопровождаемые фазово-структурными перестройками. Сложно выделить элементарные физические релаксационные процессы, которые собственными Фурье-преобразование характеризуются частотами. полученных данных позволяет преобразовать временную зависимость в частотную для выявления элементарных процессов в общей картине деформации покрытия в ходе усталостных испытаний.



Физико-механические испытания, прочность и надежность современных конструкционных и функциональных материалов

Рисунок 3 Фурье-трансформанты для кривой зависимости глубины проникновения индентора от времени циклического испытания (рисунок 2). Частотная зависимость интенсивности (а) и мощности сигнала (б).

Фурье-обработки Ha рисунке 3 представлены результаты данных циклического наноиндентирования. Полученная информация на Фурьетрансформантах до частоты 0.25 Гц соответствует шуму, возникающему при работе прибора. В области выше этого значения наблюдаются пять основных пиков, которые имеют большое значение и которые отвечают релаксации напряжений при пластической деформации покрытия. Эти обусловлены упругой, микропластической деформациями, процессы зарождением и распространением микротрещин. Рассматривая дискретные зависимости глубины проникновения индентора Берковича в ионноплазменное однослойное TiAlCrSiYN покрытие от времени на рисунке 2, можно вычислить общее время релаксации на различных этапах малоцикловой усталости. Время релаксации соответствует падению амплитуды в е раз.

Как показали расчеты, оно изменяется в диапазоне 1.13 - 0.60 с и уменьшается по мере достижения стационарного состояния на кривой Эти наноиндентирования. результаты хорошо согласуются С теоретическими расчетами времени релаксации при пластической деформации металлов [8, 9]. В среднем время релаксации для рассеяния энергии при пластической деформации составляет секунды и значительно отличается от процессов теплопередачи, для которых оно соответствует фемто- и аттосекундам. Все рассмотренные выше времена релаксации динамической являются характеристикой элементарных процессов рассеяния подводимой энергии по нескольким основным каналам: на деформацию и накопление повреждений, теплоперенос, трибооксиление.

II. Фрактальный анализ статического роста трещины при разрушения трубной стали класса прочности К70 в колонне микроскопа.

Исследовалась высокопрочная (класс прочности К70) сталь 06Г2НДМФБТ, предназначенная для магистральных трубопроводов и содержащая (масс. %) 0,06 C, 1,7 Mn, 0,9 Σ(Cr, Ni, Cu), 0,08 Σ(Ti, V, Nb), 0,0015 S, 0,007 P, 0,006 N и 0,04 Al [10].

Эта сталь исследовалась в следующих двух состояниях: (i) после двухэтапной термомеханической обработки (TMO) с быстрым

охлаждением до температуры ниже начала бейнитного превращения и (ii) после ЗПН (закалка с промежуточного нагрева) при охлаждении до комнатной температуры. Зарождение и развитие трещин исследовали при статическом растяжении образцов размером 8,0×0,1×30 мм с боковыми надрезами в колонне электронного микроскопа JSM-U3. По мере увеличения растягивающей нагрузки анализировали изменение микрорельефа поверхности образцов в зоне надреза и перед фронтом траекторию трещины зарождения трещины, после а также распространения трещины при полном разрушении образцов.



Рисунок 4 Микроструктура стали после ТМО (а) и ЗПН (б).

После TMO структура стали состоит ИЗ мелкозернистого квазиполигонального феррита и зернистого бейнита. В центре толщины листа структура стали изменяется: наряду с ферритом и зернистым бейнитом, которые являются основными структурными составляющими, присутствует до 5% реечного бейнита (рис. 4а). После ЗПН структура стали в основном состоит из реечной α-фазы, феррит практически отсутствует. По границам областей бейнита выделяется карбидная фаза в виде темных нерегулярных зон (рис. 4б). При растяжении полированного образца надрезанного плоского В колонне микроскопа тонкого исследовали рельеф в зоне пластической деформации по краям трещины.

Физико-механические испытания, прочность и надежность современных конструкционных и функциональных материалов



Рис. 5. Зарождение и распространение трещины при статическом растяжении плоского надрезанного образца из стали 06Г2НДМФБТ после ТМО в колонне сканирующего электронного микроскопа. Точками показана конфигурация зоны пластической деформации перед устьем трещины.



XVII Всероссийская конференция по испытаниям и исследованиям свойств материалов «ТестМат»

Физико-механические испытания, прочность и надежность современных конструкционных и функциональных материалов



Рис. 6. Бейнитная структура стали (после ЗПН) и картина зарождения и распространения трещины при статическом растяжении в сканирующем электронном микроскопе плоского образца (8х30х0.3 мм) с надрезом. Точками отмечена конфигурация зоны пластической деформации перед устьем трещины.

Серия изображений поверхности образцов после ТМО и ЗПН, испытанных на растяжение в колонне электронного микроскопа, представлена на рисунках 5 и 6, соответственно. На рис. 5-3 представлены схема нагружения образца и изображение области начала развития трещины вблизи надреза в образце после ТМО. Впереди острия трещины формируется зона пластической деформации с размерами, соизмеримыми с длиной зародившейся трещины, благодаря высокой пластичности стали. На поверхности образца в зоне пластической деформации формируется интрузионно-экструзионный рельеф (рис. 5-4) вследствие различной составляющих стали пластичности структурных И, соответственно, различной величины деформации по сечению образца.

Нами установлено, что большей пластической деформации подвержены области с меньшей плотностью карбидных выделений. Области с высокой плотностью карбидных частиц, которые блокируют распространение дислокаций, по сравнению с обедненными участками при данном уровне приложенных нагрузок не деформируются в заметной степени.

На рис. 5-5 представлена зона пластической деформации вблизи вершины трещины размером 250х125 мкм. В образце проката после ТМО траектория движения трещины (рис. 5-6 — 5-8) извилистая, что обеспечивает заметное рассеяние энергии при её распространении. Осцилляция при движении трещины происходит в узлах ее встречи с более прочной структурной составляющей. В зоне изменения направления движения трещины существенно возрастает объем полосы трёхосной пластической деформации (рис. 5-7, 5-8), что также увеличивает энергию, необходимую для разрушения.

Вблизи изгиба шаг движения трещины уменьшается до 3 мкм (рис. 5-8), что согласуется со средним диаметром зерна. Рисунки5-9 и 5-10 представляют область завершения распространения трещины. Видно, что вблизи края образца сформировались два потенциальных пути развития трещины — зоны трёхосной пластической деформации. В этой области трещина ветвится. Подобное поведение материала также свидетельствует о его повышенной способности к релаксации напряжений и, следовательно, хорошем запасе вязкости.

На рисунках 5-11 и 5-12 представлен вид трещины на разрушенном образце. На рис. 5-11 видно, что трещина распространялась, осциллируя вдоль магистрального направления. Зона неравномерной деформации вблизи трещины занимает полосу шириной 50 — 150 мкм. Вид края трещины соответствует вязкому разрушению с участками квазискола, чашечки имеют диаметр порядка нескольких микрон.
На рис. 6-1 представлена микроструктура образца проката после ЗПН. Видно, что она более грубая, крупнозернистая, чем в образце после ТМО (рис. 5-1). Вблизи от зоны зарождения трещины (рис. 6-3) перед вершиной трещины наблюдается узкая И протяжённая область пластической деформации, что свидетельствует 0 более слабых релаксационных процессах в данном образце. Ширина зоны трёхосной пластической деформации впереди трещины (рис. 6-4) составляет 15 мкм, что существенно меньше, чем в образце после ТМО (рис. 6-7, 6-8).

Распространяющаяся трещина формировала впереди вершины относительно узкую, раздваивающуюся зону пластической деформации (рис. 6-5). Трещина распространялась прямолинейно, без заметного изменения направления распространения (рис. 6-6, 6-7).



Рис. 7 Реконструкция трещины по данным растровой электронной микроскопии (см. рис. 5 и 6) а - ТМО; б – ЗПН



Рис. 8 Фрактальная размерность трещин, сформировавшихся в образцах при их растяжении в электронном микроскопе после ТМО и ЗПН.

Рисунки 6-8 6-10 область представляют завершения распространения трещины. Область пластической деформации, как и на рис. 6-5, на завершающем участке распространения трещины узкая, раздваивающаяся. В зоне неравномерной пластической деформации наблюдаются участки противонаправленного сдвига (рис. 6-9) под действием поля напряжений вблизи концентратора — вершины трещины. Ширина зоны неравномерной пластической деформации составляет 30 мкм. Конфигурация зоны пластической деформации заметно изменяется на ранних и поздних стадиях роста трещины. Сопоставляя микроструктуры рис. 6-5 и 6-8, видно, что при увеличении размера трещины исчерпывается многовариантность направлений сдвиговой деформации, объем этой области сжимается, она локализуется в узкой зоне по направлению магистрального роста. Как видно на рис. 6-10 (до разрушения), 6-11 (после разрушения), стенки трещины достаточно прямые, вертикальные, с незначительными ступеньками на траектории развития трещины. Рис. 6-.12 представляет структуру поверхности трещины: квазискол с участками вязкого излома с мелкими чашечками размерами около 1 мкм.

Ha рисунке 7 представлен общий ВИД трещин, которые сформировались при растяжении образцов в электронном микроскопе. По сравнению с ЗПН в прокате после термомеханической обработки высокий запас вязкости разрушения приводит к значительной осцилляции трещины вдоль магистрального направления развития и к ее ветвлению на макро- и Поскольку микроуровнях. В современном материаловедении установившейся является точка зрения на «самоподобие» при развитии трещин, можно применить методы фрактального анализа траектории их распространения [11].

Такой анализ позволяет обнаружить различие или топологическое подобие изображений. Для этой цели микроструктурные изображения трещины на рис. 7а, б многократно разбивали на квадраты со стороной от 2 300 мкм и в каждом случае определяли число квадратов ДО N. включающих В себя изображение трещины. Ha рисунке 9 В логарифмических координатах представлены зависимости между этими параметрами. Наклон этих зависимостей соответствует фрактальной размерности D_f . В случае $D_f = 1$ разрушение развивается сколом с образованием гладкой поверхности излома. После ТМО фрактальная размерность соответствует 1.19, а после ЗПН уменьшается до 1.04, что в первом приближении означает малую извилистость пути трещины в случае ЗПН и меньшую энергоемкость разрушения. Отклонение найденных зависимостей от прямой в области малых є означает малую точность оценки рельефа трещины при его исследовании в макромасштабе, когда свойства материала соответствуют его изотропному состоянию. По сравнению с ЗПН в случае ТМО проката наблюдается более заметное колебание угла наклона фрактальной зависимости в широком диапазоне значений є, что означает мультифрактальный механизм распространения заметное присутствие трещины, а именно как участков вязкого разрушения, так и квазискола. Показатель $H = 1/D_f$ используют в качестве

универсальной характеристики вида излома [12, 13]. В данном исследовании этот показатель соответствовал значениям 0.84 и 0.96 для ТМО и ЗПН, соответственно. Как было найдено ранее, в случае хрупкого разрушения по механизму квазискола значение Н порядка 0.90, а при вязком разрушении Н изменяется от 0.6 до 0.8 [14].

Выводы

1. Статистический анализ временных рядов с вычислением критерия Хёрста позволил установить роль начальных этапов деформации на последующие при малоцикловой усталости и разрушении износостойкого покрытия на основе TiAlCrSiYN.

2. Фрактальный анализ рельефа поверхности образцов при статическом растяжении в колоне микроскопа установил, что прокат X70 после ЗПН характеризуется меньшим запасом вязкости, его разрушение происходит с большей скоростью, при меньшем уровне работы как зарождения, так и распространения трещины по сравнению с образцом проката после ТМО.

3. По сравнению с закалкой с промежуточного нагрева, благоприятное фазовое и структурное состояние стали после ТМО способствует активной релаксации напряжений перед фронтом растущей трещины, реализации большего числа систем скольжения, что согласуется с ростом фрактальной размерности роста трещины и общим увеличением энергоемкости разрушения.

Литература

- Зуев Л. Б. Автоволновая модель пластического течения //Физическая мезомеханика. – 2011. – Т. 14. – №. 3. – С. 85-94.
- Bhattacharya D. K. Thermodynamic theory of stress relaxation waves in fluids //Acta Mechanica. – 1983. – T. 47. – C. 221-228.

- 3. Герман А. М. Обобщенный вариационный принцип для диссипативной гидродинамики и механики сплошной среды //Вычислительная механика сплошных сред. 2009. Т. 2. №. 4. С. 92-104.
- 4. Шевеля В. В., Олександренко В. П. Трибохимия и реология износостойкости //Хмельницкий: ХНУ. 2006. Т. 278.
- Beake B. D., Goodes S. R., Smith J. F. Micro-impact testing: A new technique for investigating thin film toughness, adhesion, erosive wear resistance, and dynamic hardness //Surface engineering. – 2001. – T. 17. – №. 3. – C. 187-192.
- Kovalev A. I. et al. Damage accumulation phenomena in multilayer (TiAlCrSiY) N/(TiAlCr) N, monolayer (TiAlCrSiY) N coatings and silicon upon deformation by cyclic nanoindentation //Nanomaterials. – 2022. – T. 12. – №. 8. – C. 1312.
- Данилов В. И. и др. Типы локализации пластической деформации и стадии диаграмм нагружения металлических материалов с различной кристаллической структурой //Прикладная механика и техническая физика. – 2006. – Т. 47. – №. 2. – С. 176-184.
- Петров Ю. В., Бородин И. Н. Релаксационный механизм пластического деформирования и его обоснование на примере явления зуба текучести в нитевидных кристаллах //Физика твердого тела. – 2015. – Т. 57. – №. 2. – С. 336-341.
- Зуев Л. Б. Энтропия волн локализованной пластической деформации //Письма в ЖТФ. – 2005. – Т. 31. – №. 3. – С. 1-4.
- 10.Kovalev A. I. et al. Effect of phase composition on the micromechanism of fracture of strength class K70 pipe steel //Russian Metallurgy (Metally). 2012.
 T. 2012. C. 890-897.
- 11.Horovistiz A. L. et al. Quantitative Fractography of Profiles By Digital Image Processing: Analysis Of TÍ-4AI-4V at Different Microstructural Conditions //Acta Microscopica. 2002. T. 11. №. 1. C. 65-70.

- 12.Måløy K. J. et al. Experimental measurements of the roughness of brittle cracks //Physical Review Letters. – 1992. – T. 68. – №. 2. – C. 213.
- 13.Bouchaud J. P. Diffusion and localization of waves in a time-varying random environment //Europhysics Letters. 1990. T. 11. №. 6. C. 505.
- 14. Dauskardt R. H., Haubensak F., Ritchie R. O. On the interpretation of the fractal character of fracture surfaces //Acta Metallurgica et Materialia. 1990. T. 38. №. 2. C. 143-159.

УДК 620.186 ПРИМЕНЕНИЕ ВСЕСТОРОННИХ МАТЕРИАЛОВЕДЧЕСКИХ ИССЛЕДОВАНИЙ В ОБЕСПЕЧЕНИЕ ИМПОРТОЗАМЕЩЕНИЯ И УВЕЛИЧЕНИЯ РЕСУРСА ДСЕ

Лукина Е.А., Горбовец М.А., Наприенко С.А., Мараховский П.С. Lukina E.A., Gorbovetz M.A., Naprienko S.A., Marahovsky P.S.

Лукина Ева Александровна, начальник лаборатории, к.т.н., +7(495)263-85-25 Горбовец Михаил Александрович, начальник испытательного центра, к.т.н., +7(495)263-88-89 Наприенко Сергей Александрович, заместитель начальника лаборатории по науке, к.т.н., +7(495)263-88-80 Мараховский Петр Сергеевич, начальник лаборатории, к.т.н., +7(499)263-89-48

Eva Alexandrovna Lukina, head of the laboratory , phd, +7(495)263-85-25 Gorbovets Michael Aleksandrovich, head of testing center, phd, +7(499)263-88-89

Naprienko Sergey Aleksandrovich, deputy head of the laboratory of science, phd, +7(495)263-88-80 Marakhovskiy Peter Sergeevich. head of the laboratory, phd, +7(499)263-89-48

Аннотация: Лаборатории «Металлофизические исследования» и «Исследование теплофизических свойств» являются исследовательскими лабораториями, научно-методический потенциал которых позволяет решать задачи всестороннего материаловедческого исследования оригинального материала с дальнейшем подбором материалов-аналогов. Представлены примеры исследований сложносоставных изделий, содержащих металлические и неметаллические детали, проведенных по разработанным программам. Приведены результаты систематизации основных видов изломов металлических материалов для электронного атласа фрактограмм.

Ключевые слова: всестороннее материаловедческое исследование, электронная микроскопия, оптическая микроскопия, теплофизические характеристики, электронный атлас

Keywords: comprehensive materials science research, electron microscopy, optical microscopy, thermophysical characteristics, electronic atlas.

Реферат

В данной работе представлены примеры всесторонних материаловедческих исследований материала деталей И ДCE, направленных на установление марок и технологий изготовления оригинального материала И подбора материалов-аналогов. Bce исследования проводили в соответствии с разработанными программами, объединяющими детальное исследование структуры, установление теплофизических и механических характеристик. Еще одной актуальной задачей являлось увеличение ресурса ДСЕ. Рекомендации о возможности принятия данного решения также базируются на фундаментальном исследовании всех структурных и физико-механических характеристик. Для корректного структурного анализа, частью которого является анализ причин разрушения в ходе эксплуатации и испытаний материала необходима систематизация данных структурных исследований. Наиболее удобным способом систематизации является составление электронных баз данных (атласов), в которых в едином формате собраны фотоматериалы по группам материалов с кратким описанием материалов и полуфабрикатов Работы проведены при эффективном сочетании методов ИЗ НИХ. высокоразрешающей электронной микроскопии, определения физических и механических характеристик.

Введение

Лаборатории «Металлофизические исследования» и «Исследование теплофизических свойств» входят в состав испытательного центра НИЦ «Курчатовский институт – ВИАМ». Инструментально-методическая база лабораторий позволяет проводить структурный анализ и исследование физических свойств материалов, в том числе разрабатываемых в институте на всех масштабных уровнях. Для формирования общего представления об исследуемом материале (оценка свойств по величине сопротивления разрушению, оценка характера И особенностей разрушения) В «Металлофизические лаборатории исследования» проводятся механические испытания на ударный изгиб, а также измерения микро- и нанотвердости. Методы оптической и электронной микроскопии включают себя подробный количественный металлографический анализ в С увеличением от 100 до 40000, включая оценку элементного состава (РСМА) и построение карт разориентаций (дифракция в обратнорассеянных электронах.) Задачи установления физических характеристик материала, таких как теплоемкость теплопроводность, температурный коэффициент линейного расширения (ТКЛР), плотность решаются с применением методических возможностей лаборатории «Исследование теплофизических свойств». Знание данных характеристик позволяет смоделировать технологические процессы получения материалов, скорректировать термообработку материалов, а определение температур ликвидуса, солидуса - оценить качество прошедшей термомеханической обработки. Также определение теплофизических свойств (температуры деструкции и релаксационных переходов) является необходимым в установлении марок неметаллических материалов (резин, пластмасс).

В настоящее время актуальными являются задачи, решаемые в интересах предприятий отрасли и компаний, заинтересованных в импортозамещении, а также увеличении ресурса деталей сборочных единиц (ДСЕ). Проводимые на базе лабораторий ИЦ всесторонние материаловедческие исследования позволяют глубоко изучить закономерности структурно-фазового состояния материалов на макро-, микро-, и нано- уровнях. Лаборатории обладают всеми компетенциями для оценки состояния материала в целом (интегральные дифракционные и микроструктурные методы, теплофизические характеристики) и изучения строения отдельных структурных составляющих (локальные дифракционные методы). Исследовательская база, которой обладают современные лаборатории ИЦ НИЦ «Курчатовский институт – ВИАМ на различных масштабных уровнях любой позволяет исследовать материал, в частности имеющий сложную структурную иерархию. Данные компетенции позволяют успешно решать задачи импортозамещения с материалов, установлением термообработок, определением марок технологий изготовления и предоставления вариантов материалованалогов.

Кроме того, используя научно-методический потенциал лабораторий ИЦ, решаются более глубокие, фундаментальные материаловедческие задачи. Ha этапе поисковых работ реализуются системные исследовательские подходы, основанные на изучении микроструктуры с применением различных методик электронной микроскопии. Проводимые исследования позволяют оценить структурную и фазовую стабильность, определить влияние структурных особенностей на эксплуатационные и технологические свойства материалов. Проводится изучение механизмов упрочнения и разрушения материалов необходимы знания о строении фаз межфазных определение ИХ кристаллогеометрических И границ, параметров, а также проведение анализа элементного состава с высокой локальностью. Особые методологические подходы применяются для изучения структуры и фазообразования в композиционных материалах с металлической и неметаллической матрицей.

Всесторонние материаловедческие исследования оригинального материала и подбора материалов-аналогов проводили в соответствии с единой программой исследований, разработанной для металлических и неметаллических материалов:

<u>Металлические материалы, а также керамики и углеродсодержащие</u> <u>материалы:</u>

- Визуальный осмотр, описание и фотографирование полученной детали.
- Неразрушающий контроль.
- Оценка остаточных поверхностных напряжений.
- Определение схемы разрезки детали для проведения исследований, разрезка детали, изготовление образцов и шлифов для исследований.
- Определение химического состава и марки основного материала методами химического анализа.
- Измерение твердости (микротвердости) материала деталей.
- Определение плотности и открытой пористости методом гидростатического взвешивания (для керамических и углеродсодержащих материалов)
- Анализ макроструктуры с оценкой размеров зерна линий течения материала, наличия дефектов (для металлов).
- Исследование микроструктуры.
- Определение наличия покрытия, измерение его толщины и состава покрытия (при наличии для металлов).
- Определение локального элементного состава материала и покрытия (при наличии).
- Определение фазового состава материала и покрытия (при наличии).
- Подбор наиболее подходящих российских материалов-аналогов для изготовления представленных оригинальных деталей.

Неметаллические материалы (полимерные):

- Визуальный осмотр, описание и фотографирование полученной детали.
- Определение схемы разрезки детали для проведения исследований, разрезка детали, изготовление образцов и шлифов для исследований.
- Определение химического (молекулярного) состава.

- Исследование качественного химического состава полимерной матрицы образцов резинотехнических изделий, термопластов (термоэластопластов) и модельных резин. Поиск наиболее вероятных аналогов соединений.
- Определение температур и тепловых эффектов химических превращений Определение фазового состава
- Определение плотности полимерных материалов
- Определение стойкости к топливу
- Определение локального элементного состава
- Подбор наиболее подходящих российских материалов-аналогов

<u>Проведен анализ металлических материалов и керамик в составе</u> оригинальных деталей и ДСЕ, предложены отечественные аналоги, в том числе и разработки НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ.

<u>«Подшипник»</u>

Проведено комплексное материаловедческое исследование, объектом которого является подшипник – сложносоставное изделие в состав которого входят: внутреннее кольцо, наружное кольцо, сепаратор, защитная шайба, «прокладка», втулка, и тела качения (рисунок 1).

Результаты исследований показали, что наружное и внутренне кольцо изготовлены из коррозионностойкой стали мартенситного класса.

Защитная шайба, прокладка и шпилька изготовлены из коррозионностойкой стали аустенитно-ферритного класса.

Сепаратор изготовлен из коррозионностойкой стали мартенситноферритного класса.

Тела качения изготовлены из изготовлены из керамического материала. Для всех материалов подобраны отечественные аналоги, а также технологии получения.



В

Рисунок 1 – Подшипник: а – общий вид; б – поперечный разрез; в – составные части

Проведены всесторонние материаловедческие исследования материала оригинальных деталей и узлов для силовых установок с целью продления ресурса их работы, и, совместно с лабораториямиразработчиками, подобраны аналоги материалов, определены технологии изготовления:

<u>Диск№1</u>

Комплексное металлургическое исследование, объектом которого является рабочее колеса турбины вспомогательной силовой установки (ВСУ) – сложносоставное изделие, в котором материал лопатки, диска и заглушек ИЗ различных жаропрочных никелевых сплавов. Часть требований к работе – определить марки сплавов и их российские аналоги, технологию получения, включая режимы термообработок, способ соединения лопатки с диском, а также наличие или отсутствия покрытия на всех составных частях объекта исследования.

На основании визуального и люминесцентного контроля определили схему разрезки (рисунок 2), которая является важнейшим этапом проведения исследований. Это связано как с временными издержками, так и в ограниченном количестве материала, предоставленного для исследования.

При исследовании материала диска на оптическом микроскопе выявлены следы структурных элементов округлой формы (рисунок 3). Данные элементы являются порошинками, что указывает на способ изготовления диска – порошковая металлургия [1].



1, 2 – образцы на кратковременную прочность

3 – макроструктура

4, 5, 6 – образцы лопаток на остаточные напряжения

7 – образец лопатки на выявление макроструктуры

8 – образцы лопатки на микроструктуру

9 – образцы лопатки на исследование сварки и твердость

Рисунок 2 – Схема разрезки рабочего колеса второй ступени турбины ВСУ



Рисунок 3 – Следы исходных границ гранул в микроструктуре материала диска

Исследование материала лопатки выявило крупнозернистую структуру литейного происхождения. Из этого сделан вывод о способе изготовления лопатки. Исследование соединения лопатка-диск не выявило ни следов сварки, ни следов пайки. В зоне соединения измельчена γ' фаза (рисунок 4). Все это указывает на диффузионную сварку при приложении давления и температуры.



Рисунок 4 – Изменение морфологии и доля
 γ' фазы при переходе от лопатки к диску

Материал заглушки также комплексно исследован. Особое внимание уделено возможному наличию покрытия на этом элементе конструкции, поскольку визуально там наблюдалось плотное черное покрытие. Метод локального зондового микроанализа показал, что поверхностный слой является результатом окисления материала заглушки (рисунок 5).



Рисунок 5 – Карты распределения легирующих элементов в подповерхностном слое заглушки и в слое оксидов на поверхности детали.

В результате работы выяснены марки и аналоги, диск сделан по порошковой технологии, а лопатки литьем. Показано (слева) как меняется морфология и доля γ ' фазы при переходе от лопатки к диску (рисунок 4). Неразъемные соединения получены с использованием горячего изостатического прессования (ГИП) порошкового диска совместно с лопатками или диффузионной сваркой диска и лопаток [4,5,6].

Проведено всестороннее исследование колеса компрессора вспомогательной силовой установки (ВСУ), изготовленного из титанового сплава, рисунок 6.



Рисунок 6 – Деталь «Колесо компрессора» ВСУ

Исследование макроструктуры колеса компрессора показало, что макроволокно образца имеет изогнутую форму и наследует геометрию исходного полуфабриката - штамповки. В вальной части колеса вблизи шлицов (Зона 1 и 2 на рисунке 7), кромках лопаток (Зона 3 на рисунке 7) и на торцевой части колеса (Зона 4 на рисунке 7) выявлены участки со смешенной тональностью.



Рисунок 7 – Макроструктура образца из детали «Колесо компрессора

Исследование микроструктуры колеса компрессора методом оптической микроскопии позволило установить, что основной материал колеса состоит из ($\alpha + \beta$)-сплава (рисунок 8, а, б) [2,3]. В вальной части, от поверхности шлицов (зоны 1 и 2 на рисунке 7) вглубь детали микроструктура материала колеса изменяется пластинчатой ОТ (мартенситного типа) (рисунок 8в, г), к глобулярно-пластинчатой (структура основного материала). По результатам электронно-зондового анализа химический состав в обеих зонах не изменяется. Дефектов, имеющих металлургическое происхождение, не выявлено.

Анализ макроструктуры и микроструктурные исследования свидетельствуют о том, что шлицы были подвергнуты локальной поверхностной закалке (зоны 1 и 2).

На кромках лопаток и торцевой части колеса (Зоны 3 и 4 на рисунке 7) наблюдается аналогичное изменение микроструктуры, как и на вальной части, однако результаты электронно-зондового анализа показали, что материал с пластинчатой структурой имеет различный состав. Это свидетельствует о наличии наплавленного материала на кромках лопаток и на торцевой части колеса.





Рисунок 8 – Микроструктура образца из детали «Колесо компрессора»: а, б – основной металл; в – зона 1, указанная на рисунке 7; г – зона 2, указанная на рисунке 7; д – зона 3, указанная на рисунке 7; е – зона 4, указанная на рисунке 7.

Результаты исследования внешней поверхности образцов детали «Колесо компрессора» показали, что поверхности спинки и корыта лопаток, а также области между лопатками были упрочнены. Упрочнение, по-видимому, проводили твердыми частицами сферической формы, которые оставляли на поверхности следы пластической деформации в виде круглых равноосных лунок. Глубина деформированного слоя сопоставима с глубиной лунок (рисунок 9).



Рисунок 9 – Внешняя поверхность детали «Колесо компрессора»: а, б – морфология поверхности; в – профиль поверхности.

В результате исследования определена марка материала колеса компрессора и подобран российский аналог материала. Колесо компрессора изготовлено из штамповки титанового (α+β)-сплава, в отоженном состоянии. Показано, что шлицы в вальной части колеса подвергнуты локальной поверхностной закалке. На кромках лопаток и на торцевой части колеса наблюдается наплавленный материал. Поверхности спинки и корыта лопаток, а также областей между лопатками детали упрочнены струей, содержащей абразивные частицы.

Создание электронного атласа фрактограмм:

Систематизированы основные виды изломов металлических материалов (высокопрочные и жаропрочные стали, алюминиевые сплавы,

никелевые, а также титановые сплавы классов ($\alpha+\beta$) и псевдо- α), нагружения. Разработан разрушенные при различных условиях методический материал, который содержит классификацию основных материалов, сформировавшихся при ИЗЛОМОВ металлических видов различных условиях нагружения и является руководством по оценке состояния поверхности разрушения методами оптической и растровой микроскопии. В методическом материале применяют электронной определениями, фрактографические термины соответствующими С применяемые при описании макро- и микрорельефов изломов, а так же приведены типичные фрактограммы (фото изломов) их иллюстрирующие (Рисунки 10, 11).



Рисунок 10 – Макростроение смешанного, неоднородного (а) и усталостного (б) изломов.

1 – очаг разрушения; 2 – ступеньки; 3 – рубцы; 4 – усталостные линии;

5 – зона ускоренного развития трещины; 6 – зона долома.

Разработан стандарт организации СТО, регламентирующий алгоритм проведения фрактографических исследований металлических материалов методами оптической и растровой электронной микроскопии, а также порядок систематизации, оформления, согласования и утверждения

результатов фрактографического анализа, полученных методами оптической и растровой электронной микроскопии.



Рисунок 11 – Виды поверхностей разрушения: a) расслоение; б) ямочный излом; в) излом по плоскости скола; в) межзеренный излом

Создан электронный атлас фрактограмм металлических материалов (сталь, алюминиевые, никелевые, титановые сплавы) в зависимости от условий нагружения. Данный электронный атлас является иллюстративной базой при проведении исследования поверхностей разрушения методами оптической и растровой электронной микроскопии.

Список литературы:

- 1. М.И. Алымов Порошковая металлургия нанокристаллических материалов, Изд-во «Наука» М. 2007, 85с.
- ГОСТ 1778-2022 Межгосударственный стандарт, Металлопродукция из сталей и сплавов Металлографические методы определения неметаллических включений.

- ГОСТ 5639 Межгосударственный стандарт, Стали и сплавы, Методы выявления и определения величины зерна.
- 4. Г.И. Морозова «Феномен γ′ фазы в жаропрочных никелевых сплавах», Доклады Академии наук, т. 325, № 6, 1992 г.
- 5. Брагина Т. К., Ларичева Л. М. Особенности структуры материалов в связи с длительной наработкой дисков турбин ГТД. Проблемы прочности, 1978, № 3. С. 34 43.
- Быков Ю.Г., Мегеррамова Л.А., Кратт Е.П., Бакулин С.С. «Опыт разработки технологии изготовления биметаллического турбинного блиска перспективного газотурбинного двигателя». Наука производству. 2014. №9. Стр. 148-156.

УДК 539.43 ВЫДЕЛЕНИЕ ПЕРВОГО УЧАСТКА КИНЕТИЧЕСКОЙ ДИАГРАММЫ ПО ИСПЫТАНИЯМ НА СКОРОСТЬ РОСТА ТРЕЩИНЫ УСТАЛОСТИ

Крупенин А. М.¹, к.т.н.;

Aleksandr Krupenin¹

zeus-russ@yandex.ru

¹Филиал ПАО «УМПО», Опытно-конструкторское бюро имени А. Люльки

Аннотация: В статье предложен способ выделения первого участка кинетической диаграммы скорости роста трещины усталости. Способ учитывает качественные особенности экспериментальных данных, на основе которых строиться диаграмма.

Ключевые слова:кинетическая диаграмма, скорость роста трещины усталости, уравнение Пэриса, первый участок кинетической диаграммы.

Abstract: In article proposed a method for separation the first section of the fatigue crack growth rate kinetic diagram. The method takes into account the qualitative features of the experimental data on the basis of witch the diagram is constructed.

Keywords: kinetic diagram, fatigue crack growth rate, Paris law, kinetic diagram first part.

Реферат: В данной работе предложен способ выделения первого участка кинетической диаграммы скорости роста трещины усталости, для его дальнейшего исследования и в перспективе применения в расчетной практике.

Способ заключается в приближении исходной зависимости характерного размера трещины от количества циклов нагружения ранее введенным видом функций, которые не только хорошо количественно описывают, но также и учитывают качественные особенности исходных данных.

На примере конкретного испытания компактного образца в соответствии с ГОСТ 25.506-85 продемонстрировано выделение первого участка кинетической диаграммы и показано, что первый участок кинетической диаграммы может занимать существенную часть долговечности детали, и его учет в расчетах наработки может значительно увеличить назначенный ресурс изделий.

Введение

Поскольку усталостное разрушение является одним из наиболее распространенных видов разрушения конструкций, в инженерной практике широко распространены расчеты ресурса изделий методами механики разрушения.

В линейной механике разрушения основным параметром, характеризующим напряженно-деформированное состояние в области вершины трещины, является коэффициент интенсивности напряжений (далее КИН) [1, 2]. Рост усталостной трещины характеризуется так называемой кинетической диаграммой – зависимостью скорости роста трещины усталости (далее СРТУ) за цикл от размаха КИН в цикле в двойных логарифмических координатах (Рисунок 1).



Логарифм размаха КИН, lg(ΔK)

Рисунок 1 – Схематический вид кинетической диаграммы СРТУ

Рост усталостной трещины можно разделить на три участка:

- первый участок – стадия хрупкого разрушения (СХР);

- второй участок – стадия устойчивого роста трещины (СУР);

- третий участок – стадия неустойчивого, ускоренного, роста (СНР) трещины.

Второй участок кинетической диаграммы подробно изучен, с достаточной степенью точности описывается уравнением Пэриса (1) и широко используется в инженерной практике для расчета ресурса изделий [3-6].

$$V = \frac{dl}{dN} = C \cdot \Delta K^m \tag{1}$$

где

V – скорость роста трещины усталости;

l – характерный размер трещины;

N-количество циклов нагружения;

⊿К – размах коэффициента интенсивности напряжений;

С, т – коэффициенты уравнения Пэриса.

Однако сейчас предъявляются все более строгие требования к допустимой наработке изделий и ресурсу ответственных деталей.

В связи с этим необходимо подробнее исследовать и другие стадии роста трещины, чтобы использовать их в расчетной практике.

В данной работе предлагается метод выделения первого участка кинетической диаграммы, для дальнейшего более подробного его исследования.

Результаты испытаний на скорость роста трещины усталости

Кинетическая диаграмма определяется по результатам испытаний образцов на СРТУ.

В результате испытаний получают набор данных в виде зависимости характерного размера трещины от количества циклов нагружения l(N) (Рисунок 2).

Далее по зависимости l(N) необходимо построить кинетическую диаграмму, а также выделить ее первый участок для дальнейшего более подробного исследования.



Рисунок 2 – Результаты эксперимента на СРТУ

Метод выделения первого участка кинетической диаграммы

Зависимость l(N) необходимо преобразовать в виду $V = V(\Delta K)$.

Существуют различные подходы к получению кинетической диаграммы $V = V(\Delta K)$ [6, 9-10].

Для определения размаха КИН используют формулу K = K(l).

ГОСТ 25.506-85 [7] рекомендует проводить испытания на СРТУ на компактных образцах.

Для определения размаха коэффициента интенсивности напряжений для компактного образца используют формулу (2) из справочника под редакцией Ю. Мураками или ГОСТ [7, 8].

$$K(l) = \frac{F}{t\sqrt{W}}YI(\alpha);$$
(2)

$$YI(\alpha); = \frac{(2+\alpha)(0,866+4,64\alpha-13,32\alpha^2+14,72\alpha^3-5,6\alpha^4)}{(1-\alpha)^{\frac{3}{2}}}$$
$$\alpha = \frac{a}{W} = \frac{l_{\text{Hadpes}}+l}{W}$$

где

F – растягивающая сила, приложенная к отверстиям образца;

t – толщина образца;

W – расстояние от центра нагружения до поверхности образца;

а – длина трещины с учетом надреза;

*l*_{надрез} – длина надреза.

Для определения СРТУ часто применяют следующую формулу [3, 6]

$$V_i \approx \frac{\Delta l_i}{\Delta N_i};\tag{3}$$

где

 $\Delta x_i = x_{i+1} - x_i.$

Типичный результат обработки экспериментальных данных с использованием формул (3) представлен на рисунке 3.





Из рисунка 3 видно, что, при использовании формулы (3), кинетическая диаграмма представляет из себя разброс точек, что ухудшает точность определения ее характеристик и делает выделение первого участка невозможным.

В данной работе используется другой подход.

В работе [11] введены и исследованы функции вида

$$l(N) = \sum_{i=0}^{k} \frac{\beta_i}{\sqrt[k]{(N_{\infty} - N)^i}};$$
(4)

где

l – характерный размер трещины;

N-количество циклов нагружения;

 $f_{ik}(x) = \frac{1}{\sqrt[k]{(N_{\infty}-N)^i}}$ – базисные функции функционального

пространства размерности k+1;

 N_{∞} – координата точки неопределенности функции (4), через которую проходит вертикальная асимптота;

 β_i – коэффициенты функции.

Использование, предложенных функций, для аппроксимации экспериментальных данных позволяет учесть качественные особенности исходной приближаемой экспериментальной зависимости *l(N)*: монотонность, выпуклость, гладкость и наличие асимптоты.

Далее СРТУ находим, как производную функции

$$V = \frac{dl(N)}{dN}$$

На рисунках 4-5 представлен вид зависимостей l(N) и $V(\Delta K)$, полученных с помощью предложенных функций (4) на фоне тех же зависимостей, полученных с помощью формулы (3).



Рисунок 4 – Приближение экспериментальных данных с помощью функции (4)



Рисунок 5 – Кинетическая диаграмма, полученная с помощью функции (4)

Для выделения первого участка необходимо определить абсциссу перехода между первым и вторым участком кинетической диаграммы ΔK_{12} .

Для определения ΔK_{12} строится производная функции $V = V(\Delta K)$, то есть изменение СРТУ по размаху КИН – ускорение трещины усталости по размаху КИН

$$w = \frac{dV}{d(\Delta K)};\tag{5}$$

Типичный вид функции (5) представлен на рисунке 6.

Сравнивая рисунки 5 и 6 видим, что на первом участке ускорение трещины усталости снижается, а при переходе на второй участок начинает возрастать, чему соответствует первый минимум слева функции (5).

Абсцисса этого минимума и соответствует значению ΔK_{12} .



Рисунок 6 – Первая производная кинетической диаграммы по размаху КИН

Причина подобного изменения СРТУ до конца не ясна.

Предположительно, с ростом размаха КИН деформируемая область перед вершиной трещины упрочняется, что затрудняет дальнейший рост скорости трещины.

При переходе ко второму участку кинетической диаграммы, который близок к прямой в двойных логарифмических координатах, логарифмическое ускорение трещины (6) должно быть близко к константе (Рисунок 7).

$$Lw = \frac{d(\lg(V))}{d(\lg(\Delta K))};$$
(6)
Получается, что ускорение трещины уменьшается, достигает некоторого минимума, при котором происходит переход ко второму участку устойчивого роста трещины, смена механизма разрушения, а также рельефа излома с квазифасеточного на бороздчатый.

Переход между первым и вторым участком следует искать по функции (5), так как на функции (6) переход между участками не всегда сопровождается явным минимумом.



Рисунок 7 – Логарифмическое ускорение от размаха КИН

Результаты исследования

На рисунке 8 представлена кинетическая диаграмма с выделенной границей первого участка.

На рисунке также показана точка перехода между вторым и третьим участком ΔK_{23} . Получение абсциссы точки перехода между вторым и третьим участком ΔK_{23} обсуждается в работе [11].

На рисунке 9 приведены исходные экспериментальные данные с наложенными на них зависимостями для первого и второго участка.

Видно, что первый участок в количестве циклов нагружения занимает существенную часть долговечности.

Для данного образца отношение долговечности первого участка к общей долговечности составляет 62 %.

Таким образом, учет первого участка в расчетах наработки может существенно увеличить назначенный ресурс изделий.

Способ математического описания первого участка обсуждается в работе [11].

Физико-механические испытания, прочность и надежность современных конструкционных и функциональных материалов



Рисунок 8 – Кинетическая диаграмма с выделенными точками перехода между первым, вторым и третьим участками

Физико-механические испытания, прочность и надежность современных конструкционных и функциональных материалов



•• Экспериментальные данные соответствующие первому участку

Рисунок 9 – Экспериментальные данные с выделенными первым и вторым участками

Выводы

Представлен способ выделения первого участка кинетической диаграммы скорости роста трещины усталости в зависимости от размаха коэффициента интенсивности напряжений.

Способ основан на применении, предложенных в работе [11], функций, приближающих исходные данные зависимости характерного размера трещины от количества циклов нагружения так, что учитываются

не только количественные, но и качественные характеристики исходной зависимости.

Показано, что первый участок кинетической диаграммы может занимать существенную часть долговечности, и его учет в расчетах наработки может значительно увеличить назначенный ресурс изделий.

Литература

1. Пестриков В. М., Морозов Е. М. Механика разрушения твердых тел: курс лекций. — СПб.: Профессия, 2002. – 320 с.

2. Черепанов Г. П. Механика хрупкого разрушения. — М.: Наука, 1974. – 640 с.

3. Paris P. C., Gomez M. P., Anderson W. E., A Rational Analytic Theory of Fatigue. The Trend in Engineering, 13, 9-14, 1961.

4. Туманов Н. Г., Лаврентьева М. А., Черкасова С. А., Воробьева Н. А., Волков М. Е., Митина Ю. Л., Калашникова А. И. Измерение и расчет устойчивого роста усталостных трещин // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2024. Т. 90. № 12. С. 45-64.

5. Туманов Н. В. Кинетическое уравнение устойчивого роста трещины малоцикловой усталости // Вестник СГАУ. 2014. № 5. С. 18-26.

6. Голубовский Е. Р., Волков М. Е., Эммауский Н. М. Метод определения границ стадии устойчивого роста трещины усталости и параметров уравнения Пэриса // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2019. Т. 85. № 9. С. 66-74. DOI: 10.26896/1028-6861-2019-85-9-66-74

7. ГОСТ 25.506-85 Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при статическом нагружении. Справочник по коэффициентам интенсивности напряжений: в 2-х томах. Т. 1: Пер. с англ./Под ред. Ю. Мураками. — М.: Мир, 1990. – 448 с.

9. Потапов С. Д., Перепелица Д. Д. Способ обработки результатов испытаний образцов на скорость роста трещины при постоянной амплитуде нагружения // Вестник МАИ. 2012. Т. 19. № 2. С. 94-100.

10. Монин С. А., Горбовец М. А., Ходинев И. А. О применении методов численного дифференцирования для определения скорости роста трещины усталости // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2024. Т. 90. № 2. С. 53-61. DOI: https://doi.org/10.26896/1028-6861-2024-90-2-53-61

11. Крупенин А. М. Новый метод построения кинетической диаграммы по испытаниям на скорость роста трещины усталости // Труды МАИ. 2024. № 136. URL: https://trudymai.ru/published.php?ID=180668

УДК 620.178.6

МЕТОДЫ ФОРМИРОВАНИЯ МОДЕЛЬНЫХ ОБРАЗЦОВ С

ЗАДАННЫМ РАСПРЕДЕЛЕНИЕМ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ

Монахов Антон Дмитриевич¹, Яковлев Николай Олегович¹, к.т.н.

METHODS FOR FORMING MODEL SAMPLES WITH A GIVEN RESIDUAL STRESS DISTRIBUTION

Monakhov Anton Dmitrievich¹, Yakovlev Nikolai Olegovich¹, Ph.D.

admin@viam.ru

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

¹Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute» (NRC «Kurchatov institute» - VIAM)

Аннотация

работе представлены способы В формирования модельных образцов заданными распределениями остаточных/монтажных с напряжений для отработки режимов исследования и методов расчета, а ошибок определения измерений остаточных напряжений также механическими и физическими методами.

Реферат

Рассмотрены три вида распределений остаточных/монтажных напряжений в материале образцов: образец с равномерным распределением напряжений, образец с неравномерным по толщине распределением напряжений, образец с неравномерным распределением напряжений по поверхности контроля.

Равномерное распределение монтажных напряжений сформировано в результате заневоливания втулки из алюминиевого сплава между двух законтренных гаек. Такое нагружение привело к образованию равномерного осесимметричного напряженного состояния. Величину монтажных напряжений контролировали с помощью заранее установленной на внешнюю поверхность втулки тензометрической розетки.

Способ формирования образца с неравномерным по глубине остаточных напряжений основан на пластическом деформировании алюминиевой балки прямоугольного сечения по схеме чистого изгиба. Теоретическое распределение остаточных напряжений, получено по результатам численного расчета конечно элементной модели с учетом результатов о физико-механических характеристиках и упругопластическом упрочнении материала образца.

Образец с неравномерным распределением по поверхности контроля монтажных представляет собой соединение с диаметральным натягом. Для втулки составного образца характерно неравномерное распределение напряжений вдоль радиальной координаты. Модельное распределение монтажных напряжений получено с помощью аналитической зависимости Гадолина.

Для каждой рассмотренной схемы формирования напряженного состояния в материале модельного образца методом зондирующего отверстия определены фактические распределения остаточных/ монтажных напряжений. Рассчитаны ошибки измерения остаточных напряжений относительно их модельного распределения.

Ключевые слова: остаточные напряжения, монтажные напряжения, стандартный образец, метод сверления отверстий, пластическая деформация, метод конечных элементов.

Annotation

The paper presents methods for forming model samples with specified distributions of residual (assembly) stresses for testing research modes and calculation methods, as well as determining residual stress measurement errors using mechanical and physical methods.

Keywords: residual stresses, assembly stresses, standard sample, hole drilling method, plastic deformation, finite element method.

Введение

В результате большинства технологических операций, связанных с пластической деформацией, неравномерным нагревом (охлаждением), фазовыми или структурными превращениями, в изделиях происходит образование остаточных напряжений, наличие которых может оказывать существенное влияние на эксплуатационные свойства материала [1-3]. Таким образом, ответственные детали и конструкции подвергают контролю остаточных напряжений на разных этапах технологического цикла.

исследования остаточных напряжений Методы разделяют на разрушающие [4] и неразрушающие [5]. Разрушающие методы основаны измерении высвободившихся перемещений деформаций, на ИЛИ вызванных локальным удалением напряженного материала и пересчете полученных деформаций в напряжения. Как правило, напряжения, определенные с помощью разрушающих способов уравновешены в объеме Неразрушающие (напряжения I рода). исследуемого тела методы позволяют определять напряжения, уравновешенные в объеме кристаллита (напряжения II рода) или ячейки кристаллической решетки (напряжения III рода).

Среди разрушающих методов, наиболее универсальным является метод сверления отверстий, поскольку он позволяет получить полное распределение остаточных напряжений по глубине, при этом

характеризуется высокой точностью и относительно низкой трудоемкостью. Контроль деформированного отклика в результате формирования отверстия проводят с помощью тензометрических датчиков [4], систем корреляции цифровых изображений [6] или оптической спекл-интерферометрии [7].

В настоящее время существует перечень моделей пересчета, зарегистрированного в процессе сверления отверстия, деформационного отклика в остаточные напряжения, среди которых можно выделить интегральный и дифференциальный методы расчета.

Интегральный метод [8-9], предложенный Шайером в 1988 году, учитывает вклад изменения деформаций на всех измеренных глубинах одновременно, т.е. измеренный в результате сверления на единицу глубины, деформационный отклик, является суммой бесконечно малых приращений деформаций в результате локальной разгрузки на всех глубинах. В свою очередь, дифференциальный метод [10], предложенный Кокельманном 1991 Шварцем И в году, предполагает, что деформационный напряжениями, отклик связан только С перераспределившимися в результате последнего приращения глубины сверления.

Несмотря на все свои преимущества, результаты определения остаточных напряжений методом сверления отверстий чувствительны к ряду факторов, среди которых, способ формирования отверстия, состояние режущего инструмента, метод регистрации деформационного отклика, вид напряженного состояния материала, модель пересчета зафиксированных деформаций (перемещений) в остаточные напряжений и квалификация испытателя. Учитывая вышесказанное, отработки для методик остаточных напряжений и оценки погрешности их исследования измерений требуется создание модельных образцов с различными распределениями напряжений в объёме материала [11].

В данной работе рассмотрены схемы формирования модельных образцов с равномерным, неравномерным по толщине, неравномерным по поверхности контроля распределениями остаточных и монтажных напряжений.

Равномерное распределение остаточных/монтажных напряжений

Один из самых простых и широко распространённых случаев распределения остаточных напряжений — это равномерное распределение. Методика расчёта в этом случае стандартизирована ASTM E837 и основана на допущении, что напряжения остаются постоянными по глубине образца. Однако при таком распределении также допускается применение моделей неравномерного распределения, регламентированных ГОСТ Р 71316 и ASTM E837.

Для отработки режимов исследований равномерных остаточных напряжений разработана конфигурация образца в виде втулки, заневоленной с помощью затянутых на встречу контргаек. Втулка изготовлена из алюминиевого сплава марки В95. Стальные шестигранные гайки М24, изготовленные по DIN 934, затянуты на стальной шпильке М24. Габаритные размеры и фотография образца представлены на рисунке 1.



Рисунок 1 – Эскиз (а) и фотография (б) исследуемого образца

Чтобы избежать пластического деформирования контактных поверхностей втулки при затяжке гаек, процесс затяжки осуществлялся после растяжения шпильки на испытательной машине до достижения растягивающей нагрузки P = 145 кН. При последующей разгрузке шпильки во втулке сформировалось осесимметричное напряжённое состояние, величину которого контролировали С помощью, предварительно установленной на втулку тензометрической розетки.

Определение главных компонент модельных напряжений проводили по следующем соотношениям:

$$\sigma_{max} = \frac{E}{(1 - \nu^2)} (\varepsilon_{max} + \nu \cdot \varepsilon_{min})$$
(1)
$$\sigma_{min} = \frac{E}{(1 - \nu^2)} (\varepsilon_{min} + \nu \cdot \varepsilon_{max})$$

где, $E - \text{модуль упругости;}$

 $\nu -$ коэффициент Пуассона; $\varepsilon_{max}, \ \varepsilon_{min} = \frac{1}{2} (\varepsilon_1 + \varepsilon_3 \pm \sqrt{2((\varepsilon_1 - \varepsilon_2)^2 + (\varepsilon_3 - \varepsilon_2)^2)});$ $\varepsilon_1, \varepsilon_2, \varepsilon_3 -$ деформации, зарегистрированные на каждом элементе тензометрической розетки. Результаты определения напряженно-деформированного состояния (НДС) втулки представлены в таблице 1 при E = 71 ГПа, $\nu = 0,28$.

Таблица 1 – Результаты расчета НДС втулки составного образца

Р, кН	ε ₁ , мкм/м	€2, МКМ/М	€3, МКМ/М	σ _{max} , MΠa	σ _{min} , MΠa
145	-1340	443	-96	9	-96

Контроль остаточных/монтажных напряжений проводили методом сверления отверстий в соответствии с ГОСТ Р 71316. Формирование отверстия проводили концевой фрезой с номинальным диаметром 1,6 мм, с помощью воздушной турбины, обеспечивающей скорость вращения режущего инструмента до 400 000 об/мин, скорость подачи фрезы была принята равной 0,05 мм/мин. Сверление осуществлялось в 20 шагов с глубиной шага 0,05 мм, конечная глубина отверстия составила 1 мм. На каждом шаге приращения глубины, с помощью ранее установленной тензометрической розетки, фиксировали высвободившиеся в результате сверления деформации. Полученный деформационный отклик был пересчитан в распределение напряжений и сопоставлен с модельным значением (Рисунок 2).



Рисунок 2 – Распределение напряжений от глубины сверления (сплошная линия) и модельное значение (пунктирная линия)

По результатам расчета фактического распределения монтажных напряжений методом сверления отверстия во втулке составного образца были определены ошибки измерения относительно модельных значений. Максимальное отклонение от теоретического значения составляет 55,5 МПа и наблюдается в приповерхностных слоях контроля, что, вероятно, обусловлено остаточными напряжениями, возникшими в этих областях после механической обработки втулки. В то же время наибольшая ошибка измерения напряжений осреднённых по глубине значений составляет 4,7 МПа, что составляет 4,9 %. Результаты сравнения представлены в таблице 2.

Таблица 2 – Результаты сравнения модельных и фактических напряжений образца с равномерным распределением напряжений

Компонента напряжений	Модельное значение, МПа	Среднеарифметическое значение напряжений, МПа	Относительная ошибка, %	Максимальная абсолютная ошибка, МПа
σ_{max}	9	11,0	22,2	39,7
σ_{\min}	-96	-91,3	4,9	55,5

Неравномерное по глубине распределение остаточных напряжений

Ключевым преимуществом метода сверления отверстий по сравнению с методом рентгеновской дифракции является возможность исследовать распределение остаточных напряжений по глубине.

Одним из наиболее простых способов формирования неоднородного по толщине напряженного состояния является пластическое деформирование балки по схеме чистого изгиба [12]. В результате неравномерного пластического деформирования материала после снятия внешних нагрузок возникают остаточные напряжения. Согласно теореме об упругой разгрузке, они определяются как разница между фактическими напряжениями в материале и напряжениями, рассчитанными по упругой модели [2].

В работе данной напряженное состояние пластически определяли путем численного деформированного образца решения нелинейной задачи методом конечных элементов, учитывая данные о изотропном деформационном нелинейном упрочнении, полученные согласно методике [13].

Модель состоит из 18700 гексаэдральных конечных элементов, линейный размер которых по толщине балки составляет 0,05 мм. После разгрузки балки, были сформированы остаточные напряжения, распределение продольной компоненты которых по толщине образца, а также граничные условия модели приведены на рисунке 3.



Рисунок 3 – Схема упруго-пластического деформирования образца (а) и распределение остаточных напряжений после его разгрузки (б)

Формирование остаточных напряжений проводили на образце в виде четырехугольной призмы из алюминиевого сплава марки B95T2. Толщина и ширина образца составляли 5 и 15 мм соответственно. Нагружение образца проводили по схеме на четырёхточечный изгиб. Расстояние между нижними и верхними опорами составляло 90 и 60 мм. Нагружение проводили до достижения нагрузки в 4133 Н, что соответствует 31 Н·м, и последующей разгрузкой.

B нагружения образца фиксировали процессе распределение продольной компоненты тензора деформаций с помощью системы КЦИ. Полученное распределение деформаций было сопоставлено с модельным [14]: коэффициент корреляции Пирсона между модельными И эмпирическими данными составляет 0,996, максимальное абсолютное отклонение измеренных деформаций от модельных составляет 1422 мкм/м, что соответствует 23 % от измеряемой величины, а среднее относительное отклонение не превышает 16 %. По рассчитанным статистическим параметрам можно сделать вывод о удовлетворительной качественной согласованности результатов конечно-элементного анализа И эмпирических данных.

Исследование напряженного состояния модельного образца с заданным распределением остаточных напряжений проводили методом сверления зондирующего отверстия на верхней и нижней поверхностях контроля. Режим сверления и тип тензометрической розетки аналогичные образцу с однородным напряженным состоянием. Сверление проводили последовательно в 50 шагов, с постоянной глубиной шага, которая составляет 0,02 мм. Пересчет деформационного отклика в остаточные напряжения проводили также для 50 глубин исследования интегральным методом для неравномерного распределения остаточных напряжений по глубине.

Распределение нормальных напряжений по высоте сечения образца, а также сопоставления их с модельным распределением представлено на рисунке 4.

Физико-механические испытания, прочность и надежность современных конструкционных и функциональных материалов



Рисунок 4 – Распределения продольной компоненты остаточных напряжений по высоте сечения модельного образца

По результатам сравнения модельного распределения напряженного состояния образца с экспериментальными результатами определения остаточных напряжений на двух его противоположных сторонах были получены максимальные, среднеарифметические и среднеквадратичные отклонения как для каждого из измерений в отдельности, так и для объединенной серии, которые представлены в таблице 3.

Таблица 3 – Результаты сравнения модельных и экспериментальных данных образца с неравномерным по толщине распределением напряжений

	Максимальная абсолютная ошибка, МПа	Среднеквадратичная ошибка, МПа	Среднеарифметическая абсолютная ошибка, МПа
Область растяжения	25,3	17,6	16,5
Область сжатия	32,0	12,7	10,0

Наибольшая абсолютная ошибка измерения остаточных напряжений наблюдается В приповерхностных слоях образца, что, вероятно, обусловлено наличием В них остаточных напряжений еще ДО деформирования, которые не были учтены при расчете модельного распределения.

Образец с неравномерным по поверхности контроля распределением монтажных напряжений

Посадки с натягом характеризуются неравномерным распределением напряжений вдоль радиальной оси втулки. В работе [15] рассмотрен образец с диаметральным натягом, а также особенности исследования его напряженного состояния методом сверления отверстий в условия наличия существенного градиента напряжений. Сборка образца осуществлялась температурной посадкой. После охлаждения собранного образца распределение радиального и окружного напряжений в нём по условиям упругого расчёта определялось с помощью аналитической зависимости Гадолина [16] и для представленного образца приведено на рисунке 5.





Исследование напряженного состояния втулки составного образца проводилось с использованием тензометрических розеток в точке, расположенной на 7 мм от границы контакта. Система координат была ориентирована под углом 45° к диаметру образца, проходящему через точку измерения. Режим сверления и тип тензометрической розетки

аналогичные образцу с однородным напряженным состоянием. Глубина отверстия составляла 0,5 мм, а приращении глубины сверления - 0,05 мм за шаг.

Следует отметить, что напряженное состояние втулки является неоднородным и изменяется вдоль радиальной координаты. В то же время предусматривают калибровочные константы стандарты только ЛЛЯ плоских поверхностей без градиента напряжений. Таким образом. учитывая высокий градиент напряжений в исследуемой области, методом конечных элементов для описанной выше ориентации тензометрической розетки на втулке составного образца был выполнен пересчет поправочных коэффициентов с учетом градиента напряжений. Результаты расчета напряжений по стандартизированным и скорректированным калибровочным коэффициентам приведены на рисунке 6.





Расчет использованием скорректированных калибровочных С коэффициентов демонстрирует более равномерное распределение напряжений ПО толщине исследуемой области по сравнению co стандартизированной моделью. Полученные распределения были

осреднены по глубине и сопоставлены с модельным значением для точки, удаленной на 7 мм от границы контакта (r = 39,5 мм). Так фактическое значение радиальной и тангенциальной компоненты составляют -130 МПа и 297 МПа соответственно, при этом модельные значения соответствуют - 142 МПа и 308 МПа, что соответствует абсолютным ошибкам измерения 12 МПа и 11 МПа соответственно.

Заключение

Рассмотрены методы формирования модельных образцов с заданным распределением остаточных/монтажных напряжений, которые могут быть использованы отработки методик исследования ДЛЯ И оценки погрешностей измерений остаточных напряжений. Были предложены три образцов: с равномерным распределением напряжений, типа С неравномерным распределением ПО толщине И С неравномерным распределением по поверхности контроля.

Проведено определение ошибки измерения остаточных напряжений методом сверления зондирующего отверстия. Наибольшие отклонения наблюдались в приповерхностных слоях, что может быть связано с наличием остаточных напряжений до деформирования. Так наибольшая средняя абсолютная ошибка измерения остаточных напряжений относительно модельного распределения для образца с равномерными напряжениями составляет 12,2 МПа, для пластически-деформированного образца – 16,5 МПа, а для образца с диаметральным натягом – 12 МПа.

Результаты работы демонстрируют, что предложенные методы формирования модельных образцов с заданным распределением напряжений позволяют эффективно отрабатывать методики измерения остаточных напряжений и оценивать погрешности измерений. Полученные данные могут быть использованы для дальнейшего совершенствования методов контроля остаточных напряжений в материалах и конструкциях.

Список использованных источников

1. Буркин С.П., Шимов Г.В. Остаточные напряжения в металлопродукции. Екатеринбург. Уральский федеральный университет, 2015. 247 с.

2. Биргер И.А. Остаточные напряжения. М.: Машгиз, 1963. 233 с.

3. Лавров А. В., Яковлев Н. О., Григорьев М. В. Исследование возможности применения усталостного наклепа для повышения циклической долговечности металлических деталей // Все материалы. Энциклопедический справочник. 2025. № 1. С. 40-47. DOI 10.31044/1994-6260-2025-0-1-40-47.

4. Монахов А.Д., Яковлев Н.О., Автаев В.В., Котова Е.А. Разрушающие методы определения остаточных напряжений (обзор) // Труды ВИАМ. 2021. № 9. Ст. 10. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения 11.02.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-9-95-104

5. Пичугин С. С., Шитиков В. С., Головков А. Н. Неразрушающие методы оценки остаточных напряжений // Труды ВИАМ. 2024. № 1. Ст. 10. (дата обращения 11.02.2025). DOI 10.18577/2307-6046-2024-0-1-101-112

6. Автаев В. В., Автаева Я. В. К оценке методом корреляции цифровых изображений неоднородных по глубине остаточных напряжений в изотропном материале // Деформация и разрушение материалов. – 2023. – № 12. – С. 30-39. – DOI 10.31044/1814-4632-2023-12-30-39.

7. Плотников А. С., Завойчинская Э. Б. Об особенностях идентификации неоднородного поля остаточных напряжений на основе метода сверления отверстий и обработки данных цифровой спеклинтерферометрии // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2023. – Т. 89, № 12. – С. 60-73. – DOI 10.26896/1028-6861-2023-89-12-60-73.

8. Schajer G. S. Measurement of Non-Uniform Residual Stresses Using the Hole-Drilling Method. Part I—Stress Calculation Procedures // Journal of Engineering Materials and Technology. 1988. Vol. 7 110(4). P. 338-343 9. Schajer G. S. Measurement of Non-Uniform Residual Stresses Using the Hole-Drilling Method. Part II—Practical Application of the Integral Method // Journal of Engineering Materials and Technology. 1988. Vol. 110(4). P. 344-349

10. Schwarz T., Kockelmann H. The hole-drilling method - the best technique for the experimental determination of residual stresses in many fields of application // MTB 29. 1993. Vol. 2. P. 33-38

11. Монахов А.Д., Яковлев Н.О., Шершак П.В. Методы формирования образцов с искусственно созданным распределением остаточных напряжений // Авиационные материалы и технологии. 2023. № 4 (73). С. 122-132.

12. Монахов А.Д., Гриневич Д.В., Яковлев Н.О. Оценка ошибки измерения остаточных напряжений методом сверлений отверстий // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2024. Т. 90. № 7. С. 76-83.

13. Монахов А.Д., Гуляев М.М., Гладышева Н.Е., Коптельцева О.Ю., Автаев В.В., Яковлев Н.О., Гулина И.В. Применение метода корреляции цифровых изображений для построения диаграмм деформирования в истинных координатах // Известия высших учебных заведений. Цветная металлургия. 2023. Т. 29. № 3. С. 79–88. DOI 10.17073/0021-3438-2023-3-79-88.

14. Гриневич Д. В., Яковлев Н. О., Славин А. В., Власов И. И. Метод сравнительного анализа 2D-полей, полученных численным моделированием и методом корреляции цифровых изображений // Вестник машиностроения. 2022. № 11. С. 19-25. DOI 10.36652/0042-4633-2022-11-19-25.

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

в соединении с максимальным натягом // Деформация и разрушение материалов. 2024. № 1. С. 32-40.

16. Гадолин А. В. Теория орудий, скреплённых обручами // Артилл. ж.
1861. №12. С. 1033 – 1071.

УДК 621.787.6:539.219.2

РАСПРЕДЕЛЕНИЕ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ ВБЛИЗИ ГРАНИЦЫ ОБЛАСТИ ЛАЗЕРНОГО УПРОЧНЕНИЯ ЛОПАТКИ ГТД, ПОЛУЧЕННОЕ МЕТОДОМ РЕНТГЕНОВСКОЙ ДИФРАКТОМЕТРИИ

Дубравина Анна Алескандровна1; Газизов Булат Рамилевич1,2 Dubravina Anna1, Gazizov Bulat1,2 anna.dubravina@gmail.com, gazizovbulat.g@gmail.com

1Филиал ПАО «УМПО», Опытно-конструкторское бюро имени А. Люльки 2 Университет науки и технологий МИСИС

Аннотация: Проведены экспериментальные измерения остаточных напряжений на поверхности рабочей лопатки I ступени компрессора низкого давления газотурбинного двигателя, подвергнутой лазерному упрочнению. С использованием метода рентгеновской дифрактометрии исследована картина распределения остаточных напряжений вблизи границы области лазерного упрочнения. Показано, что в приграничной зоне наблюдается монотонное изменение величин сжимающих остаточных напряжений от уровня, характерного для упрочненной поверхности рабочей лопатки до уровня напряжений, созданных под воздействием лазерной обработки.

Ключевые слова: Лазерное упрочнение, остаточные напряжения, рентгеновская дифрактометрия

Keywords: Laser shock peening, residual stresses, X-Ray diffraction

Введение

Для деталей авиационных двигателей крайне важными являются их прочностные характеристики, от которых зависит срок службы И надёжность всего изделия. Одним из перспективных методов повышения прочностных свойств деталей усталостных И является лазерное упрочнение [1]. При лазерной ударной обработке попадание луча на поглощающий слой поверхности изделия способствует образованию плазмы, при расширении которой формируется упругопластическая волна высокого давления. Волна распространяется в материале и вызывает пластические деформации, вследствие которых возникают остаточные напряжения сжатия, способствующие упрочнению поверхности детали. Изучению характера распределения возникающих в титановых сплавах воздействием лазерного упрочнения остаточных под напряжений посвящено много работ [2-6]. В подавляющем большинстве из них оценка остаточных напряжений производится методами компьютерного [2-6]. При моделирования ЭТОМ внимание исследователей сконцентрировано в первую очередь на расчете остаточных напряжений в сечениях, ортогональных упрочняемой поверхности [2-5]. Зачастую в слоем значительных областях, располагающихся под сжимающих напряжений, возникают компенсирующие их растягивающие остаточные напряжения, что может способствовать зарождению в этих местах усталостных трещин. Логично предположить, что подобный эффект может возникать и вблизи границ области лазерного упрочнения на поверхности упрочняемых деталей. В работе [6] методом компьютерного моделирования было показано, что за пределами упрочненной области на поверхности тонкой пластины из сплава ВТ6 возникают растягивающие остаточные напряжения.

Целью настоящей работы являлось экспериментальное изучение картины распределения остаточных напряжений вблизи границы области лазерного упрочнения на поверхности титановой лопатки газотурбинного двигателя.

Материал и методики исследования

Объектом исследования являлась рабочая лопатка I ступени компрессора низкого давления газотурбинного двигателя, изготовленная из титанового сплава ВТ6. Рабочая лопатка была изготовлена по принятой на предприятии технологии.

Лазерное упрочнение кромки пера лопатки (рисунок 1a) было выполнено в Московском авиационном институте (национальный исследовательский университет) [5]. Ширина упрочненной полосы составляла 4 мм. Измерение остаточных напряжений проводилось вблизи границы области лазерного упрочнения на участке, показанном на рисунке 1.

В ходе эксперимента определялись поверхностные остаточные напряжения, действующие вдоль направления I, параллельного границе области лазерного упрочнения и соответственно кромке пера рабочей лопатки – σ_I (рисунок 16), а также остаточные напряжения, действующие вдоль направления II, перпендикулярного данной границе – σ_{II} (рисунок 16).

Величины остаточных напряжений рассчитывались на основании анализа дифракционных картин, полученных от участков поверхности, размеры и форма которых показаны на рисунке 16. При оценке величины σ_I дифракция рентгеновских лучей регистрировалась от прямоугольных площадок с размерами 1,5 мм \times 2 мм, а при измерении σ_{II} – 5 мм \times 1,5 мм (рисунок 1б).

Определение остаточных напряжений проводили для участков, центр которых располагался на расстоянии R от видимой границы области лазерного упрочнения: R = -2 мм, -1 мм, 0 мм, 1 мм, 2 мм и 3 мм (рисунок 1б). Отрицательные значения R принадлежат упрочненной лазером области лопатки (рисунок 1б). При изучении участков с близкими значениями R площадки, с которых происходил сбор экспериментальных данных, частично перекрывались. Для сравнения с уровнем остаточных напряжений на поверхности лопатки без лазерной обработки, были проведены измерения на участке, удаленном от границы на R = 15 мм.

Измерения осуществляли с помощью рентгеновского дифрактометра Rigaku Ultima IV, оснащенного рентгеновской трубкой с медным анодом ($\lambda_{K\alpha}$ = 1,5418 анг). Для монохроматизации излучения и создания параллельного пучка рентгеновских лучей использовалось многослойное параболическое зеркало. Использование зеркала позволило уменьшить размеры сечения рентгеновского пучка вблизи поверхности образца до 1 мм × 2 (5) мм. А также исключить экспериментальные ошибки, связанные с кривизной и шероховатостью поверхности образцов, а также смещением образцов относительно центра гониометра. Измерения проводились с использованием метода $sin \Psi^2$ в геометрии изонаклона [7]. Величины остаточных напряжений дифракционного рассчитывались по смещению максимума OT кристаллографических плоскостей (213) при изменении угла Ψ в пределах от 0° до 40° для 5 значений Ч. Сканирование дифрактограмм проводили с шагом $\Delta 2\theta = 0.03^{\circ}$ и временем экспозиции 20 с. Положение дифракционных максимумов 20(213) рассчитывалось по положению центра тяжести профиля.

Физико-механические испытания, прочность и надежность современных конструкционных и функциональных материалов



Рисунок 1. Общий вид зоны лазерного упрочения лопатки
 с указанием области исследования (а); расположение
 центральных точек участков измерения напряжений с указанием
 расстояния до видимой границы лазерного упрочения R [мм] (б).
 Формы и размеры площадок измерения σ₁ и σ₁₁ показаны в виде прямоугольников.

Результаты исследований

Полученные в ходе эксперимента величины поверхностных остаточных напряжений представлены в таблице 1. Изменение уровня напряжений по мере удаления от границы области лазерного упрочения проиллюстрировано на рисунках 2 и 3.

Таблица 1. Уровень остаточных напряжений в зависимости от расстояния R до границы области лазерного упрочнения

Расстояние до	Остаточные напряжения [МПа],		
границы R [мм]	измеренные вдоль направления		
	Ι	II	
- 2	$-(470 \pm 40)$	$-(400 \pm 40)$	
- 1	$-(445 \pm 70)$	$-(490 \pm 30)$	
0	$-(360 \pm 30)$	$-(270\pm 30)$	
1	$-(250 \pm 30)$	$-(235 \pm 50)$	
2	$-(280 \pm 40)$	$-(270\pm 50)$	
3	$-(300\pm 50)$	$-(280 \pm 40)$	
15	$-(270 \pm 30)$	$-(240\pm 30)$	



(б)



от расстояния до границы области лазерного упрочения (ЛУ)

В области лазерного упрочнения действуют сжимающие остаточные напряжения, достигающие значений $\sigma_I = -(470 \pm 30)$ МПа вдоль направления I и $\sigma_{II} = -(490 \pm 20)$ МПа вдоль направления II (таблица 1). При этом уровень напряжений в пределах зоны лазерного

упрочения не постоянен и, вероятно, связан с локальным характером воздействия лазерного пучка на поверхность лопатки (рисунок 1).

Использование технологии лазерного упрочнения привело к повышению уровня остаточных напряжений рабочей лопатки I ступени компрессора низкого давления на 75 % вдоль направления I (вдоль кромки РЛ) и на 105 % вдоль направления II (вдоль хорды РЛ). Для сравнения были взяты значения напряжений, полученные при R = 15 мм и R = – 1 мм (таблица 1).

При этом упрочненная лазером область не создает значительных дальнодействующих полей упругих напряжений за своими пределами. Уже на границе уровень сжимающих напряжений значительно меньше наблюдаемого в области лазерного упрочнения (рисунок 2). Величина остаточных напряжений, действующих вдоль направления II, практически достигает уровня напряжений в лопатке до лазерного упрочнения (рисунок 2б).

Разница в величинах напряжений, измеренных на границе вдоль направления I и II составляет 90 МПа (таблица 1, рисунок 3). На расстоянии 1мм от границы значения σ_I и σ_{II} равны друг другу в пределах погрешности. Таким образом, ширина приграничной полосы, в пределах которой может существовать анизотропия напряжений, не превышает 1 мм (рис. 3).

Все экспериментально измеренные значения остаточных напряжений вблизи границы области лазерного упрочения являются отрицательными, то есть указывают на действие сжимающих напряжений. На границе наблюдается монотонное изменение величин остаточных напряжений от уровня, характерного для исходного состояния лопатки до уровня лазерной обработки (рисунок 2). Присутствие растягивающих напряжений вблизи границы области лазерного упрочнения можно допустить при условии их действия в очень локальных приграничных областях с размерами меньше ширины рентгеновского пучка.



Расстояние от границы области ЛУ R [мм]

Рисунок 3. Сравнительный график зависимости уровня остаточных напряжений, действующих вдоль направлений I (а) и II (б)

Анализ формы полученных в ходе исследований рентгеновских профилей показал, что толщина упрочненного поверхностного слоя, формируемого с помощью лазерной технологии, превышает соответствующую величину в исходной лопатке, а также глубину проникновения рентгеновских лучей в материал.

Выводы

В ходе экспериментального измерения остаточных напряжений на поверхности рабочей лопатки I ступени компрессора низкого давления, установлено, что лазерное упрочнение способствует значительному повышению уровня сжимающих напряжений при увеличении толщины упрочняющего слоя. В приграничной зоне области лазерного упрочнения наблюдается плавное изменение величин остаточных напряжений от уровня, характерного для исходной поверхности рабочей лопатки до уровня напряжений, созданных под воздействием лазерной обработки. Методом рентгеновской дифракции не было обнаружено присутствия растягивающих напряжений вблизи границы области лазерного упрочнения.

Литература

1. Peyre P. Fabbaro R. Laser shock processing: A review of the physics and applications // Opt. Quant. Electron. 1995 Vol. 27, P. 1213-1229.

2. Kostina, A. et al. Finite-element simulation of residual stresses induced by laser shock peening in TC4 samples structurally similar to a turbine blade //Fracture and Structural Integrity. -2024. -T. 18. $-N_{2}.67$. -C. 1-11.

3. Wang C. et al. Numerical study on laser shock peening of TC4 titanium alloy based on the plate and blade model //Optics & Laser Technology. – 2021.
- T. 142. - C. 107163.

4. Sun R. et al. Fatigue behavior of Ti-17 titanium alloy subjected to different laser shock peened regions and its microstructural response //Surface and Coatings Technology. -2020. - T. 383. - C. 125.

5. Кожевников Г.Д., Королев Д.Д., Ляховецкий М.А., Токачев Д.А., Трегулов Д.Ф. Конечно-элементное моделирование деформаций поверхности лопаток компрессора ГТД из титанового сплава ВТ6, образующихся при лазерной ударной обработке с расширением низкотемпературной плазмы в ограниченном канале Тепловые процессы в технике. – 2024. – Т. 16. – № 7. – С. 295–302.

6. Бартоломей М.Л. И др. Численный анализ остаточных напряжений при двухстороннем симметричном лазерном ударном упрочнении тонких пластин из титанового сплава ВТ6 //Вычислительная механика сплошных сред. – 2024. – Т.17. – №. 4. – С. 411-421.

7. Noyan I. C., Cohen J. B. Residual stress: measurement by diffraction and interpretation. – Springer, 2013.

УДК 666.762.852 СРАВНЕНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КАРБИДОКРЕМНИЕВЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ С ГЕТЕРОМОДУЛЬНОЙ МИКРОСТРУКТУРОЙ С РАЗЛИЧНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ ГРАФИТА

К.Д. Ерин¹, О.Ю. Сорокин¹, А.И. Гуляев¹.

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Москва, Россия; admin@viam.ru

Информация об авторах

Ерин Кирилл Дмитриевич, инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru Сорокин Олег Юрьевич, к.т.н., начальник сектора, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru Гуляев Артем Игоревич, к.т.н., ведущий научный сотрудник, НИЦ «Курчатовский

институт» - ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Kirill D. Erin, Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Oleg Yu. Sorokin, Head of Sector, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Artem I. Gulyaev, Leading researcher, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Аннотация: В докладе исследуется влияние гранул и графита на физико-механические свойства керамического композиционного материала на основе карбида кремния с гетеромодульной микроструктурой.

Реферат: Для исследования выбрано несколько составов на основе карбида кремния, для которых были определены плотность и Проведен пористость гидростатическим методом. анализ микроструктуры материала методом оптической микроскопии и произведены подсчёты объёмных долей каждого элемента фазового состава. Определены теоретические плотность и модуль упругости. Произведены испытания для построения кривой разрушения компактных образцов различных составов. Даны рекомендации по улучшению физико-механических свойств карбидокремниевого композиционного материала с гетеромодульной микроструктурой.

Ключевые слова: керамические композиционные материалы, карбид кремния, физические свойства, механические свойства, плотность, пористость, микроструктура, разрушение, трещиностойкость.
Введение

Керамические композиционные материалы на основе карбида кремния применяются во многих узлах и агрегатах насосов и реакторов различных отраслей машиностроения, поэтому широкое применение данного материала определило актуальность данной работы.

Изготовление деталей из керамического композиционного материала на основе карбида кремния возможно только по технологии реакционного спекания, предусматривающего прессование пористой карбидокремниевой заготовки с последующим обжигом И пропиткой расплавом кремния. \mathbf{T} Габариты заготовок ограничены только габаритами рабочей зоны печи силицирования. В результате проведения процесса силицирования беспористый получается практически карбидокремниевый небольшим материал с количеством свободного кремния — реакционноспеченный карбид кремния (РСКК) (процесс изготовления представлен на рис. 1) [1].



Рис. 1. Процесс изготовления РСКК

Добавление гранул в состав карбидокремниевого керамического композиционного материала (ККМ), полученного методом реакционного спекания, меняет структуру материала, делая его гетеромодульным, так как и гранулы и классический реакционно-спечённый карбид кремния имеют различный модуль упругости [2]. В свою очередь, гранулы состоят из спрессованной смеси различного размера зёрен карбидокремния (SiC) вместе со смолой и сажей. Данные гранулы обеспечивают высокие механические характеристики, подобно классическому РСКК, а именно: высокую коррозионную стойкость, высокую конструкционную прочность при повышенных температурах, высокую износостойкость, стойкость к многократным температурным изменениям и различным агрессивным жаростойкость, коэффициента средам, высокую низкое значение линейного теплового расширения (КЛТР), что позволяет материалу выдерживать термоциклические нагрузки, а также низкую плотность, стабильность при воздействии структуры нагрузок при высокой температуре [3]. Примеры использования данного материала приведены на рисунке 2.



Рис. 2. Примеры изготовления элементов и узлов трения для насосного и лабораторного оборудования

Трещиностойкость в РСКК в первую очередь обеспечивается содержанием графита в структуре материала, поэтому необходимо выяснить, способны ли гранулы обеспечить нехрупкое разрушение материала при малом количестве углерода в составе [4].

Для сравнения были выбраны несколько вариантов различных фазовых составов.

Таблица 1

Маркировка состава	0,75Х–Гр1	Х–Гр1	1,25Х–Гр1	0Х–Гр4	РСКК-75%
Гранулы	1 размер	1 размер	1 размер	4 размера	-
	фракции	фракции	фракции	фракции	
SiC	-	-	-	-	75% (масс.)
Графит	0,75 · X% (масс.)	Х% (масс.)	1,25 · X% (масс.)	-	-
Смола ФФС	13%(масс.)	13%(macc.)	13%(масс.)	13%(масс.)	13%(macc.)
Сажа	-	-	-	-	12%(macc.)

Для каждого из вариантов составов были определены модули упругости двумя различными методами, рассмотренными далее, сделаны и проанализированы оптические снимки микроструктуры различных составов в высоком разрешении.

Помимо этого, все варианты составов были исследованы гидростатическим методом с целью определения плотности и пористости. Данные, полученные данным методом, представлены в таблице:

№ образца	Р, г/см3	Рсред, г/см3	По, %	Примечание
1.	2,708	2,697	1,69	0,75X-Fp1
2.	2,686		1,78	
3.	2,766	2.565	3,05	Х-Гр1
4.	2,364		2,75	Ĩ
5.	2,639	2,501	3,28	1,25X–Гр1
6.	2,363		8,67	
7.	2,997		1,11	
8.	2,975	2,973	1,23	0Х-Гр4
9.	2,949		3,04	
10.	2,866	2,817	3,4	РСКК-75%
11.	2,767		5,44	

Таблица 2

Анализ снимков микроструктуры различных составов

Произведён микроструктурный анализ фазового состава после процесса реакционного спекания (рис. 3) с последующим определением объёмной доли каждой фазы путём разделения оптического снимка на цветовые слои (рис. 4). С помощью программного комплекса Adobe Photoshop снимок был разделён на 3 различных цветовых слоя. [5] Для каждого слоя была подсчитана доля занимаемой области на изображении . После чего, зная пористость материала, были окончательно определены объёмные доли каждого элемента в фазовом составе.



Рис. 3. Оптический снимок микроструктуры ККМ с гетеромодульной микроструктурой (образец из состава **0X–Гр4**).



Рис. 4. Пример разделения оптических снимков на различные слои

Диаграммы фазового состава каждого изготовленного образца представлены ниже на рис.5:



Рис. 5. Диаграмма фазовых составов всех образцов.

Как видно по диаграммам, при добавлении **0,75X** масс.% графита в состав обеспечивает объём остаточного кремния в 6-9 об.%. Наличие остаточного кремния увеличивает хрупкость материала, поэтому в целях улучшения механических свойств и повышения трещиностойкости, необходимо минимизировать количество свободного кремния в составе

после процесса реакционного спекания. Х масс.% графита обеспечивает снижение до минимума количество остаточного кремния, а дальнейшее повышение доли графита не приводит к значительным изменениям в количестве кремния, однако при этом значительно возрастает пористость материала — с 2,8% до 3,5-8,0%, что также является недостатком.

По снимкам микроструктуры (рис. 6) видно, что гранулы в составах 0,75Х–Гр1, Х–Гр1, 1,25Х–Гр1, состоящие из двух фракций SiC, сажи и смолы, пропитаны кремнием недостаточно, в то время как состав 0Х–Гр4 пропитался кремнием и вступил в реакцию образования вторичного SiC полностью.



Рис. 6. Сравнение гранул в составах **Х–Гр1** (а) и **0Х–Гр4** (б).

По найденным концентрациям фазовых объёмных долей была рассчитана средняя плотность композита. Для расчёта, были взяты средние табличные значения плотностей для каждой из составляющей фаз: для кремния – 2,329 г/см³, для SiC –3,21 г/см³, для графита –2,23 г/см³.

Таблица 3

Номер образца	Nº1	Nº2	Nº3	Nº4	Nº2	Nº6	Nº7	Nº8	Nº9	Nº10	Nº11
Шифр состава	0,75Х–Гр1		Х—Гр1		1,25X—Гр1		0Х-Гр4			PCKK-75%	
Плотность	2,697	2,777	2,838	2,738	2,727	2,625	3,036	2,908	3,022	2,928	2,929
теоретическая,											
г/см ³											
Среднее значение	2,737		2,788		2,676		2,989			2,929	
теоретической											
плотности, г/см ³											
Гидростатический	2,697		2,565		2,501		2,973			2,817	
метод, г/см ³											
Погрешность, %	1,48		8,69		7,00		0,54			3,98	

Сходимость полученных значений теоретическим И гидростатическим методом даёт минимальную погрешность в 0,54%, а максимальную в 8,69%. В первую очередь это зависит от стабильности микроструктуры в пределах каждой отдельно взятой области снимка и погрешностью около 5% при разделении оптического снимка на слои. Помимо этого, значительно влияет погрешность на повышенная пористость в составах Х-Гр1 и 1,25Х-Гр1. В целях улучшения сходимости, необходимо делать несколько снимков для каждого из составов, что в свою очередь является трудозатратной задачей, так как съёмка одного кадра в высоком разрешении и разделение на слои занимает длительное время.

Определение модуля упругости

Высокая прочность и твёрдость РСКК накладывают ограничения на способы определения модуля Юнга. К примеру, в сравнении с металлами, в связи с минимальными деформациями во всём диапазоне нагрузок при одноосном растяжении стержня данный метод практически не применим.

Чаще всего, модуль упругости для ККМ определяют либо методом индентирования, либо с помощью ультразвукового измерения фазовых скоростей продольной и поперечной звуковых волн, однако второй метод может давать значительные погрешности в связи с акустической неоднородностью материала.

Методом Фойгта–Рейсса–Хилла [6] подсчитан теоретический модуль упругости для каждого состава. Подходы Фойгта и Рейса позволяют определить верхнюю и нижнюю границы эффективных значений для композиционного материала, зная только соотношения компонентов в фазовом составе, не рассматривая особенности микроструктуры.

Модуль сдвига G_i и объёмный модуль K_i выражается через модуль Юнга E_i и коэффициент Пуассона v_i :

$$K_i = \frac{E_i}{3(1-2\nu_i)}, \qquad G_i = \frac{E_i}{2(1+\nu_i)}$$

Верхняя граница модуля упругости (модуля сдвига и объёмного модуля) определяется следующим образом:

$$M_V = \sum c_i M_i$$

где *c_i* – концентрация *i*-го компонента, *M_i* –модуль упругости (модуль сдвига и объёмный модуль) *i*-го компонента.

Нижняя граница модуля упругости (модуля сдвига и объёмного модуля) определяется следующим образом:

$$\frac{1}{M_V} = \sum c_i \frac{1}{M_i}$$

Эффективный модуль композита (среднее Фойгта-Рейсса-Хилла *M_{VRH}*):

$$M_{VRH} = \frac{M_V + M_R}{2}$$

Тогда эффективный модуль Юнга:

$$E_i = \frac{9K_{VRH}G_{VRH}}{3K_{VRH} + G_{VRH}}$$

В случае наличия пор внутри ККМ применяется модель Фойгта-Рейсса-Хилла, которая учитывает наличие небольшого количества пор с помощью эмпирической формулы:

$$E_p = E_{VRH} \exp(-3.57V_p)$$

где *V*_p – объёмная доля пор.

Помимо этого, определен модуль упругости ультразвуковым методом на компактных образцах. На двух вариантах составов определить модуль упругости не удалось в связи с высоким рассеиванием отражённых ультразвуковых волн. При этом стоит отметить, что ультразвуковой метод часто даёт завышенные результаты при определении модуля упругости, что особенно заметно для состава **0X–Гр4**.

Сравнение модулей упругости представлено на следующей диаграмме (рис. 7):



Рис. 7. Диаграмма сравнения модулей упругости, полученных ультразвуковым методом и методом Фойгта-Рейсса-Хилла

Как видно по сравнительной диаграмме, оба метода показали достаточно высокую сходимость относительно друг друга, учитывая

погрешность около 5% при разделении оптического снимка микроструктуры на слои, связанную неразличимостью цвета пикселей на границе раздела фаз.

Замена зёрен SiC в классическом РСКК на гранулы четырех размеров фракций увеличивает модуль упругости почти на 100 ГПа, за счёт более высокой плотности гранул, которые в последующем полностью пропитываются кремнием из-за малого количества углерода в составе.

Особенности изготовления образцов из РСКК

Изготовление деталей и образов из РСКК связано с определенными высокой трудностями В виду хрупкости самого материала И необходимостью использовать алмазный инструмент для конечной обработки. Для исследования особенностей механизма разрушения ККМ был выбран вариант с компактным образцом в связи с тем, что он обеспечивает удобное подведение экстензометра для считывания деформации (величины раскрытия трещины). Однако изготовление подобных образцов связано с рядом проблем в виде необходимости предварительной установки закладных элементов внутри пресс формы для формирования отверстий для штифтов, соединяющих образец с оснасткой (рис.8). После чего формирование паза для зацепа экстензометра осуществляется с помощью электроэрозионной резки нитью диаметром 0.02 мм (рис. 9). Однако способность подвергаться данной резки напрямую зависит от электропроводимости материала. В связи с тем, что SiC является полупроводником из-за значительного влияния примесей и дефектов кристаллической решетки, то электропроводимость РСКК будет напрямую зависеть от содержания графита в составе. Вследствие этого, РСКК-75% обладает вариант состава ИЗ не достаточной электропроводимостью для обеспечения стабильного процесса электроэрозионной резки, поэтому изготовление надреза было

осуществлено с помощью алмазного диска толщиной 2 мм.



Рис. 8. Пресс-форма для изготовления образцов из РСКК



Рис. 9. Метод закрепления датчика раскрытия на компактном образце из РСКК для построения диаграммы разрушения

Помимо сложностей изготовления образцов и деталей из данного ККМ материала, существует еще фактор, который следует учитывать на этапе теоретического просчёта геометрических размеров будущих образцов. Усадка значительно влияет на дальнейшее качество и отклонение размеров будущих деталей. Было замечено, что усадка не одинакова и отличается от состава к составу в зависимости от фазового состава материала. В таблице приведены возможные диапазоны значения усадки для каждого варианта микроструктуры.

Таблииа 4

					Таблица 4
Маркировка	0,75Х-Гр1	Х–Гр1	1,25Х-Гр1	0Х-Гр4	РСКК-75%
состава					
Усадка, %	3,70-4,00	3,77–4,01	3,71–4,25	0,92–1,32	3,20-3,71

Замена зёрен SiC в составе РСКК на гранулы нескольких фракций положительно сказывается на величине усадки, тем самым позволяя обеспечить минимальную поправку на механическую обработку и

получать деталь без значительных изменений геометрических размеров. Это связано с высокой плотностью гранул, находящихся в составе до процесса реакционного спекания. В свою очередь графитосодержащие составы увеличивают усадку примерно на 0,5% в сравнении с классическим РСКК–75%. Уменьшение геометрических размеров образца отчётливо видно на рис. 10.



Рис. 10. Внешний вид заготовки для образцов после: а – прессования, б – карбонизации, в – реакционного спекания





Рис. 11. Графики нагрузки (кН) от деформации датчика раскрытия (мм) при перемещении активной траверсы с постоянной скоростью для образцов №4 **Х**–Гр1 (а) и №5 1,25**Х**–Гр1 (б)

Проведение осуществлялось испытательной испытания на сервогидравлической машине с помощью перемещения активной траверсы со скоростью 0,0005 мм/сек. Как видно из графиков (рис. 11), характер разрушения образцов является не хрупким, на что в первую очередь влияет большое количество графита, оставшегося после процесса реакционного спекания. Максимальная нагрузка, которую выдерживает образец для обоих составов составляет около 260 Н, после чего рост трещины сопровождается постепенным уменьшением нагрузки, т.е. снижением несущей способности образца. Стоит отметить, что при нагрузке 0,065 кН, датчик экстензометра имел одинаковое раскрытие 0,095 мм и для образца № 4 (**X**–**Г**р**1**) и для образца №5 (**1,25X**–**Г**р**1**), однако страгивание трещины происходило при разной деформации датчика раскрытии: 0,045 мм для образца № 4 (Х-Гр1) и 0,035 мм для образца №5 (1,25Х-Гр1).

Движение траверсы было остановлено для предотвращения полного разрушения образца, после чего был сделан снимок траектории трещины (рис. 12).



Рис. 12. Трещина в неразрушенном образце после испытания

Полученный панорамный оптический снимок трещины показывает, что прорастание трещины происходит преимущественно по мягкой фазе, состоящей из графита, и только в случаях локального недостаточного содержания мягкой фазы, трещина проходит насквозь гранулы с небольшим искривлением траектории. За счёт добавления гранул крупной фракции удалось значительно усложнить путь трещины, сделать его криволинейным, тем самым увеличив работу разрушения.

Выращивание трещины в составах с низким содержанием графита

Получившиеся составы с низким содержанием графита имеют высокий модуль упругости (более 200 ГПа) и обладают существенным недостатком — высокой хрупкостью. Это связано с тем, что вследствие процессов реакционного спекания (воздействия расплава кремния), в материале не осталось графита в достаточном количестве для обеспечения трещиностойкости. Из-за чего, появление трещины приводит к мгновенному катастрофическому разрушению всего образца или детали. Скорость распространения трещины в таком материале близка к скорости звука. Было использовано два различных варианта выращивания трещины. Первый вариант был аналогичен выращиванию трещины в ККМ с высоким содержанием графита. Активная траверса перемещалась с постоянной скоростью 0,0005 мм/сек, вызывая внецентренное растяжение в образце, раскрывая надрез. В зоне упругости образец достигает максимального значения нагрузки в 600 H, после чего мгновенно разрушается по всей длине рабочей части (рис. 13).



Рис. 13. Зависимость нагрузки (кН) от деформации датчика раскрытия (мм) при перемещении активной траверсы с постоянной скоростью для образца №9 состава **0Х-Гр4**

Нагрузка, которую выдержал образец, более чем в 2 раза превышает предельную нагрузку для ККМ с высоким содержанием графита, что связано с модулем упругости более, чем на 150-200 ГПа превышающем составы с высоким содержанием графита. Датчик раскрытия показал деформацию 0,045 мм непосредственно перед разрушением образца из состава **0X**–**Гр4**, при этом для образца № 4 из состава **X**–**Гр1** деформация в 0,045 мм не приводила к полному разрушению.

Для образцов состава из РСКК-75% было проведено подобное испытание. Пиковая нагрузка составила примерно те же 600 Н. Однако

стоит отметить, что модули упругости у составов **0Х–Гр4** и **РСКК–75%** отличаются примерно на 100 ГПа.

Вторая попытка вырастить трещину заключалась в циклическом нагружении образца из состава **0Х–Гр4** в пределах зоны упругости с последующим падением нагрузки в зависимости от процесса роста трещины. Цикл осуществлялся с положительным коэффициентом асимметрии, при этом начальные минимальная и максимальная нагрузки лежали в пределах 150 и 300 Н соответственно. Образец выдержал 12794 цикла, после чего мгновенно разрушился в рабочей части (рис. 14), что свидетельствует об абсолютной хрупкости данного материала.



Рис. 14. График зависимости нагрузки, деформации датчика раскрытия и позиции активной траверсы от времени перед разрушением во время циклического испытания образца.

Заключение

Таким образом, можно сделать вывод, что, не смотря на наличие гранул в составе 0Х-Гр4, остаточное количество графита после процесса реакционного спекания не способно в значительной степени повлиять на распространение трещины и остановить её продвижение, так как гранулы в составе 0Х-Гр4 полностью пропитались кремнием и вступили в реакцию с образованием SiC вторичного, что увеличило их хрупкость. То есть, наличие гранул в составе, при отсутствии в достаточном объёме графита, способно не повлиять замедление распространения трещины, на наблюдается абсолютно хрупкое разрушение. вследствие чего Это

означает, что для повышения трещиностойкости материала, гранулы графитом. При ЭТОМ ДЛЯ необходимо совмещать с обеспечения минимального количества остаточного кремния в микроструктуре (около 1 об.%), необходимо добавлять более 0,75Х масс.% графита до процесса Обеспечение минимальной пористости реакционного спекания. осуществимо при добавлении графита менее 1,25Х масс.%. Это означает, что оптимальное значение графита в составе будет примерно Х масс.%, это позволит не допустить избыточно высокой пористости и при этом минимизирует количество свободного кремния, который способствует хрупкому разрушению. Гранулы крупной фракции усложняют траекторию развития трещины за счёт своего размера, заставляя трещину двигаться в обход там, где это возможно, тем самым, увеличивая работу разрушения и повышая общую трещиностойкость материала.

Список источников

- 1. Гнесин Г.Г. Карбидокремниевые материалы. М.: Металлургия, 1977. 215 с.
- Житнюк С.В., Сорокин О.Ю., Журавлева П.Л. Керамика на основе карбида кремния, полученная спеканием гранулированного порошка // Труды ВИАМ. 2020. № 2 (86). Ст. 06. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 27.01.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-2-50-59.
- 3. Воронов В.А., Чайникова А.С., Лебедева Ю.Е., Житнюк С.В. Получение, физико-механические и триботехнические свойства горячепрессованного углерод-керамического композиционного материала на основе карбида кремния // Авиационные материалы и технологии. 2022. № 2 (67). Ст. 07. URL: http://www.journal.viam.ru (дата обращения: 15.01.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-74-84.
- Ерин К.Д., Сорокин О.Ю., Монин С.А., Горбовец М.А. Методы оценки и повышения трещиностойкости карбидокремниевых композиционных материалов // Труды ВИАМ. 2024. № 8 (138). Ст. 25. URL: http://www.viam-works.ru. (дата обращения: 02.02.2025) DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-11-44-70.
- Барахтин Б.К., Лебедева Н.В., Сударикова Т.С., Салей П.В. Особенности структуры силицированного графита, используемого в деталях подшипников // Неделя науки Санкт-Петербургского Государственного морского технического университета. 2019. Том 1. № 1. Ст. 17.
- Кияшко М.В., Гринчук П.С., Кузнецова Т.А., Крень А.П., Abuhimd H.M. Определение модуля упругости композиционной керамики на основе SiC // Письма в ЖТФ. 2021. Т. 47, вып. 3. (дата обращения: 18.01.2025) DOI: 10.21883/PJTF.2021.03.50577.18551.

УДК 621.452.3; 539.421.2; 519.6 МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОВЫШЕНИЯ СТОЙКОСТИ РАБОЧИХ ЛОПАТОК ГТД К ПОВРЕЖДЕНИЯМ КРОМКИ ПЕРА ПОСЛЕ ЛАЗЕРНОГО УДАРНОГО УПРОЧНЕНИЯ

Артамонов М.А.1, к.ф.-м.н.; Пахомов Н.А.1 Maxim Artamonov1, Nikolai Pakhomov1 <u>maxartamonov@gmail.com</u>

¹Филиал ПАО «УМПО», Опытно-конструкторское бюро имени А. Люльки

Аннотация: Введен метод оценки критического размера повреждения кромки пера лопатки ГТД от которого может зародиться усталостная трещина. Введен параметр – критическая длина страгивания (L_{th}) повреждения типа разрыв, полученный при достижении размаха коэффициента порогового интенсивности напряжений (ΔK_{th}) соответствующий началу первой стадии роста усталостной трещины. Подобный критерий позволяет оценивать эффективность лазерного упрочнения кромки пера, применяемого для повышения стойкости лопатки к повреждениям. На основе данной методики проведено моделирование, которое показало, на сколько повысилась критическая длина страгивания после лазерного упрочнения кромки пера.

Ключевые слова: Лазерное ударное упрочнение, остаточные напряжения, конечно-элементный анализ, усталостная трещина, моделирование трещины, коэффициент интенсивности напряжений, лопатки ГТД

Abstract: A method has been introduced to evaluate the critical size of damage on the edge of a GTE blade, from which a fatigue crack may occur. The parameter has been introduced – the critical rupture damage length (L_{th}), obtained by reaching the threshold stress intensity factor range (ΔK_{th}),

corresponding to the beginning of the first stage of fatigue crack growth. Such a criterion allows assessing the effectiveness of laser shock peening of the blade edge, used to enhance blade damage resistance. Based on this methology, a modeling was performed that demonstrated the increase in critical rupture damage length after laser shock peening of the blade edge.

Keywords: Laser shock peening, residual stress, finite-element analysis, fatigue crack, crack modeling, stress intensity factor, GTE blades.

Реферат

При эксплуатации двигателей ЛА возможно попадание в проточную часть посторонних предметов (ПП), что может привести к повреждению рабочих лопаток (РЛ) и возникновению аварийной ситуации. РЛ ГТД работают в широком диапазоне динамического нагружения. Поэтому важно не допустить зарождение усталостной трещины от повреждения, так как в условиях высокочастотного нагружения, развитие трещины по механизму многоцикловой усталости занимает очень короткое время.

Наибольшая повреждаемость наблюдается в РЛ 1 ступени КНД. Для обеспечения стойкости лопаток к повреждениям, в настоящее время проводится разработка методики упрочнения кромок пера РЛ по технологии лазерного ударного упрочнения.

Повреждения на кромках пера РЛ можно выделить в три группы, представленные на рисунке 1. Разрыв (рис. 1, в) является наиболее опасным, так как при появлении подобного повреждения в материале образуется протяженная несплошность с острым концентратором на конце. Такое повреждение наиболее близко по своей форме к трещине.



Рис. 1 – Повреждения кромок пера РЛ: а – смятие; б – вырыв; в – разрыв

Допуская, что повреждение типа разрыв рассматривается как трещина, можно перейти к ее описанию по теории линейной механики разрушения. Согласно этой теории, напряженное состояние в окрестности вершины трещины описывается через размах коэффициент интенсивности напряжений (ДКИН):

$$\Delta K = \Delta \sigma \sqrt{\pi \cdot l \cdot Y},\tag{1}$$

где $\Delta \sigma$ – размах приложенного напряжения; l – полудлина трещины; Y – совокупный поправочный коэффициент, зависящий от размеров детали.

Усталостное разрушение разделяют на два этапа – зарождение усталостной трещины (инкубационный период) до порогового значения длины, она же критическая длина страгивания (L_{th}), и ее рост до окончательного разрушения детали (рис. 2). Рост усталостной трещины описывается диаграммой усталостного разрушения (рис. 3) [1]. На ней можно выделить две важных точки, ограничивающие диаграмму:

1) Слева – пороговый ΔКИН (ΔK_{th}), выше которого трещина гарантированно начнет расти по усталостному механизму;

2) Справа – циклическая трещиностойкость (ΔK_{IC}), при которой наступает окончательное разрушение детали (долом).





Применяя методы численного моделирования, можно оценить минимальный размер дефекта типа разрыв, от которого гарантированно пойдет усталостное разрушение. Сравнение полученного минимального дефекта для неупрочненной лопатки с минимальным дефектом в упрочненной лопатке позволит определить повышение стойкости РЛ к повреждениям кромки.

Объект исследования

Объектом исследования является РЛ 1 ступени КНД. Материал лопатки – двухфазный титановый сплав ВТ6, физико-механические свойства приведены в табл. 1.

Температура Т, °С	20	100	200	300	400	450
Плотность ρ, кг/м ³	4430					
Модуль упругости Е, МПа	122583	-	-	100028	-	95125
Коэффициент линейного расширения α·10 ⁶ , К⁻¹	-	8,4	8,9	9,1	9,4	-

Табл. 1 – Физико-механические свойства ВТ6 [2]

Методика расчета

Моделирование и численный расчет РЛ проводился в программном комплексе ANSYS Workbench. С учетом использования линейной механики разрушения при расчете Δ КИН, удобно воспользоваться принципом суперпозиции и рассмотреть задачу для следующих постановок:

1) Динамическая нагрузка по виброактивным колебательным формам;

2) Эксплуатационные статические нагрузки (центробежные силы, температура, давление и т.д.);

3) Для лопатки с остаточными напряжениями после ЛУУ, без прочих нагрузок.

$$\Delta K = K_{\text{макс}} - K_{\text{мин}},$$
 (2)
 $\Delta K = K_{\text{макс}}, \quad \text{если } K_{\text{мин}} < 0$

$$K_{\text{макс}} = (K_{\text{ста}} + K_{\text{OH}}) + K_{\text{дин}},$$
 (3)
 $K_{\text{мин}} = (K_{\text{ста}} + K_{\text{OH}}) - K_{\text{дин}}$

Здесь $K_{\text{макс}}$ и $K_{\text{мин}}$ являются максимальным и минимальным значением КИН в цикле нагружения. $K_{\text{ста}}$ – КИН от эксплуатационных статических нагрузок. $K_{\text{дин}}$ – КИН от динамической нагрузки по виброактивной форме колебаний.

Динамические нагрузки рассматриваются для наиболее виброактивной формы колебаний – первой изгибной (f1). В ANSYS расчет КИН может производиться только при статическом нагружении [3]. Для того чтобы учесть динамическую составляющую от эксплуатационных нагрузок применялась методика воспроизведения колебаний в статическом анализе модуля ANSYS – static structural [4].

Чтобы определить значение L_{th} , соответствующей параметру ΔK_{th} , необходимо установить зависимость ΔKUH от длины трещины. Для этого на входной кромке выбрана область, где установлены наибольшие эксплуатационные напряжения – 30 мм от подошвы замка. Построены конечно-элементные модели (КЭМ) РЛ с трещиной в заданной области длиной от 1 мм до 5 мм с шагом 1 мм, плоскость трещины расположена параллельно подошве замка лопатки (рис. 4). Фронт трещины плоский, для наибольшего соответствия с дефектом разрыва. Для каждой длины трещины проводится расчет ΔKUH согласно принципу суперпозиции.



Рис. 4 – Конечно-элементная модель РЛ 1 ступени КНД

Граничные условия в неупрочненной РЛ устанавливаются согласно условиям эксплуатации – создается ограничение перемещений по замку и бандажной полке. Расчеты выполнены с учетом температуры на входе и без учета полей давления на перо РЛ. Проводится первичный расчет динамических характеристик лопатки по колебательным формам (модальный анализ) с учетом пред-нагруженного состояния. По его результатам составляется текстовый файл, содержащий координаты узлов КЭМ и их перемещения по трем направлениям. Однако полученное распределение перемещений носит исключительно качественный характер, поэтому была проведена нормализация результатам ИХ ПО тензометрирования В полетных условиях. лопаток Максимальные напряжения, полученные по тензорезисторам по колебательной форме fl, сравнивались с напряженным состоянием в КЭМ в областях крепления тензодатчиков. Отношение этих величин позволяет определить коэффициент динамичности. Умножив расчетные перемещения в каждом узле на найденный коэффициент, получим численное значение амплитуды колебаний динамически нагруженной системы. Полученные перемещения статический загружаются В анализ, как граничные условия ДЛЯ КИН динамической определения параметра OT нагрузки. Также определяется значение параметра КИН для пред-нагруженного состояния от эксплуатационных статических нагрузок.

В расчете КИН для упрочненной РЛ рассматривается влияние только ОН. Данные по распределению ОН в РЛ после применения ЛУУ, в рамках совместных работ предоставлены кафедрой 205 Московского авиационного института. На рисунке 5 представлены эпюры ОН по глубине для разных расстояний от входной кромки пера. Задается жесткая заделка по замку РЛ, распределение ОН импортируется в модель как тензор напряжения в формате текстового файла. Видно, что для длины трещины менее 2 мм от кромки на всей глубине наблюдаются сжимающие остаточные напряжения.



Рис. 5 Эпюры остаточных напряжений на расстоянии от входной кромки: а – 1 мм; б – 2 мм; в – 3 мм; г – 4 мм; д – 5 мм

Получив значения КИН для рассмотренных постановок, по формуле (2) рассчитывается значение Δ КИН вдоль фронта трещины (рисунок 6). Для того чтобы установить зависимость от длины трещины необходимо усреднить значения Δ КИН фронта трещины. Аналогичные расчеты проводятся для всех длин трещины.



Рис. 6 АКИН вдоль фронта для трещины 1 мм

Для упрощения модели и уменьшения времени расчета были сделаны следующие допущения:

 Повреждение на кромке рассматривается как трещина с плоским фронтом, расположенным перпендикулярно поверхности спинки и корыта.
Плоскость трещины параллельна замку РЛ (рис. 4);

2) Не учитываются сжимающие OH, которые образуются вследствие удара ПП по кромке лопатки.

Результаты исследования

По результатам расчетов строится зависимость усредненного по фронту трещины Δ КИН от длины трещины для неупрочненной и упрочненной РЛ. Сравнивая полученную зависимость со значением ΔK_{th} , можно определить длину трещины, при которой начнется усталостное разрушение, а также оценить эффект упрочнения.

В зарубежных стандартах [5, 6] значение ΔK_{th} определяется для характерной скорости роста трещины менее 10^{-10} м/цикл. С практической точки зрения удобно ввести инженерный ΔKUH ($\Delta K_{th}*$) и соответствующую ей длину трещины, при которой РЛ не разрушится за один полет. Для РЛ 1 ступени КНД такое значение $\Delta K_{th}*$ соответствует скорости роста трещины $\approx 10^{-9}$ м/цикл. Из рассмотренных источников $\Delta K_{th}* = 6$ МПа $\sqrt{M} = 208$ МПа \sqrt{MM} [7].

Результаты расчетов представлены на рисунке 7.



Рис. 7 а) ДКИН по фронту трещины; б) зависимость ДКИН от длины трещины

Видно, что значение усредненного по фронту Δ КИН не изменяется от наличия ОН. Это связано с тем, что уровень КИН от сжимающих ОН ниже, чем от эксплуатационных статических нагрузок и $K_{\text{мин}}$ в цикле нагружения больше нуля. Тогда по формуле (2) Δ КИН как удвоенное произведение динамической составляющей:

$$\Delta K = 2K_{\rm дин} \tag{4}$$

Для РЛ критическая длина страгивания трещины (L_{th}), при которой пойдет усталостное разрушение лопатки, равна 4,4 мм.

Рассматривая цикл нагружения ($R = \frac{KИH_{MИH}}{KUH_{MAKC}}$) для упрочненной и неупрочненной лопатки можно установить следующую зависимость. Для малых длин страгивания трещины, асимметрия цикла для трещины в кромке пера с лазерным упрочнением существенно меньше по сравнению с ситуацией, когда лазерного упрочнения нет (Рис. 8). Известно, что пороговое значение ΔK_{th} зависит от асимметрии цикла: чем меньше *R* цикла, тем выше значение ΔK_{th} . Падение асимметрии цикла приводит к повышению порогового значения ΔK_{th} , а значит и критической длины страгивания трещины.



Рис. 8 Асимметрия цикла нагружения (R) фронта трещины

XVII Всероссийская конференция по испытаниям и исследованиям свойств материалов «ТестМат»

Выводы

Предложен способ оценки критического размера повреждения кромки пера лопатки ГТД, который может привести к зарождению усталостной трещины в лопатке. Введен параметр - критическая длина страгивания (L_{th}), полученный при достижении, для данной длины разрыва, порогового инженерного значения ΔK^*_{th} , при превышении которого трещина может развиться до долома лопатки в течении полета.

Получено, что для малых длин страгивания трещины наибольший эффект торможения достигается за счет изменения асимметрии цикла, которое в свою очередь влияет на пороговое инженерное значение ΔK_{th}^* . Поэтому для оценки стойкости лопатки к повреждениям следует также знать зависимость от асимметрии цикла порогового инженерного значения ΔK_{th}^* материала лопатки.

Литература

- 12. Терентьев В.Ф., Кораблева С.А. Усталость металлов. М.: Наука, 2015, 484 с.
- 13. Авиационные материалы: Справочник в 12-ти томах. 7-е изд. перераб. и доп. / Под общ. ред. Е.Н. Каблова. М.: ВИАМ, 2010. 96 с.
- 14.Морозов, Е. М., Муйземнек А.Ю., Шадский А.С. ANSYS в руках инженера. Механика разрушения / Е. М. Морозов, А. Ю. Муйземнек, А. С. Шадский. — М.: Ленанд, 2010. — 456 с.
- 15.Артамонов М.А., Пахомов Н.А. Определение напряженного состояния лопатки ГТД с трещиной через модальный и статический анализ в программном комплексе ANSYS // Современные подходы и тенденции развития структурно-фазовых, химико-аналитических методов анализа: материалы XV Всероссийской конференции (г.

Москва, 10 февраля 2023 г.), [Электронный ресурс] / НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ. – М. : НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ, 2023. – С. 225-233

- 16.ISO 12108:2018. Metallic materials. Fatigue testing. Fatigue crack growth method
- 17. ASTM E647 15. Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates
- 18.Boyce B.L., Ritchie R.O., «Effect of load ratio and maximum stress intensity on the fatigue threshold in Ti-6Al-4V», Engineering Fracture Mechanics 68, no. 2 (February 2001): 129-147

УДК 620.179.4: УДК 691-419.8 ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПРОЧНОСТИ АДГЕЗИОННОЙ СВЯЗИ МЕЖДУ УГЛЕРОДНЫМИ ВОЛОКНАМИ И ЭПОКСИДНОЙ МАТРИЦЕЙ

Иваньков Роман Русланович – инженер 2 категории лаборатории «Углепластики и органиты», Email: lab611@viam.ru НИЦ «Курчатовский институт» -ВИАМ», г. Москва ул. Радио 17, Россия. 8-499-263-89-94.Аспирант МГТУ им. Н.Э. Баумана МГТУ им. Н. Э. Баумана - Москва, 2-я Бауманская ул., д. 5, стр. 1. Ivankov Roman Ruslanovich – engineer 2nd category of the laboratory «CFRP and OFRP», no degree. email: lab611@viam.ru ALL-RUSSIAN SCIENTIFIC RESEARCH INSTITUTE OF AVIATION MATERIALS NRC «KURCHATOV INSTITUTE», Moscow, Radio St 17, Russia. 8-499-263-89-94.

Аннотация: Предложен усовершенствованный метод определения прочности адгезионной связи углеродных волокон с эпоксидной матрицей «в узле», позволяющий проводить определение данного показателя на волокнах в виде жгутов и контролировать давление при формировании адгезионного контакта. Исследована адгезионная прочность двух марок отечественных углеродных волокон и эпоксидного связующего с помощью усовершенствованного метода «узла». Определены оптимальные параметры испытания. С помощью оптической микроскопии исследована поверхность адгезионной зоны разрушения.

Ключевые слова: адгезионная прочность, углеродное волокно, арамидное волокно, площадь контакта, испытания на прочность, полимерное связующее.

Annotation: An improved method for determining the strength of the adhesive bond of carbon fibers with an epoxy matrix is proposed, which allows using bundles and controlling the pressure when forming an adhesive contact in a node. The adhesive strength of two types of carbon fibers to epoxy resin was investigated using an improved « knot» method. The optimal test parameters were determined. Optical microscopy was used to study the surface of the fracture zone of the adhesive zone.

Keywords: adhesive strength, carbon fiber, aramid fiber, contact area, strength testing, polymer binder.

Реферат

Представлен сравнительный анализ современных методов определения адгезионной прочности между углеродным волокном и эпоксидным связующим. Предложен новый метод исследования адгезионной прочности с использованием жгутов из углеродных волокон, совмещенный с процедурой получения микропластиков.

Объектами исследования были выбраны две марки углеродных волокон – UMT42S-3K-EP и UMT49S-12K-EP производства ООО «Алабуга-волокно». В качестве матрицы было использовано эпоксидное связующее марки ВСЭ-30, разработанное в НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ.

Приведены особенности проведения испытания образцов на определение адгезионной прочности усовершенствованным методом «узла». Предложены оптимальные параметры для формирования адгезионной ячейки. С помощью оптической микроскопии исследована зона разрушения адгезионного соединения между углеродным волокном и эпоксидной матрицей.

Введение

Доля армированных полимерных композиционных материалов (далее - ПКМ) при изготовлении деталей и конструкций авиационной, автомобильной и космической техники непрерывно возрастает [1-3]. Исследование прочности адгезионной связи армирующих волокон с

полимерной матрицей является одним из важных факторов, влияющих на возможность достижения высоких механических свойств ПКМ, так как показатель обеспечивает эффективное распределение именно ЭТОТ армирующие волокна в конструкционном нагрузки материале. на Наиболее высокие значения механических характеристик наблюдаются при ориентации армирующих волокон в направлении приложения напряжений. Адгезионная растягивающих прочность связи между эпоксидными и другими видами связующих и волокон существенно зависит от напряженно-деформированного состояния соединения, а ее определение – от способа испытания и расчета.

Волокно и матрица существенно отличаются по упругопрочностным, химическим, теплофизическим, деформационным свойствам.

Адгезия характеризуется возникновением физических и химических связей между двумя поверхностями. Существует несколько теорий адгезии: механическая, электронная, диффузионная, а также адсорбционная. Улучшая прочность адгезионного контакта можно повышать физико-механические свойства конечного изделия [4].

Практическая цель исследований адгезионной прочности заключается в разработке способов управления граничными слоями. Для улучшения свойств прибегают к химическому модифицированию поверхности армирующего наполнителя, аппретированию волокон малым количеством разных агентов, привитием полимерных макромолекул на поверхность волокон, а также модифицированию самих матриц с помощью различных способов. При правильной модификации армирующего наполнителя можно добиться не только увеличения физико-механических свойств ПКМ, но и повысить их трещино- и ударостойкость.

Сопротивление разрушению в ПКМ при ударных нагрузках идет не со стороны армирующему наполнителя, а со стороны матрицы. Исследования показывают, что при испытаниях на трещиностойкость, прочность изделия также определяется характеристиками граничного слоя и отвержденного связующего [4].

Для исследования границы раздела фаз используют различные микроскопические и спектроскопические методы. В последнее время граничные слои исследуются с помощью динамического механического анализа и атомно-силовой микроскопии [4].

В настоящее время существует широкий ряд испытаний по определению адгезии на границе «волокно-матрица» и специального оборудования для их проведения. Наиболее распространенным методом определения адгезии является метод «pull out», который заключается в мононити из микроблока отвержденного вытягивании связующего (рисунок 1а) [5-7]. Однако данный метод имеет недостаток в виде разброса значений получаемых экспериментальных данных [8-10]. Это объясняется нестабильностью диаметра волокна и площадью адгезионного контакта, а также трудоемкостью при испытании большого количества образцов. На подготовку одного образца требуется несколько часов, что делает методику весьма длительной и трудоемкой [11]. Во многих случаях при испытанияз образцов возможен и адгезионный, и когезионный характер разрушения [5].

Авторами статьи [10] отмечено, что существует проблема проведения статистической обработки результатов испытаний ввиду

большого разброса данных и сложности интерпретации результатов микромеханических испытаний.

Фирмой Textechno (Германия) разработан прибор Fimabond для изготовления образцов проведения испытаний на И определение адгезионной прочности волокон, как с термопластами, так и С реактопластами. Он облегчает проведение технологического процесса, но не исключает того факта, что требуется значительное количество образцов для проведения статистической обработки данных. В большинстве известных методов формирование адгезионной связи происходит при свободном контакте нити со связующим без приложения давления, и определение площади контакта требует дополнительного анализа.

Так как волокна для армирования используются в виде тканей и жгутов для определения адгезионной прочности связи между волокном и матрицей, интересен метод «full pull-out», который заключается в вытягивании жгута волокон из блока связующего. Однако, для этого вида испытания также требуется особая оснастка, а усилие при вытягивании зависит от глубины погружения жгута в связующее [12].

Еще одним из наиболее распространенных методов испытания является выталкивание волокна наноиндентором. Данный метод называется "push-out". Однако, при этом виде испытаний происходит деформация волокон при сжатии. Пробоподготовка также сочетает в себе достаточно много различных стадий, включая формование тонких пластин из ПКМ, вырезку образцов и их шлифовку. Все это может повреждать как матрицу, так и армирующий наполнитель. Особого внимания требует позиционирование наноиндентора, так как он должен действовать на всю площадь мононити при ее выдавливании из отвержденного связующего.




б)

Рисунок 1 – Образец для испытания методами: a - «Pull out» и б – «Push out»

Существуют и другие варианты методов исследования адгезионной прочности для образцов из элементарной нити (филамента)- с

вытягиванием из полимерного микроблока (рисунок 2a), вытягиванием волокна из капли полимера (рисунок 2б), а также при дроблении (фрагментировании) в матрице (рисунок 2в).



Физико-механические испытания, прочность и надежность современных конструкционных и функциональных материалов



Рисунок 2 - Испытания для определения адгезии между углеродным волокном и полимерной матрицей: а – вытягивание волокна из полимерного блока; б – вытягивание волокна из капли полимера; в – фрагментация волокна [13]

Лля исследования адгезионно-сдвиговых свойств матрицы И наполнителя в ПКМ используются различные методы – испытание на межслойный сдвиг методом короткой балки, а также метод межслоевой трещиностойкости. Схема испытания композита методом короткой балки представлена на рисунке 3 а). Существуют и методы исследования адгезии связующего к армирующим наполнителям, разработанные на основе испытаний на межслоевую трещиностойкость. Один из вариантов испытаний заключается в исследовании прорастания трещины в месте, где был заложен дефект. Существует метод прорастания трещины по моде I (рисунок 3б) и по моде II (рисунок 3в). В обоих методах закладывается дефект между слоями армирующего наполнителя. Главным отличием является направление приложения нагрузки к испытываемым образцам. При испытании трещиностойкости по моде I происходит растяжение в разрывной машине, в то время, как в случае испытания по моде II изгибающее напряжение образца, прикладывается центру ПО установленного на двух опорах. Безусловно, точка приложения нагрузки имеет важное значение, так как в дальнейшем нужно будет правильно

обработать полученные результаты. Считается, что вышеописанные методы при основной нагрузке воспринимает матрица, а не армирующий наполнитель. Однако, данные методы определения адгезионной прочности системы «волокно-матрица» считаются косвенными [10,13].



Рисунок 3 - Методы определения адгезионной прочности «волокно-полимерная матрица» в ПКМ, где а – межслойный сдвиг, б – межслоевая трещиностойкость по моде I, в – межслоевая трещиностойкость по моде II [13]

Способы измерения и теоретические расчеты адгезионной прочности постоянно совершенствуются [14,15]. Процесс адгезионного разрушения анализируют с помощью метода конечных элементов [16], однако, предпочтение всегда отдается экспериментальным данным.

Сравнительно недавно был разработан метод испытания прочности адгезионной связи «в узле». Данный метод использовали в основном при испытании арамидных волокон, поскольку стеклянные и углеродные нити сложно затянуть в узел для формирования ячейки [12]. Было показано, что адгезионная прочность для системы эпоксидное связующее арамидное волокно (типа CBM и Армос) приближается к когезионной прочности самих волокон, что позволяет их использовать для формирования узла при испытании других типов волокон.

Целями данной работы были:

- 1. Усовершенствовать существующий метод вытягивания из «узла», учитывая особенности жгутов из углеродного волокна.
- Провести определение адгезионной прочности между углеродными волокнами марок UMT и эпоксидным связующим с помощью данного метода.

Материалы и методы исследования

В качестве матрицы использовалось эпоксидное связующее ВСЭ-30, произведенное НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ.

Параметр	Температура испытания, °С	Значение
Время гелеобразования, мин	60	30
Кажущаяся вязкость связующего по Брукфильду, Па*с	25,0±1,0	1,5-3,0
Кажущаяся вязкость отвердителя по Брукфильду, Па*с	25,0±1,0	0,005-0,015
Температура стеклования отвержденного связующего, °С	-	Не менее 110
Время сохранения кажущейся вязкости связующего по Брукфильду ниже 1 Па*с, мин	25,0±1,0	90
Температура отверждения, °С	-	120

Таблица 1 – Характеристики связующего ВСЭ-30

В качестве объекта для проведения исследований использовалось отечественное углеродное волокно марок UMT42S-3K (далее - УВІ) и UMT49S-12K (далее - УВІІ) ООО «Алабуга волокно».

Таблица 2 – Основные свойства углеродного волокна УВІ (согласно СТО-30371716-004-2017) и УВІІ (согласно СТО-30371716-006-2017)

Характеристика	Номинальное значение для УВ			
Характернетика	УВІ	УВІІ		
Прочность при растяжении				
комплексной нити в	4.2	Δ9		
микропластике, ГПа, не	٦,2	7,7		
менее				
Модуль упругости нити				
при растяжении	240-270	250-270		
комплексной нити в	240 270	250 210		
микропластике, ГПа				

Характеристика	Номинальное значение для УВ			
марактеристика	УВІ	УВІІ		
Удлинение при разрыве				
комплексной нити в	1 5	1 9		
микропластике, %, не	1,3	1,0		
менее				
Номинальная линейная				
плотность нити с	190	770		
аппретом, текс				
Плотность волокна, г/см ³	1,78±0,03	1,78±0,03		
Массовая доля аппрета на	1 0-1 7	1 0-1 6		
нити, %	1,0 1,7	1,0-1,0		

Жгут Русар НТ (ТУ2272-014-18059169-2015) – волокна 3 поколения с рекордными показателями прочности среди современных арамидных нитей.

Таблица 3 – Основные свойства арамидного волокна Русар-НТ

Наименование показателей	Русар-НТ
Плотность, г/см ³	1,45
Удельная разрывная нагрузка нити,	290
сН/Текс	250
Прочность при растяжении, ГПа	5,8-6
Модуль упругости, ГПа	165-175
Удлинение при разрыве, %	2,0
Линейная плотность, текс	60

Для проведения испытаний физико-механических свойств ПКМ использовали разрывную машину с максимальным усилием 5 кН которая соответствует требованиям ГОСТ 28840-90. Образцы испытывались при стандартных условиях температуры и влажности.

Поверхность разрушения адгезионного контакта исследовалась с помощью оптического микроскопа.

Экспериментальная часть

Исследуемый метод испытания заключается В вытягивании углеродного жгута из адгезионной ячейки. Адгезионная ячейка на испытуемом образце формируется посредством затягивания на капле 2.6-3.6 связующего арамидного жгута С усилием МΠа [12]. Преимуществом данного метода является то, что при испытании изготовленного образца происходит разрушение не одной мононити, а множества элементарных волокон, что приближает данный метод к реальным условиям разрушения в ПКМ. Данный факт позволяет сократить количество испытываемых образцов, необходимых для проведения статистического расчета. Толщина полимерной матрицы в адгезионной зоне также соответствует свойствам матрицы в ПКМ.

Схема формирования адгезионной ячейки представлена на рисунке



Рисунок 4 – Схема формирования склейки

4

Данный метод был модифицирован следующим образом:

- 1. Углеродный жгут проходит через ванну с эпоксидным связующим и наматывается на специальные рамки.
- 2. Пропитанный углеродный жгут наматывается на рамку с постоянной скоростью, заданной на пульте управления.
- Далее, для формирования адгезионной ячейки, на пропитанный углеродный жгут, намотанный на рамку, наносится капля того же связующего.
- После чего затягивается узел из арамидного волокна согласно рекомендациям, приведенным в научно-технической литературе [17].

Арамидное волокно используется для формирования узла адгезионной ячейки. Это связано с тем, что адгезионная прочность арамидных волокон с эпоксидной смолой, как было показано в работе [12], соответствует когезионной прочности самих волокон вследствие диффузии связующего. В результате чего разрушение при испытании происходит на границе раздела углеродное волокно-матрица. Для статистической обработки достаточно получения результатов испытаний выборки из 5-7 образцов.

Образцы отверждали в термошкафу в соответствии с технологическим режимом для микропластиков с использованием связующего ВСЭ-30.

По сравнению с методами «Push-out» и «Pull-out» предлагаемый метод существенно проще и менее трудоемок, и позволяет контролировать давление при формировании адгезионного контакта. Преимуществом также является тот факт, что для испытания образцов требуются стандартные разрывные машины с усилием до 500 Н.

Площадь склейки рассчитывали исходя из плотности и линейной плотности используемых жгутов согласно формуле (1), представленной в работе [12]:

$$S = \frac{2\pi}{\varphi} \sqrt{\frac{T_1 T_2}{\rho_1 \rho_2}} \tag{1}$$

где T₁, T₂ – линейная плотность углеродной и арамидной нити соответственно, ρ₁, ρ₂ – объемная плотность углеродной и арамидной нити соответственно. Степень наполнения – φ= 0.81-0.83.

Значение плотности упаковки ф принимали в соответствии с данными, которые приведены в литературе [18].

Таблица 5 – Результаты экспериментального определения линейной плотности углеродного волокна для расчета площади контакта

Марка углеродного волокна	Линейная плотность УВ с апретом, текс,
	(г/км)
УВ І	<u>181,2-182,8</u>
	182,0
УВ II	<u>766,4-768,8</u>
	767,2

При затягивании узла обеспечивали одинаковое давление 2.6 МПа в зоне формирования адгезионного контакта с учетом его площади в соответствии в соответствии с рекомендациями в работе [12].

Таблица 6 – Усилие затягивания и площадь контакта в узле для образцов с различной линейной площадью жгутов

Физико-механические испытания, прочность и надеж	ность современных
конструкционных и функциональных мат	ериалов

Параметр	Система						
Параметр	У	В I/ Русар-НЛ		УВ II/Русар-НТ			
Номер варианта	1	2	3	4	5	6	
Соотношение							
линейной							
плотности	180/120 180/180	180/180	180/240	770/180	770/240	770/600	
УВ/Русар-НТ,	100,120	100/100					
Текс/текс							
Усилие	2.35	2.84	3 23	5 68	6 47	10 39	
затягивания, Н	_,	_,	0,20	2,22			
Площадь							
контакта в узле,	1,15	1,41	1,63	2,84	3,26	5,18	
MM ²							

Обсуждение результатов и выводы

Перед испытаниями на растяжение образцы были закреплены с помощью клея в накладки. На рисунке 5 представлена фотография образца при испытании на разрывной машине Физико-механические испытания, прочность и надежность современных конструкционных и функциональных материалов



Рисунок 5 – Фотография образца в зажимах разрывной машины при испытании на растяжении

На рисунке 6 представлены типичные кривые нагружения при испытании образцов на растяжение.



Рисунок 6 - Типичные кривые нагружения для 2 х образцов УВІІ с площадью контакта 5,18 мм² (для системы вариант 6)

Из характера кривых нагружения видно, что нагрузка при растяжении образца возрастает до максимального значения, при котором происходит разрушение адгезионного контакта и вырыв жгута адгезионной ячейки (узла). По значению ИЗ ЭТОГО максимума рассчитывается значение адгезионной прочности. Различие в значении образцов разрушения деформации ДО адгезионного контакта И некоторое отклонение в линейной зависимости нагрузки от деформации объясняется, как было ранее приведено и в работе [12] тем, что при нагружении сначала происходит выпрямление образца, имеющего некоторое отклонение в ориентации осей испытуемого жгута и жгута, из которого сформирован узел. Характер деформация образца не влияет на расчет адгезионной прочности.

На рисунке 7 представлена фотография зоны адгезионного разрушения после испытания.



Рисунок 7 – Фотографии разрушения адгезионной зоны «УВ (I)-матрица» с площадью контакта 1,15 мм² (для системы со структурой 1) (увеличение - Х5)

Фотография на рисунке 7 свидетельствует об адгезионном характере разрушения на границе раздела УВ-матрица: в зоне разрушения отсутсвуют следы арамидного волокна.

В таблице 7 приведены результаты испытаний волокон УВІ и УВІІ при различных схемах формирования адгезионной ячейки из арамидной трощеной нити.

	Система					
Тип УВ	УВ І/Русар-НТ			УВ II/Русар-НТ		
Номер варианта схемы	1	2	3	4	5	6
Соотношение линейной плотности (Текс) УВ/Русар-НТ	180/120	180/180	180/240	770/180	770/240	770/600
Контактная площадь, мм ²	1,15	1,41	1,63	2,84	3,26	5,18
Адгезионная прочность, МПа	<u>56,27-67,24</u> 62,73	<u>55,07-76,75</u> 63,97	<u>58,90-79,92</u> 70,02	<u>36,52-54,38</u> 44,97	<u>53,86-62,82</u> 59,00	<u>54,32-80,09</u> 66,86

Таблица 7 – Результаты определения адгезионной прочности

Образцы 1,2,3 и 6 с различной площадью адгезионного контакта для обоих видов УВ имеют близкие показатели прочности адгезионной связи. Разница между значениями составляет менее 10 %. Для образца 5 показатель адгезионной прочности оказался на 15% ниже, чем в среднем для остальных образов. Наиболее низкие показатели демонстрирует образец 4, который получен из жгутов с наибольшим различием в линейной плотности. Можно предположить, что в этих условиях при испытании возникают дополнительные напряжения при изгибе узла, способствующие развитию трещины в зоне контакта и более раннему разрушению адгезионной связи. Поэтому для формирования адгезионной ячейки следует использовать жгуты близкой линейной плотности.

Авторами статей [19-21] были проведены испытания методом выдергивания углеродного волокна из эпоксидной матрицы, отвержденной аминным отвердителем. Прочность адгезионного контакта между углеродным волокном и эпоксидной матрицей составляет 48-81 МПа [19-21]. Данные, полученные с помощью метода вырывания углеродного волокна из узла, находятся в интервале от 59 МПа до 70 МПа. Это свидетельствует о том, что данный метод можно применять для определения адгезионной прочности между углеродным волокном и эпоксидной матрицей.

В результате работы предложен усовершенствован метод определения адгезионной прочности связи между углеродным волокном и эпоксидной матрицей, позволяющий в условиях стандартной процедуры изготовления микропластиков получать образцы для проведения испытаний адгезионной прочности УВ-связующее. Для формирования адгезионной ячейки с использованием жгутов типа Русар-НТ следует применять жгуты с линейной плотностью близкой к линейной плотности жгутов из УВ.

Список литературы:

- Каблов, Е. Н. Инновационные разработки ФГУП "ВИАМ" ГНЦ РФ по реализации "Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года" / Е. Н. Каблов // Авиационные материалы и технологии. – 2015. – № 1(34). – С. 3-33.
- Рудской, А. И. Технологическая наследственность при производстве и эксплуатации конструкционных материалов// Технология металлов. 2019. № 2. С. 2-10.
- Давыдова И.Ф., Каблов Е.Н., Кавун Н.С. Термостойкие негорючие полиимидные стеклотекстолиты для изделий авиационной и ракетной техники // Все материалы. Энциклопедический справочник, 2009. №7. С.2-11.
- Гуляев, А. И. Измерение адгезионной прочности "волокно-матрица" с применением наноиндентирования (обзор) // Труды ВИАМ. электрон. науч.-технич. журн. 2019. № 3(75). С. 68-78. URL: <u>http://viam-works.ru</u> (дата обращения 15.01.2025)
- 5. Горбаткина Ю.А. Адгезионная прочность в системах полимерволокно. М.: Химия, 1987. 192 с.
- 6. Горбаткина Ю.А., Журавлева О.А., Иванова-Мумжиева В.Г., Чеботарев В.П. Влияние молекулярной массы полисульфона на адгезию эпоксиполисульфоновых связующих к волокнам // Пластические массы. 2017. №5-6. С. 14-17.
- Сергеев А.Ю., Турусов Р.А., Баурова Н.И. Определение адгезионной прочности соединений на примере испытаний образцов методом выдергивания волокон из матрицы // Композиты и наноструктуры. 2017. №1. С. 52-62.

- 8. Ерасов В.С., Сибаев И.Г. Схема разработки и оценки свойств конструкционных авиационных композиционных материалов // Авиационные материалы и технологии. 2023. № 1 (70). Ст. 05.
- Орешко Е.И., Ерасов В.С., Яковлев Н.О., Уткин Д.А. Методы определения механических характеристик материалов с помощью индентирования (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 1 (62). С. 10.
- Ерасов В.С., Сибаев И.Г., Сутубалов А.И., Попкова Е.А., Горбовец М.А. Методики механических испытаний по определению прочности углеродных волокон // Авиационные материалы и технологии. 2024. № 2 (75). С. 11
- 11. Гуляев А.И., Ерасов В.С., Орешко Е.И., Уткин Д.А. Анализ разрушения углепластика при выталкивании мультифиламентного цилиндра // Клеи. Герметики. Технологии. 2021. № 1. С. 28–35.
- Котомин, С. В. Расчет прочности адгезионной связи армирующих волокон с полимерами по методу "петли" / С. В. Котомин, И. М. Обидин, Е. А. Павлючкова // Mehanika kompozitnyh materialov. 2022. Vol. 58, No. 1. P. 197-212.
- Оценка адгезионной прочности системы «волокно-полимерная матрица» с помощью непараметрического бутстреп-метода / А. И. Сутубалов, Н. Ю. Подживотов, П. В. Шершак, Н. О. Яковлев // Труды ВИАМ. электрон. науч.-технич. журн. 2024. № 11(141). С. 100-112. URL: <u>http://viam-works.ru</u> (дата обращения 24.01.2025)
- 14. Hardiman M., Vaughan T.J., McCarthy C.T. The effect of fibre constraint in the nanoindentation of fibrous composite microstructures: A finite element investigation // Computational Materials Science. 2012. Vol. 64. P. 162-167

- 15. Hu Z., Farahikia M., Delfanian F. Fiber bias effect on characterization of carbon fiber-reinforced polymer composites by nanoindentation testing and modeling // Journal of Composite Materials. 2015. Vol. 49. P. 3359
- Bechel V.T., Sottos N.R. A comparison of calculated and measured debond lengths from fiber push-out tests // Composites Science and Technology. 1998. Vol. 58. P. 1727–1739.
- Котомин, С. В. Масштабный фактор при испытании адгезионноклеевых соединений гетероарамидных нитей методом «петли» / С. В. Котомин, И. М. Обидин, Е. А. Павлючкова // Клеи. Герметики. Технологии. 2023. № 11. С. 35-40.
- Перепелкин, К. Е. Армирующие волокна и волокнистые полимерные композиты. Монография / К. Е. Перепелкин. Санкт-Петербург : Научные основы и технологии, 2009. 380 с.
- 19. Исследование адгезионных свойств на межфазной границе углеродное волокно - эпоксидное связующее по методике Drop-Sting test / А. В. Шапагин, А. П. Черевинский, А. А. Потеряев, Н. Ю. Будылин // VIII Международная конференция по физической химии краун-соединений, порфиринов и фталоцианинов: Сборник тезисов докладов конференции, п. Агой, 20–24 сентября 2020 года.
- 20. Нелюб, В. А. Экспериментальная оценка модуля упругости адгезионной связи системы эпоксидная матрица - углеродное волокно с металлическим покрытием / В. А. Нелюб // Современные наукоемкие технологии. – 2019. – № 6. – С. 96-100.
- Borodulin, A. S., et al. "Strength of the Polymer–Fiber Interface in Structural Composite Materials." *Russian Metallurgy (Metally)* 2023.13 (2023): 2155-2159.

УДК 668.395.018:629.78.02

АНАЛИЗ РЕЗУЛЬТАТОВ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ЛИСТОВЫХ СЛОИСТЫХ УГЛЕПЛАСТИКОВ С ОДИНАКОВЫМИ УГЛАМИ АРМИРОВАНИЯ МОНОСЛОЁВ ОТ ИХ ПОСЛЕДОВАТЕЛЬНОСТИ ЧЕРЕДОВАНИЯ ОТ ТОЛЩИНЫ МАТЕРИАЛА

Алямовский Андрей Иванович, к.т.н., andrey.alyamovskiy@rsce.ru

Alyamovsky Andrey Ivanovich, Candidate of Technical Sciences, andrey.alyamovskiy@rsce.ru

Земцова Елена Владимировна, elena.zemtsova@rsce.ru Zemtsova Elena Vladimirovna, elena.zemtsova@rsce.ru Сеньковский Александр Николаевич, alexander.senkovsky@rsce.ru Senkovsky, Alexander Nikolaevich, alexander.senkovsky@rsce.ru ПАО «Ракетно-космическая корпорация "Энергия" имени С.П. Королева» (РКК «Энергия») ул. Ленина, 4А, г. Королев, Московская область, Россия, 141070

S.P. Korolev Rocket and Space Corporation Energia (RSC Energia) 4A Lenin Street, Korolev, Moscow region, 141070, Russia

Аннотация: Настоящий материал был написан в 1990 году для публикации в научно-техническом журнале «Механика полимеров» (г. Рига), но по ряду объективных причин статья не была издана. Сейчас с рядом доработок этот материал предлагается вашему вниманию. В результате экспериментальных исследований механических характеристик слоистых углепластиков было установлено, что ИХ механические характеристики при нагружении растяжением и сжатием зависят не только от их схем армирования, но и от порядка расположения по толщине слоистого материала одинаково ориентированных монослоёв. Эту особенность необходимо учитывать при разработке конструкций из слоистых углепластиков.

Annotation: This material was written in 1990 for publication in the scientific and technical journal "Polmer Mechanics" (Riga), but for a number of objective reasons the article was not published. Now, with a number of improvements, this material is offered to your attention. As a result of experimental studies of the mechanical characteristics of layered carbon fiber plastics, it was found that their mechanical characteristics under tension and compression loading depend not only on their reinforcement schemes, but also on the order of arrangement of equally oriented monolayers along the thickness of the layered material. This feature must be taken into account when designing structures made of laminated carbon plastics.

Ключевые слова: трехслойные сотовые конструкции (ТСК), несущие слои (НС), углепластик, схема армирования, посадочные устройства (ПУ) и двигатели управления мягкой посадкой, монослои (ДУМП), полимерный композиционный материал (ПКМ).

Keywords: three-layer honeycomb structures (TSC), load-bearing layers (HC), carbon fiber, reinforcement scheme, landing devices (PU) and soft landing control engines, monolayers (DUMP), polymer composite material (PCM).

Начиная с конца 70-х годов прошлого века в НПО «Энергия» (в настоящее время ПАО «РКК «Энергия») проводились работы по отработке разработке экспериментальной конструкций И створок трёхслойных сотовых обтекателей из ПКМ на основе углеродных наполнителей для ряда изделий ракетно-космической техники.

Конструктивно створки обтекателей были выполнены в виде ТСК с НС из листового полностью отверждённого углепластика Слокарбон-10КП.

Одним из основных обязательных требований к нормативно-XVII Всероссийская конференция по испытаниям и исследованиям свойств материалов «ТестМат»

технической документации на слоистые углепластики, является указание теоретически и экспериментально обоснованных норм механических характеристик, которые в основном зависят от схемы армирования углеродного наполнителя и его механических свойств.

Известные соотношения [1] устанавливают зависимость механических характеристик от углов армирования монослоёв и их доли по толщине пакета. В данных соотношениях взаимное расположение разноориентированных монослоёв по толщине пакета не учитывается.

Первоначально совместно с учёными МВТУ им. Н.Э.Баумана (кафедра М-1 Феодосьев В.И., Алфутов Н.А., Попов Б.Г. и др.) были выбраны и теоретически обоснованы исходя из условий нагружения схемы $C/90^{0}/+30^{0}/-30^{0}/0^{0}/$ обтекателей ПУ: HC створок армирования 30⁰/+30⁰/90⁰/С и ДУМП С/0⁰/+45⁰/-45⁰/0⁰/0⁰/-45⁰/+45⁰/0⁰/С (С - стеклоткань Э2-62 защитный слой углеродного волокна от механических повреждений и для исключения коррозионной гальванической пары между углеродным волокном и СЗ из алюминиевой фольги).

Технология изготовления трёхслойных сотовых створок обтекателей была основана на использовании плоских, полностью отверждённых углепластиковых НС, которые в процессе сборки створок деформируют в поверхность одинарной кривизны переменного радиуса (плоскость+R160 мм+ R2750 мм). Для снижения изгибной жёсткости, а следовательно усилия изгиба и начальных технологических напряжений в монослоях «0⁰» при деформировании в поверхность одинарной кривизны эти монослои располагали в середине слоистого пакета.

Как было позднее экспериментально установлено, ЧТО место расположения монослоёв «0[°]» по толщине слоистого пакета содержащего монослои с одинаковыми углами армирования, существенно влияет на характеристики прочности углепластика при растяжении и сжатии.

РИЖСКОГО ПОЛИТЕХНИЧЕСКОГО Совместно с учёными XVII Всероссийская конференция по испытаниям и исследованиям свойств материалов «ТестМат»

ИНСТИТУТА (РПИ) им. А.Я. Пельше (Скудра А.М., Булавс Ф.Я., и др.) были проведены комплексные исследования, направленные на определение влияния порядка чередования ортогонально направленных монослоёв «0⁰» и «90⁰» по толщине слоистого пакета на характеристики прочности листового углепластика.

При одноосном растяжении в направлении параллельном плоскости армирования слоистого материала различно ориентированные монослои разрушаются неодновременно. Первыми разрушаются наиболее невыгодно ориентированные монослои и материал теряет сплошность и между монослоями происходит перераспределение напряжений. При дальнейшем нагружении разрушается монослой, который после перераспределения напряжений будет наиболее нагруженным. Наиболее нагруженными является монослои армированные поперечно направлению приложению нагрузки (90°) в которых б₂=0,9 МПа и монослои, армированные в направлении нагружения (0^{0}) , в которых $G_{1}=18,7$ МПа. Разрушение поперечно армированных монослоёв может быть вызвано разрушением полимерного связующего или сцепления между волокнами и связующим. В случае разрушения связующего или сцепления волокна со связующим можно принять, что напряжение G_1 практически не влияет на их напряжённое состояние, так как при осевом нагружении вдоль волокон всю нагрузку практически воспринимают волокна. Разрушение полимерного связующего может происходить на растяжение или сдвиг в зависимости от угла ориентации монослоя относительно направления приложения нагрузки. При дальнейшем увеличении нагрузки происходит полное разрушение слоистого материала в результате разрушения волокон. Характеристика прочности полимерного связующего обычно значительно ниже характеристики прочности волокон, поэтому в первом приближении можно принять, что волокна в армированном слоистом ПКМ при одноосном напряжённом состоянии, т.е. можно пренебрегать влиянием

полимерного связующего на напряжённое состояние волокон.

Для максимального использования потенциальных возможностей слоистых многонаправленно армированных ПКМ, необходимо подробно исследовать влияние отдельных различноориентированных монослоёв на прочностные характеристики слоистого углепластика.

Практика использования в качестве конструкционных материалов слоистых армированных пластиков В основном ограничивается применением симметричных по толщине схем армирования.

Известно, что в образцах из многонаправленно армированных ПКМ возникают концентраторы межслойных напряжений по торцевым кромкам образца, вызывающие расслоение материала. Можно предположить, что расслоения, которые наблюдаются при статических испытаниях слоистого ПКМ с определённами углами армирования монослоёв, возникают из-за высоких значений нормальных напряжений по толщине слоистого пластика или из-за межслойных сдвиговых напряжений, которые имеют пик у свободной кромки образца. В работе [2] установлено, что знак этих напряжений у свободной кромки образца зависит от последовательности укладки однонаправленно армированных монослоёв.

В публикации [3] на основании результатов экспериментальных и аналитических исследований квазиизотропных стандартных образцов при их нагружении растяжением определено, что влияние последовательности укладки монослоёв на различные виды разрушения, прочность И толщине деформацию поперечную ПО связано С концентраторами напряжений вблизи свободного края.

Исходя из изложенного выше вероятно, что оптимальной структурой при растяжении с точки зрения достижения наибольшей характеристики прочности при растяжении будет схема армирования С/90⁰/+β/-β/0⁰/- $\beta/+\beta/90^{0}/C$.

При одноосном сжатии В направлении однонаправленно XVII Всероссийская конференция по испытаниям и исследованиям свойств материалов «ТестМат»

армированных монослоёв четырёхнаправленно армированного слоистого ПКМ в зависимости от последовательности укладки однонаправленно армированных монослоёв, следует выделить два вида разрушения: устойчивости разрушение без потери разрушение С потерей И устойчивости.

Подводя ИТОГ аналитического исследования характеристик прочности при сжатии и растяжении слоистого углепластика с различным расположением одинаково ориентированных монослоёв по толщине материала, подробно изложенного в работе [4] следует констатировать, что последовательность укладки однонаправленно армированных монослоёв существенно влияет на характеристики прочности слоистого углепластика. От последовательности укладки монослоёв зависит механизм разрушения слоистого композита. Если образец имеет последовательность укладки монослоёв $C/0^{0}/+\beta/-\beta/90^{0}/90^{0}/-\beta/+\beta/0^{0}/C$ и длина рабочей зоны равна 7,0 мм, при одноосном сжатии разрушение происходит без то потери устойчивости. При укладке $C/90^{0}/+\beta/-\beta/0^{0}/0^{0}/-\beta/+\beta/90^{0}/C$ и той же длине рабочей зоны имеет место разрушение образца с потерей устойчивости В первом случае характеристика прочности слоистого углепластика на 40°/0 выше, чем во втором. Это обусловлено тем, что при одноосном сжатии, также как при растяжении, происходит расслоение слоистого композита по краям образца, Следует отметить, что при сжатии расслоение вызывают факторы, которые при растяжении препятствуют расслоению и наоборот, т.е. при сжатии поперечная деформация по толщине образца имеет знак противоположный знаку аналогичной деформации при растяжении. Таким прочности образом характеристика образцов, имеюших последовательность укладки монослоёв С/90°/+β/-β/0°/0°/-β/+β/90°/С при растяжении оказывается выше чем у образцов с последовательностью укладки монослоёв С/0⁰/+ β /- β /90⁰/90⁰/- β /+ β /0°/С, а при сжатии ниже.

Сравнительное экспериментальное исследование влияния XVII Всероссийская конференция по испытаниям и исследованиям свойств материалов «ТестМат»

расположения одинаково ориентированных монослоёв по толщине слоистого углепластика на его характеристики прочности при растяжении и сжатии были проведены в НПО «Энергия» и на кафедре строительной механики РПИ им. А.Я. Пельше. Механические испытания на растяжение проводили в соответствии с ГОСТ 25.601-80, а на сжатие с ГОСТ 25.602-80.

В таблице приведены результаты механических испытаний на растяжение и сжатие 8-ми слойных образцов из углепластика КМУ-4Л (наполнитель – углеродная лента марки ЛУП-0,1, полимерное связующее марки ЭНФБ), армированых по следующим схемам укладки:

- $C/90^{\circ}/+30^{\circ}/-30^{\circ}/0^{\circ}/0^{\circ}/-30^{\circ}/+30^{\circ}/90^{\circ}/C$ (No1);

- $C/0^{0}/+30^{0}/-30^{0}/90^{0}/90^{0}/-30^{0}/+30^{0}/0^{0}/C$ (No2);
- $C/0^{0}/+45^{0}/-45^{0}/90^{0}/90^{0}/-45^{0}/+45^{0}/0^{0}/C$ (No 3);
- $C/90^{\circ}/+45^{\circ}/-45^{\circ}/0^{\circ}/0^{\circ}/-45^{\circ}/+45^{\circ}/90^{\circ}/C$ (No4);
- $C/0^{0}/+45^{0}/90^{0}/-45^{0}/-45^{0}/90^{0}/+45^{0}/0^{0}/C$ (No 5);
- $C/90^{\circ}/+45^{\circ}/0^{\circ}/-45^{\circ}/-45^{\circ}/0^{\circ}/+45^{\circ}/90^{\circ}/C$ (No6).

Таблица

№ схемы	Среднеарифмети-	Расхождение, 0/0	Среднеарифмети-	Расхож-
армирования	ческое значение		Ческое значение	дение, ⁰ / ₀
	характеристики		характеристики	
	прочности при		прочности при	
	растяжении, МПа		сжатии, МПа	
Nº1	418,6	100,0	404,6	100,0
N <u>⁰</u> 2	422,2	100,9	370,3	91,6
<u>№</u> 3	224,9	100,0	252,2	100,0
N <u>⁰</u> 4	287,7	127,9	368,5	146,1
N <u></u> 25	264,0	100,0	252,3	100,0
№ 6	242,9	92,0	312,4	123,8

Примечание: - среднеарифметическое значение характеристик

прочности при растяжении и сжатии рассчитано по результатам испытаний

5-ти образцов

В процессе экспериментальных исследований были испытаны образцы и с другими схемами армирования. Из результатов испытаний образцов, имеющих другие схемы армирования, также видно влияние места расположения одинаково ориентированных монослоёв по толщине углепластика на его характеристики прочности при растяжении и сжатии.

Анализируя результаты испытаний одноосного нагружения 8-ми слойных образцов из углепластика КМУ-4Л следует отметить, что значения характеристик прочности при растяжении полученные в НПО «Энергия», полностью совпадают с аналогичными результатами полученными в РПИ, т.е. более высокую характеристику прочности при растяжении имеет углепластик армированный по схеме $C/90^0/+\beta/-\beta/0^0/0^0/-\beta/+\beta/90^0/C$.

При одноосном сжатии 8-ми слойных углепластиковых образцов в НПО «Энергия» и на кафедре строительной механике РПИ были полученны качественно противоположные результаты, притом количественные различия оказались незначительны.

В РПИ было установлено, что при одноосном сжатии более прочной была слоистая структура, имеющая последовательность укладки монослоёв $C/0^0/+\beta/-\beta/90^0/90^0/-\beta/+\beta/0^0/C$, а структура с укладкой $C/90^0/+\beta/-\beta/0^0/C$ оказалась на $40^0/_0$ менее прочной.

В НПО «Энергия» было установлено, что именно структура с укладкой монослоёв С/90⁰/+ β /- β /0⁰/0⁰/- β /+ β /90⁰/С является более прочной на 40⁰/₀, как при одноосном растяжении, так и при одноосном сжатии.

Учитывая то, что при испытаниях на одноосное сжатие в соответствии с ГОСТ 25.602-80 (при длине рабочей зоны 7,0 мм) в НПО «Энергия» и на кафедре строительной механики РПИ были получены качественно противоположные результаты целесообразно провести повторные механические испытания на продольное сжатие в соответствии с ГОСТ Р 56809 (Композиты полимерные. Метод определения предела прочности на сжатие параллельно плоскости сэндвич – конструкций) трёхслойных сотовых образцов с НС из углепластика армированного по выше указанным схемам.

Список использованных литературных источников.

1. Rotem A.. Hashin Z. Faulure modes of angele ply laminates. – Journal of Composite Materials. 1975. April. P. 191 – 206.

 Pipes R.B., Pagano N.I. IInterlaminer stresses in composite laminftes under uniform axial extension. – J. Compos. Materials. 1970. Vol. 4. October. P.538 – 548.

3. Ф.В. Кросман. Анализ разрушения композитов у свободного края. В кн. Разрушение композиционных материалов, труды первого советско-американского симпозиума. – Р.: Зинатие, 1979.258 с.

4. Отчёт о научно – исследовательской работе «Разработка методики определения оптимальной структуры армирования слоистых углепластиков, используемых для общивок трёхслойных и каркасированных конструкций» Тема №3959/84, 10 – 55.

УДК 658.562 ПОДХОДЫ К СТАТИСТИЧЕСКОЙ ОЦЕНКЕ ОДНОРОДНОСТИ И СТАБИЛЬНОСТИ СВОЙСТВ УГЛЕРОДНЫХ ВОЛОКОН

А.И. Сутубалов¹ – аспирант, **Н.О. Яковлев¹** – к.т.н., нач. лаборатории, **П.В. Шершак¹** – к.т.н., зам. нач. лаборатории, **О.А. Лашов¹** – инженер 2 категории

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научноисследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Москва, Россия; <u>admin@viam.ru</u>

Аннотация: В настоящей работе проведен сравнительный анализ результатов испытаний по определению удельной разрывной нагрузки нити, состоящей из 12000 (12К) волокон, при разрыве петлёй углеродных волокон различных высокопрочные типов: co Представлены стандартным модулем среднемодульные. И зависимости коэффициента вариации значения удельной разрывной нагрузки нити от количества образцов при условии последовательного отбора от паковки. Предложен алгоритм принятия решений по оценке однородности и стабильности физико-механических свойств волокон. По сгенерированным бутстреп-выборкам построена общепартийная гистограмма частотных распределений средних значений удельной разрывной нагрузки нити.

Ключевые слова: однородность, стабильность, углеродное волокно, физико-механические характеристики, бутстреп-метод

Реферат

При изготовлении волокон возникает необходимость установить различие физико-механических свойств волокон для каждой отдельной взятой паковки или партии друг от друга с учетом особенностей технологического процесса их изготовления. Качество углеродного волокна определяется однородностью и стабильностью физико-механическими свойств на протяжении всего объема паковки. Актуальность работы заключается в разработке методики по оценке однородности и стабильности свойств волокон.

Выполнен сравнительный анализ зависимости коэффициента вариации значения удельной разрывной нагрузки нити от количества образцов при условии последовательного отбора от паковки в случае высокопрочных со стандартным модулем и среднемодульных углеродных волокон.

Приведен подробный алгоритм принятия решений по оценке однородности и стабильности физико-механических свойств волокон. Показаны практические аспекты применения бутстреп-метода для оценки стабильности свойств волокон.

Введение

Обеспечение высокой надежности и эффективности изделий авиационной техники во многом зависит от качества производства и уровней свойств материалов авиационного назначения [1-9]. В свою очередь качество материала напрямую связано с исходным сырьем, из которого получают материал, следовательно, обеспечение качества сырья (полуфабрикатов) является одной из важнейших задач при создании изделий авиационной техники [10].

В производстве изделий ИЗ полимерных композиционных материалов основным компонентом помимо полимерной матрицы является армирующий наполнитель. В качестве армирующего наполнителя силовых конструкций, изготавливаемых ИЗ углепластиков, для используются непрерывные углеродные волокна.

Оценка механических свойств волокон на соответствие требованиям нормативных документов проводится по результатам приемо-сдаточных испытаний [1, 11-15]. Как при выходном, так и при входном контроле уровней свойств физико-механических характеристик задаются требования по количеству образцов для испытаний. При этом корректное заключение качестве конкретного полуфабриката по результатам испытаний 0 ограниченного числа образцов можно сделать только при условии стабильности данного полуфабриката по однородности И уровню свойств. оцениваемых Однородность стабильность свойств И полуфабриката должны обеспечиваться технологическим процессом его изготовления и оценить их можно только по результатам испытаний достаточного количества образцов.

В настоящей работе используются термины: *однородность* - постоянство индивидуальных значений определенного свойства в пределах рассматриваемого объема образцов; *стабильность* - способность последующих партий волокна сохранять установленное значение свойства в определенных пределах по сравнению с предыдущими партиями.

Анализ данных по испытаниям углеродных волокон

Анализировались результаты испытаний по определению удельной разрывной нагрузки нити, состоящей из 12000 (12К) волокон, при разрыве петлёй по ГОСТ 28008-88. Испытания проводились на углеродных волокнах различных типов: высокопрочные со стандартным модулем [16] и среднемодульные [16] углеродные волокна. Углеродные волокна выбраны, как наиболее представительный и наиболее используемый армирующий наполнитель в изделиях из полимерных композиционных материалов, в частности в изделиях авиационного назначения.

Анализ проводился по образцам, которые отбирались последовательно друг за другом по длине волокна в паковке (бобине), что важно для оценки изменения характеристик по длине.

Если представить результаты испытаний в виде диаграммы зависимости определяемой характеристики от порядкового номера отбора образца (т.е. в зависимости от длины волокна в паковке), то общий характер для всех типов волокон будет схожим. На рисунке 1 приведена зависимость удельной разрывной нагрузки нити при разрыве петлей высокопрочного углеродного волокна стандартным co модулем В зависимости от порядкового номера образца по результатам испытаний N равными 500 образцов, отобранных подряд друг за другом.

Сделать какие-либо выводы из рисунка 1 крайне затруднительно без дополнительной обработки. Представим на рисунке 2 диаграмму зависимости изменения значения коэффициента вариации удельной разрывной нагрузки нити с увеличением числа образцов (нарастающим итогом) для всех рассматриваемых марок волокон (рисунок 2).



Рисунок 1 – Зависимость удельной разрывной нагрузки нити при разрыве петлей высокопрочных углеродных волокон со стандартным модулем



Рисунок 2 – Зависимость коэффициента вариации значения удельной разрывной нагрузки нити при разрыве петлей различных волокон от количества образцов

Анализируя полученные зависимости, можно сделать вывод, о том, что изменение коэффициента вариации после испытаний 100 образцов не значительно варьируется в процентном отношении. Однако в случае высокопрочных со стандартным модулем наблюдаются «скачки» значений коэффициента вариации с ростом количества образцов, поэтому может потребоваться испытывать более 300 образцов, чтобы минимизировать существенное изменение кривой на графике. Для решения проблемы выбора достаточного количества образцов авторами вводится критерий оценки для каждой паковки волокна: начиная ОТ 300 образцов сравнивается каждое из 30 последних значений коэффициента вариации с их средним значением. Проверяется выполнение следующего неравенства:

$$CV_i < 1,02 \cdot \overline{CV}_{N-29\dots N},\tag{1}$$

где CV_i – *i*-ое значение коэффициента вариации из последних 30 значений, (i = N – 29... N);

*CV*_{*N*-29...*N*} – среднее арифметическое значение коэффициента вариации для последних 30 значений.

В случае если для всех последних 30 значений неравенство (1) выполняется, то количество отобранных от паковки образцов считается достаточным.

По результатам полученных испытаний можно набирать статистические данные, характеризующие каждую паковку волокна, такие как среднее значение определяемого показателя, стандартное отклонение, коэффициент вариации, минимальные и максимальные значения и т.п. Целесообразно такие данные получать для каждого типа волокна, проводя исследования на нескольких партиях (рисунок 3). Причем, данные такого предварительного анализа будут реперными данными, характеризующими отдельно взятый тип волокна. Ниже по тексту анализ данных такого объёма будет называться *предварительным анализом*.



Рисунок 3 – Схема разделения партий волокна на паковки и образцы при предварительном анализе

При анализе однородности и стабильности испытывать волокна для каждой партии/паковки (отличной от партий, использованных для предварительного анализа) в таком же объёме проводить не рационально по ряду причин. Отсюда следует необходимость установить объем испытаний (порядок отбора) образцов от паковок для анализа однородности и стабильности в сравнении с данными, полученными на этапе предварительного анализа.

Авторами предложена процедура выбора минимального представительного количества образцов. Из полученных результатов испытаний на этапе предварительного анализа получают скользящие средние значения для каждой пары образцов, т.е. находят среднее значение для первого и второго образца, второго и третьего, третьего и четвертого и т.д. до тех пор как не будут получены все возможные средние значения последовательных пар образцов. Таким же образом получают скользящие средние для групп из трёх, четырёх, пяти и т.д образцов для разного количества групп образцов (n). На рисунке 4 приведены результаты соответствующих расчетов для группы образцов n = 2 и n = 9. При n = 9 средние значения показателя образуют выраженные пики на графике, которые свидетельствуют об отклонении в технологическом процессе производства волокна по длине паковки в рамках трёхсот образцов.



Рисунок 4 – Зависимость скользящих средних значений для группы из 2х и 9ти образцов от длины волокон в паковке (красная линяя – среднее значение определяемого показателя по тремстам результатам испытаний)

Очевидно, что с увеличением количества образцов (n) при расчете скользящих средних все получаемые значения приближаются к среднему значению показателя по всем испытанным образцам. Таким образом

достаточно установить критерий оценки, насколько скользящие средние могут отклоняться от среднего значения показателя всей выборки, и, проверяя выполнение этого критерия с ростом значения n, можно установить *минимальное представительное количество образцов* (k). Процедура нахождения этого значения и соответствующий критерий выглядят следующим образом:

1) Средние значения определяемого показателя (\bar{x}_l) от одной паковки рассчитывают по формуле (для всех *l* от 1 до N - k + 1):

$$\bar{x}_l = \frac{\sum_{i=l}^{l+k-1} x_i}{k},\tag{2}$$

где l – порядковый номер группы из k образцов (l = 1 ... N - k + 1);

- *k* минимальное представительное количество образцов;
- і порядковый номер образца в выборке;
- *x_i* значение определяемого показателя *i*-ого образца.
- Для всех средних значений, определенных в 1), находят коэффициент вариации CV_{x̄l} %, и проверяют выполнение следующего неравенства:

$$CV_{\bar{x}_l} < 5 \tag{3}$$

Если неравенство (3) выполняется, то значение k, при котором неравенство выполнилось, фиксируют для данной паковки. В противном случае увеличивают значение k на один и повторяют вычисления (2)-(3). Вычисления повторяют до тех пор, пока не будет выполнено неравенство (3). На рисунке 4 показано, что при n = k = 9 выполнилось неравенство (3), так как коэффициент вариации равен 4,8%.

Стоит отметить, что k может быть различным для каждого типа волокна и даже каждой паковки одной партии. При предварительном анализе фиксируют минимальное представительное количество образцов k₀ для определяемого показателя, как наибольшее значение k среди всех паковок.

Методика оценки однородности и стабильности свойств волокон

Оценку однородности и стабильности свойств волокна ПО определяемому показателю проводят относительно данных предварительного анализа и по каждому показателю свойств отдельно. От волокна. отличной ОТ партий предварительного партии анализа, рекомендуется отбирать случайным образом 2 % паковок, но не менее трех штук и не менее пяти образцов от каждой паковки. По результатам испытаний проводят проверку данных паковок на выбросы, используя описательную статистику (ГОСТ Р ИСО 16269-4), или статистический критерий MNR[12], или подход, предложенный в [17].

Однородность физико-механических свойств

Строят контрольную карту индивидуальных значений (метод «3-х сигм») согласно Р 50.1.087-2013. На карту наносят результаты испытаний всех образцов по данному показателю для каждой паковки, а также границы оценки однородности свойств. Верхняя граница равна значению $\mu_0 + 3 \cdot \sigma_0$, нижняя граница $\mu_0 - 3 \cdot \sigma_0$ (где μ_0 , σ_0 – среднее значение и стандартное отклонение определяемого показателя предварительного анализа). Пример контрольной карты однородности приведен на рисунке 5.


Рисунок 5 – Пример контрольной карты индивидуальных значений

В случае, если 99 % значений (с учетом правил математического округления) определяемого показателя по паковки находятся внутри границ, приведенных на карте, то есть выполняется неравенство:

$$\mu_0 - 3\sigma_0 < x_i < \mu_0 + 3\sigma_0, \tag{4}$$

то значения определяемого показателя в рассматриваемой паковки считаются однородными в сравнении с данными предварительного анализа.

В противном случае констатируют факт изменения однородности свойств по определяемому показателю в партии в большую или меньшую сторону по сравнению с данными предварительного анализа.

Стабильность физико-механических свойств

По результатам предварительного анализа соответствующего типа волокна строят контрольную карту средних значений (метод Шухарта) для каждого определяемого показателя отдельно согласно ГОСТ Р ИСО 7870-2. Используют \overline{X} -карту для количественных данных при заданных значениях параметров процесса.

На контрольную карту наносят средние значения определяемого показателя по каждой паковке отдельно и последовательно по партиям.

Для графического представления количество образцов n в каждой паковке должно быть одинаковым. Пример контрольной карты стабильности построен на рисунке 6.



Рисунок 6 – Пример контрольной карты средних значений

Если среднее значение определяемого показателя по каждой паковке из партии находятся в пределах границ контрольных карт, то есть для каждой паковки выполняется неравенство $L_{CL} < \bar{x} < U_{CL}$, то данную партию считают стабильной относительно данных предварительного анализа.

В противном случае констатируют факт изменения стабильности свойств по определяемому показателю для конкретной паковки (паковок) в большую или меньшую сторону.

Полученные контрольные карты сохраняют для нанесения на них результатов испытаний последующих партий исследуемой марки волокна.

Непараметрический бутстреп-метод построения гистограммы распределения среднего значения

Дополнительным полезным инструментом является построение гистограммы среднего значения определяемого показателя с использованием непараметрического бутстреп-метода [18-23], который позволяет получить приблизительный вид распределения среднего значения по всей партии и оценить процентное отношение средних значений, находящихся внутри границ карт Шухарта. Подробное описание бутстреп-метода можно найти в учебном пособии по бутстреп анализу в работе [21].

Процедура построения гистограммы частотных распределений определяемого показателя с помощью бутстреп-метода выглядит следующим образом: для каждой паковки генерируются бутстреп-выборки равного объёма, рассчитываются средние значения бутстреп-выборок и по средним значениям строится общепартийная гистограмма.

Перед расчётом процентного отношения средних значений, находящихся внутри границ карт Шухарта, авторами предлагается рассчитывать 95% доверительные интервалы среднего значения по каждой паковке бутстреп-методом. Уровень надёжности в 95% выбран для того, чтобы отбросить хвост малых И больших значений среднего, обусловленный включением бутстреп-метода. Далее накладываются на диаграмму границы 95% доверительного интервала и границы карты Шухарта, по которым рассчитывается процентное пересечение.

В качестве примера использовались данные по партии, в которой 6 паковок по 5 индивидуальных значений в каждой (рисунок 7). Гистограмма показала, как изменялось бы среднее значение от паковки к паковке, если испытания проводились бы по всем паковкам из партии с количеством испытаний n = 5. Очевидно, что выявленное распределение является приближённым, то есть стремится к истинному (фактическому) распределению средних значений по всей рассматриваемой партии с количеством испытаний n = 5. В результате расчёта процентного отношения средних значений с уровнем надёжности 95% получилось, что

зона пересечения границ карт Шухарта и доверительного интервала равняется 94,9%, а за пределами границ карт Шухарта - 5,1%.



Рисунок 7 – Пример гистограммы частотных распределений средних значений удельной разрывной нагрузки нити при разрыве петлей по всем бутстреп-выборкам рассматриваемой партии (6 паковок по 5 индивидуальных значений)

Заключение

Сравнительный анализ различных типов углеродного волокна 12К по результатам испытаний удельной разрывной нагрузки нити при разрыве петлей показал, что до 300 образцов может происходить существенное изменение характера кривых на диаграмме зависимости коэффициента вариации удельной разрывной нагрузки нити.

При расчёте предварительного анализа поедлагается отбирать не менее трех партий волокна и не менее 3 паковок для каждой партии волокна. От каждой паковки следует отбирать не менее 300 образцов для испытаний по каждому определяемому показателю. Количество

отбираемых образцов зависит от изменения коэффициента вариации по длине паковки. Допускается использовать большее количество образцов, а также использовать одни и те же образцы для определения нескольких показателей, если это предусмотрено методикой проведения испытаний.

Предложенный подход по оценке однородности и стабильности позволяет проводить оценку качества физико-механических свойств волокон, в т.ч. является инструментом мониторинга качества процесса производства волокна.

Построена гистограмма частотных распределений средних значений удельной разрывной нагрузки нити при разрыве петлей по рассматриваемой партии, используя бутстреп-метод. Использование бутстреп-метода позволило получить наглядное представление о центре распределения и изменчивости удельной разрывной нагрузки нити при разрыве петлей рассматриваемой партии, а также оценить процентное отношение средних значений, находящихся внутри границ карт Шухарта.

Список источников

- 1. Каблов Е.Н. Контроль качества материалов гарантия безопасности эксплуатации авиационной техники // Авиационные материалы и технологии. 2001. № 1. С. 3–8.
- Ерасов В.С., Яковлев Н.О., Нужный Г.А. Квалификационные испытания и исследования прочности авиационных материалов // Авиационные материалы и технологии. – 2012. – № S. – С. 440-448.
- Яковлев Н.О., Ерасов В.С., Крылов В.Д., Попов Ю.О. Методы определения сдвиговых характеристик полимерных композиционных материалов // Авиационная промышленность. – 2014. – № 1. – С. 20-23.
- Яковлев Н.О., Акользин С.В., Швец С.М. Определение трещиностойкости полимерных материалов // Новости материаловедения. Наука и техника. – 2014. – № 4. – С. 3.

- 5. Гриневич Д.В., Яковлев Н.О., Славин А.В. Критерии разрушения полимерных композиционных материалов (обзор) // Труды ВИАМ. – 2019. – № 7(79). – С. 92-111.
- Яковлев Н.О., Гуляев А.И., Лашов О.А. Трещиностойкость слоистых полимерных композиционных материалов (обзор) // Труды ВИАМ. – 2016. – № 4(40). – С. 12.
- Ерасов В.С., Сибаев И.Г., Сутубалов А.И., Попкова Е.А., Горбовец М.А. Методики механических испытаний по определению прочности углеродных волокон /// Авиационные материалы и технологии. – 2024. – № 2(75). – С. 137-148.
- Сутубалов А.И., Подживотов Н.Ю., Шершак П.В., Яковлев Н.О. Оценка однородности физико-механических свойств полуфабрикатов авиационного назначения // Авиационные материалы и технологии. 2024. № 1 (74). Ст. 10.
- Мишкин С.И., Жакова Л.С., Клименко О.Н., Васильчук Е.А. Исследование влияния содержания связующего в углепластиках на их механические свойства // Труды ВИАМ. 2023. № 2 (120). Ст. 07.
- 10.Попов Ю.О., Колокольцева Т.В., Громова А.А., Гусев Ю.А. Влияние эксплуатационных факторов на основные физико-механические свойства изделия из стеклопластика ВПС-31 // Труды ВИАМ. 2021. № 11 (105). Ст. 08.
- 11.Morgan P. Carbon Fibers and Their Composites. Boca Raton: Taylor & Francis, 2005. 1153 p.
- 12.MIL-HDBK-17: Composite Materials Handbook: in 5 vols. Virginia: Department of Defense, 2002. Vol. 1: Polymer Matrix Composites Guidelines for Characterization of Structural Materials. 586 p.
- 13.Ерасов В.С., Сибаев И.Г. Схема разработки и оценки свойств конструкционных авиационных композиционных материалов // Авиационные материалы и технологии. 2023. № 1 (70). Ст. 05.

- 14.Шершак П.В., Яковлев Н.О., Сутубалов А.И. Стандарты по испытаниям полимерных композиционных материалов. Часть 1. Растяжение // Авиационные материалы и технологии. 2023. № 3(72). С. 152-166.
- 15.Шершак П.В., Сутубалов А.И., Яковлев Н.О., Шерстюк Ф.А. Стандарты по испытаниям полимерных композиционных материалов.* часть 2. Сжатие // Авиационные материалы и технологии. – 2024. – № 2(75). – С. 149-166.
- 16.Сидорина А.И., Сафронов А.М. Исследование устойчивости углеродных волокон к окислению // Труды ВИАМ. 2022. № 7 (113). Ст. 06.
- 17.Лисаченко Н.Г., Попов А.Г., Думанский А.М. Принятие решений при расчёте статистически обоснованных характеристик полимерных композиционных материалов на этапе анализа выбросов // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2018. Т. 84. № 5. С. 74–80.
- 18.Гадолина И.В., Лисаченко Н.Г. Разработка метода построения доверительных интервалов для процентилей случайной выборки прочности композитов с применением бутстреп-моделирования // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2017. Т. 83. № 11. С. 73–77.
- 19. Агамиров Л.В. Методы статистического анализа механических испытаний. М.: Интермет Инжиниринг, 2004. 128 с.
- 20.Hoang Ph. Handbook of Engineering Statistics. Heidelberg: Springer, 2023. 1135 p.
- 21.Efron B., Tibshirani R. An Introduction to the Bootstrap. London: Chapman Hall, 1993. 436 p.
- 22.Davison A.C., Hinkley D.V. Bootstrap methods and their application. Cambridge: Cambridge University Press, 2006. 592 p.

23.Сутубалов А.И., Подживотов Н.Ю., Шершак П.В., Яковлев Н.О. Оценка адгезионной прочности системы «волокно-полимерная матрица» с помощью непараметрического бутстреп-метода // Труды ВИАМ. – 2024. – № 11(141). – С. 100-112.

УДК 620.184.6; 620.1;539.421

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ, РАЗМАХА ДЕФОРМАЦИИ И АСИММЕТРИИ ЦИКЛА НА ЗАРОЖДЕНИЕ ТРЕЩИНЫ В ОБРАЗЦАХ ИЗ ГРАНУЛИРУЕМОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ЭП741НП

Артамонов М.А. Maxim Artamonov maxartamonov@gmail.com Филиал ПАО «УМПО», Опытно-конструкторское бюро имени А. Люльки

Аннотация: Представлены результаты исследования влияния параметров, при которых испытывались цилиндрические образцы из гранулируемого никелевого сплава ЭП741НП на малоцикловую усталость, на выбор места зарождения усталостной трещины. Испытания на малоцикловую усталость проводились при «жестком» цикле нагружения, при различных уровнях деформации, температуры и асимметрии цикла.

Ключевые слова: Усталостное разрушение, малоцикловая усталость, гранулируемый никелевый сплав, ЭП741НП, зарождение усталостной трещины

Abstract: The results of a study of the influence of the parameters under which cylindrical samples made of granular nickel alloy EP741NP were tested on low-cycle fatigue and on the choice of the location of the fatigue crack origin are presented. Low-cycle fatigue tests were performed under a "hard" loading cycle, at various levels of deformation, temperature, and cycle asymmetry.

Keywords: Fatigue fracture, low-cycle fatigue, powder nickel-base superalloy, EP741NP, origin of a fatigue crack

Реферат

Известно, что для гранулируемого никелевого сплава ЭП741НП зарождение усталостной трещины может произойти как ИЗ-ПОД поверхности (от внутреннего дефекта), так и от поверхности образца. В случае зарождения трещины из-под поверхности образца, рост трещины происходит в условии отсутствия доступа воздушной среды, при этом скорость роста может быть значительно меньше по сравнению с ситуацией, если трещина зародилась с поверхности, и воздух мог проникать в трещину [1]. Возникает вопрос, при каких условиях усталостной трещине выгоднее зародиться из-под поверхности, а когда с поверхности. Проведенное фрактографическое исследование показало, что данный выбор зависит от температуры, размаха деформации и асимметрии цикла. Полученные диаграммы позволяют предсказывать, при каких условиях зарождение трещины можно ожидать с поверхности, а когда из-под поверхности. Данный сплав активно используют для изготовления турбинных дисков ГТД. Зная, при каких условиях находится диск при эксплуатации, можно предсказать каким образом произойдет зарождение трещины и где ожидать очаг усталостной трещины.

Введение

Никелевый гранулируемый сплав ЭП741НП широко применяется для изготовления таких деталей ГТД как диски турбин и компрессоров [2].

Применение порошковой металлургии позволяет обеспечить высокие прочностные характеристики детали и при этом обеспечивает однородность структуры и механических свойств по всему объему изделия [3]. Однако, вместе с тем, порошковая металлургия позволяет попадать в материал неметаллическим и шлаковым включениям, размер которых в среднем не превосходит размер гранул. Данные дефекты могут быть источником зарождения усталостных трещин в материале. Для дисков турбин ГТД в случае возникновения усталостной трещины, с учетом условия работы материала, разрушение происходило бы по механизму малоцикловой усталости (МЦУ). Развитие усталостной трещины можно существенно отличаться в зависимости, где произошло зарождение. Если зарождение трещины произошло OT дефекта находящегося под поверхностью материала, то в этом случае зарождение и рост трещины происходит в условии вакуума, а если зарождение произошло с поверхности, тогда воздух может попадать в трещину при ее развитии. Известно, что рост усталостной трещины в условии вакуума существенно отличается от ситуации, когда в вершину трещины может проникать воздух [1, 4, 5].

Зная, при каких условиях трещина зародиться с поверхности или под поверхности, можно подобрать метод неразрушающего контроля с целью своевременного обнаружения усталостной трещины. Определить где произошло зарождение трещины и тип очага возможно с использованием растрового электронного микроскопа (РЭМ) и изучением им изломов разрушенных при испытаниях образцов.

Исследуемый материал, тип образцов и методика проведения исследования

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

Для испытания применялись цилиндрические образцы. Поверхность образцов была отшлифована с последующей полировкой в осевом направлении для исключения образования рисок вдоль окружности

образца. Подобная схема полирования позволила исключить зарождение усталостных трещин от рисок, оставшихся после механической обработки.

Испытание образцов на МЦУ проводилось с использованием испытательных машин серии 8862 фирмы Instron (Рис.1 а), в широком диапазоне температуры, от 350 $^{\circ}$ C до 750 $^{\circ}$ C [6]. Испытания проводились в соответствии с ГОСТ 25.502-79 при «жестком» цикле нагружения. Параметры нагружения при испытаниях образцов: форма цикла – синусоидальная; частота нагружения – 1 Гц; контролируемый параметр в процессе нагружения размах деформации в цикле и коэффициент асимметрии цикла R = 0 и 0.5.

Фрактографическое исследование проводилось с использованием растрового электронного микроскопа JSM-IT300LV фирмы JEOL (Рис.1 б). Устанавливалось тип и местонахождение очага. В случае нахождения несколько очагов, фиксировался очаг, которому принадлежала наибольшая область усталостного разрушения. Всего было исследовано 87 образцов испытанных при коэффициенте асимметрии R = 0 и 52 образца испытанных при R = 0.5.



Рис. 1 – Оборудование, используемое для испытания и исследования: испытательная машина серии 8862 фирмы Instron (а), РЭМ JSM-IT300LV фирмы JEOL (б)

Результаты исследования

Было выявлено четыре типа очага зарождения усталостного разрушения:

1) Очаг представляет собой поверхностную фасетку, ограниченную размерами зерна и развернутую по отношению к оси нагружения примерно на 45 градусов (ПФ(45)). Фокус очага находится на поверхности образца. Подобный вид зарождения усталостных трещин является характерным для высокопрочных никелевых сплавов в случае отсутствия на поверхности образца концентраторов напряжений и соответствует I стадии усталостного роста (Рис. 2 а) [7].

2) Разрушение началось от поверхности образца, плоскость излома перпендикулярна оси нагружения образца (ПТ). Данный вид зарождения усталостного разрушения близок к II стадии усталостного роста, когда кристаллографическая структура материала не оказывает существенного влияния на траекторию распространения усталостной трещины в материале (Рис. 2 б).

3) Дефектная область (ДО). В основном зарождение разрушения от ДО у образцов происходило под поверхностью образцов (Рис. 2 в). Для данного типа зарождение и рост усталостной трещины происходил без доступа воздуха. Дефектами являются различные экзогенные загрязнения – керамические (осколки от разрушения тигля, окисления шихтовых материалов), органические (уплотняющая резина, органическое загрязнение исходного материала), кластеры частиц содержащих гафний [8, 9].

4) Граница зерна (ГЗ). Разрушение началось из-под поверхности образца. Фокус очага зарождения расположен на границе зерна (Рис. 2 г). Начальная область усталостного разрушения представляет собой фасетку, развернутую по отношению к оси нагружения образца. Также как и для типа очага ДО зарождение и рост усталостных трещин происходил без

доступа воздуха, что принципиально отличается от типа очагов ПФ(45) и ПТ.



Рис. 2 – Виды очагов. Стрелками показаны фокусы очагов

Можно разделить очаги на две группы. Первая группа – это зарождение усталостной трещины с поверхности, в условии доступа воздуха. Под данный критерий подходят очаги типа ПФ(45) и ПТ. Вторая группа – это зарождение трещины под поверхностью образца, когда воздух не имеет возможность влиять на зарождение и рост трещины (очаги ДО и ГЗ). Можно предположить, что какая из групп реализуется, зависит от условия испытания образца, т.е. от параметров размаха деформации и температуры. Распределение вероятности реализации зарождения из-под поверхности в зависимости от размаха деформации и температуры для асимметрии цикла R = 0 показано на рисунке 3 (а, б), для R = 0,5 на рисунке 3 (в, г).

В распределение вероятности зарождения из-под поверхности входят два типа очага – дефектная область (ДО) (Рис. 2 в) и граница зерна (ГЦ) (Рис. 2 г). Как меняется соотношение между этими типами дефектов показано на рисунке 4.

Для асимметрии цикла R=0, доля зарождения от ГЗ для всех образцов, испытанных при разных температурах и у которых зарождение произошло из-под поверхности, достигает 28%, то для R=0,5 доля зарождения от ГЗ равно всего 5 %. Такое резкое снижение доли зарождение от ГЗ по-видимому связано с тем, что при повышении асимметрии цикла резко возрастает количество зарождения от ДО в отличии от очагов типа ГЗ.



Рис. 3 – Статистика зарождения усталостной трещины из-под поверхности при асимметрии цикла R=0 (a, б) и R=0.5 (в, г)





Выводы и обсуждение

что при повышении асимметрии цикла Видно, вероятность зарождения от внутренних дефектов возрастает. При этом наибольшая вероятность реализуется при максимальной температуре и минимальных значениях размаха деформации (Рис.3). Можно отметить сложное распределение зависимости вероятности зарождения из-под поверхности в зависимости от температуры, размаха деформации и асимметрии цикла. Процесс зарождение усталостной трещины начинается с первым циклом нагружения как на поверхности, так и под поверхностью образца в условии вакуума. «Выигрывает» тот очаг, которые быстрее накопит повреждения и произойдет зарождение начальной трещины (стадия коротких трещин). Однако для малоцикловой усталости в этой гонке необходимо учитывать не только процесс зарождения усталостной трещины, но и дальнейший рост трещины до его окончательного разрушения. Если ДЛЯ многоцикловой усталости доля стадии зарождения трещины в общей долговечности существенно больше стадии роста трещины, поэтому при оценке какой очаг более быстрый стадией рост трещины можно пренебречь, то для малоцикловой усталости стадия роста трещины может занимать существенную часть в общей долговечности [10]. Это не позволяет точно по исследованию очага усталостной трещины, развитие которой привело к разрушению, оценить скорость зарождения трещины в условии вакуума внутри материала и при присутствии доступа воздушной среды зарождение трещины на поверхности детали. Косвенно это создает столь сложное распределение вероятности зарождение усталостной трещины из-под поверхности или с поверхности детали.

Литература

19. Немцев Д.В., Марчуков Е.Ю., Артамонов М.А. Определение характеристик скорости роста трещины усталости в вакууме гранулируемого никелевого сплава ЭП741НП // Вестник УГАТУ 2023. Т. 27, № 3 (101). С. 45–57.

20. Сиротин Н. Н., Марчуков Е.Ю., Сиротин А.Н., Агульник А. Б. Основы конструирования, производства и эксплуатации авиационных газотурбинных двигателей и энергетических установок в системе CALS технологий // Книга З. М.: Наука, 2012. 616 с.

21. Гарибов Г. С. Отечественные гранулированные материалы для газотурбинных технологий // Технологий легких сплавов 2018. Т. 24, № 4. С. 24–27.

22. Gayda J., Gabb T.P., Miner R.V. Fatigue Crack Propagation of Nickel-Base Superalloys at 650 °C // NASA Technical Memorandum 87150, 1985

23. Onofrio G., Osinkolu G.A., Marchionni M. Fatigue crack growth of UDIMET 720 Li superalloy at elevated temperature // International Journal of Fatigue. 2001. Vol. 23, pp. 887–895.

24. M.A. Artamonov, D.V. Nemtsev, V.E. Medentsov, V.S. Solovyev The Influence of Temperature and Stress Cycle Asymmetry at Fatigue Cracks Initiation and Propagation in Cylindrical Specimens of Ni-based Alloy EP741NP // Procedia Structural Integrity 23 (2019) 257–262

25. Энгель Л., Клингеле Г. Растровая электронная микроскопия. Разрушение: Справ. Изд: Металлургия, 1986. 232с.

26. Гарибов Г.С., Кошелев В.Я., Шорошев Ю.Г. и др. // Заготовительные производства в машиностроении. 2010. № 1. С. 45.

27. И. С. Павлов, М. А. Артамонов, В. В. Артемов, А. С. Кумсков, Е. Ю. Марчуков, А. Л. Васильев. Особенности формирования дефектов, инициирующих усталостные разрушения в гранулированном сплаве ЭП741НП // Кристаллография, 2024, 6, том 69, С.927-937

28. М.А. Артамонов. Исследование особенностей зарождения и роста усталостной трещины в образцах из гранулируемого никелевого сплава ЭП741НП // Вестник УГАТУ, 2024. Т. 28, №2 (104). С. 3–13

УДК 678.8:620.1 ПОЛУЧЕНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК ВНУТРИСЛОЙНОЙ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ ПКМ

Мухай М.А.¹, Турбин Н.В.²

1. Инженер, лаборатория №2 «Композиционные материалы», Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет)», г. Москва, Россия, Волоколамское шоссе, д. 4, +79963472099, maxmukhay@yandex.ru

2. Начальник лаборатории №3 «Моделирование композиционных материалов», институт №14 «Передовая инженерная школа», Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет)», г. Москва, Россия, Волоколамское шоссе, д. 4, +79263630029, turbinnv@mail.ru

Реферат: В данной работе представлено исследование внутрислойной трещиностойкости монослоя однонаправленного композиционного материала по первой моде в условиях специального эксперимента. Этот параметр характеризует способность материала сопротивляться распространению трещин внутри слоев, что является важным критерием для оценки его прочностных характеристик.

Эксперимент проводился с использованием испытательной машины и образцов с укладкой слоев [0,90₄]_S. Для визуального контроля роста трещин боковая грань образца была отшлифована и обработана белым пигментом, что обеспечило высокую контрастность наблюдений. Дополнительно применялись студийное освещение и камера на штативе для фиксации процесса разрушения. Фиксация раскрытых трещин осуществлялась при заранее рассчитанных деформациях 0.3%, 0.5%, 0.8% и 1%, на которых испытательная машина останавливалась для анализа состояния материала.

Для обработки результатов был построен график зависимости плотности трещин от деформации. Наклон полученной кривой в области активного роста трещин использовался для вычисления G1c. В результате эксперимента было определено значение критической энергии разрушения, что позволило оценить сопротивляемость исследуемого материала Полученные внутрислойным повреждениям. данные ΜΟΓΥΤ быть использованы для разработки методики квалификации композиционного материала по внутрислойной трещиностойкости.

Ключевые слова: трещиностойкость, композиционные материалы, критическая энергия разрушения, G1с, плотность трещин, механические испытания, разрушение композитов

Keywords: fracture toughness, composite materials, critical strain energy release rate, G1c, crack density, mechanical testing, composite failure.

Введение

Композиционные материалы широко используются в различных отраслях промышленности, таких как авиационная, космическая, автомобильная и судостроительная, благодаря их высокой прочности, малому весу и устойчивости к внешним воздействиям. Однако одной из проблем ключевых использования композитов на основе однонаправленных лент, с которыми сталкиваются разработчики и инженеры, является их склонность к развитию растрескивания матрицы и расщепления волокон под воздействием механических нагрузок. Эти существенно свойства повреждения могут снизить механические материала и привести к его разрушению.

Одним из важнейших параметров, характеризующих стойкость композиционного материала к внутрислойным повреждениям, является критическая энергия разрушения (G1c). Этот параметр определяет способность материала сопротивляться распространению трещин внутри

слоев, что особенно важно для многослойных композитов, используемых в ответственных конструкциях [1].

Определение критической энергии разрушения G1с необходимо для прогнозирования состояния композиционного материала под действием механических и температурных нагрузок в условиях эксплуатации и испытаний. Этот параметр позволяет оценить прочность и безопасность изделий, так как знание G1c помогает предсказать вероятность разрушения конструкции под воздействием эксплуатационных нагрузок и разработать предотвращению. В авиационной меры ПО его И космической промышленности, где требования к надежности особенно высоки, данный показатель играет ключевую роль.

Кроме того, учет G1c важен при проектировании композитных элементов, так как позволяет оптимизировать конструкционные решения. Композиты склонны к образованию внутрислойных трещин, и их способность сопротивляться таким повреждениям определяет общий срок службы конструкции. Чем выше значение G1c, тем лучше материал сопротивляется распространению дефектов, что особенно актуально для изделий, работающих в условиях сложных нагрузок.

Исследование внутрислойной трещиностойкости также необходимо для сравнительного анализа материалов. Знание G1c позволяет оценивать эффективность новых композиционных материалов и сравнивать их с уже существующими аналогами, что способствует разработке более прочных и надежных материалов. Это особенно важно для промышленности, ориентированной на инновации и улучшение эксплуатационных характеристик изделий.

В данной работе рассматривается экспериментальный подход получения G1c при испытании образцов с нестандартными укладками с доминирующим числом слоев с углом армирования, перпендикулярным

направлению приложения нагрузки, а также с использованием фотографического оборудования для фиксации распространения трещин.

Описание эксперимента

В эксперименте использовались образцы на основе однонаправленного композиционного материала, изготовленного методом вакуумной инфузии с содержанием объемной долей волокна не менее 55% и номинальной толщиной монослоя 0.2 мм. Размер образцов составляет 250х25 мм, размер рабочей зоны 130 мм. На концах образцов присутствуют захваты.

Укладка образца выполнена по схеме [0,90₄]_S для возможности отслеживания происходящего внутрислойного растрескивания.

Для определения критической энергии разрушения использовалась испытательная машина, обеспечивающая приложение нагрузки и контроль параметров разрушения. В качестве испытуемого образца применялся композит с укладкой слоев $[0,90_4]_8$. Наличие слоев с углом 90° было выбрано с целью отслеживания роста трещины на боковой грани, поскольку в данном направлении процесс роста трещин наиболее выражен.

Чтобы обеспечить наглядное наблюдение за развитием трещины, боковая грань образца была предварительно отшлифована и покрыта белым пигментом [2]. Этот прием значительно улучшил контрастность, делая черные трещины более заметными на светлом фоне, что облегчало анализ их динамики.

Для получения четкого и детализированного изображения процесса растрескивания использовалось специальное студийное освещение, минимизирующее тени и блики. Фиксация роста трещины осуществлялась с помощью камеры, установленной на штативе (Рисунок 1), что позволило избежать вибраций и получить стабильные кадры с высокой точностью. Такой подход обеспечил качественный визуальный контроль и дальнейший





Рисунок 1. Экспериментальная установка

Для фиксации трещин в раскрытом состоянии было необходимо останавливать испытательную машину на заранее определенных этапах нагружения. Эти этапы были ориентировочно определены таким образом, чтобы обеспечить возможность анализа роста и раскрытия трещины на различных стадиях разрушения материала. В ходе эксперимента контрольные точки нагружения соответствовали уровням деформации 0.3%, 0.5%, 0.8% и 1%.

Расчет контрольных точек проводился исходя из свойств материала, на основе свойств монослоя был высчитан модуль пакета [3], затем определено напряжение, соответствующее каждому уровню деформации:

$$\sigma = E\varepsilon \#(1)$$

где:

Е – продольный модуль;

є – деформации пакета.

Затем было определена нагрузка, соответствующая выбранным уровням деформации.

$$F = \sigma A \#(2)$$

где:

А – площадь поперечного сечения образца.

Таким образом, исходя из расчетов, остановку машины необходимо остановить на отметках 5500 H, 9200 H, 14700 H и 18407 H.

Описание процесса обработки результатов эксперимента

Для определения критической энергии разрушения (G1c) необходимо построить график зависимости плотности трещин от деформации. Наклон полученной кривой при увеличении распространения трещин соответствует значению G1c, что позволяет количественно оценить сопротивляемость материала внутрислойному разрушению.

Плотность трещин — это параметр, характеризующий количество трещин в единице длины или площади исследуемой зоны материала. В ходе эксперимента плотность трещин измерялась по боковой грани образца, где были созданы условия для их наилучшей визуализации.

С увеличением деформации плотность трещин возрастает, отражая процесс накопления повреждений внутри материала. На ранних этапах нагружения трещины возникают в виде отдельных дефектов, а при достижении критических уровней деформации они начинают распространяться интенсивнее, что приводит к увеличению наклона графика. Анализ данной зависимости позволяет определить момент, при котором материал теряет способность сопротивляться развитию повреждений, и вычислить значение G1c.

В рамках данного исследования рассматриваются симметричные, сбалансированные ламинированные композиты, подвергающиеся нагрузке в плоскости. В таких условиях трещины в матрице распространяются параллельно направлению волокон и располагаются примерно на равных расстояниях друг от друга. Поэтому принимается допущение о регулярном расположении трещин. Это позволяет рассматривать представительский объем материала между соседними трещинами. [4] Плотность трещин в слое определяется как:

$$\lambda = \frac{1}{2l} \#(3)$$

где 2*l* – это расстояние между соседними трещинами (Рисунок 2).

На практике плотность трещин определяется путем масштабирования изображения для удобного измерения с использованием графического программного обеспечения.



Рисунок 2. Схематичное изображение представительского объема

Для получения численного значения G1c необходимо аппроксимировать экспериментальные данные (Рисунок 3) и определить наклон полученной прямой:



Рисунок 3. Обработка экспериментальных данных

Результаты

До начала эксперимента было зафиксировано исходное состояние образца и определена зона, в которой рассматривается рост трещин (Рисунок 4). В процессе нагружения при деформациях 0.3% (Рисунок 5) и 0.5% не было обнаружено ни одной трещины, что свидетельствовало об отсутствии видимых повреждений на этих стадиях.



Рисунок 4. Фотография образца до начала испытаний с указанием зоны отслеживания трещин



Рисунок 5. Фотография образца при деформации 0.3%

Однако при приближении деформации к 0.6% образец начал издавать характерные звуки треска, указывающие на возникновение внутренних повреждений. В связи с этим было принято решение отклониться от изначального плана фиксации состояния материала только на заранее рассчитанных деформациях. Вместо этого дополнительно были сделаны две фотографии при 0.64% (Рисунок 6) и 0.7% (Рисунок 7), на которых отчетливо зафиксировано увеличение числа трещин. Эти изображения позволили более точно отследить момент начала разрушения и динамику распространения повреждений в композитном материале.

Физико-механические испытания, прочность и надежность современных конструкционных и функциональных материалов



Рисунок 6. Фотография образца при деформации 0.64%

Физико-механические испытания, прочность и надежность современных конструкционных и функциональных материалов



Рисунок 7. Фотография части образца при деформации 0.7%

Исходя из результатов эксперимента был построен график зависимости плотности трещин от деформаций. При деформации 0.64% расстояние между трещинами в рабочей зоне составляло приблизительно 8 мм, при деформации 0.7% это расстояние сократилось до 4 мм, соответственно $G_{1c} = 1.041666667$ Дж/мм².



Рисунок 8. График плотности трещин от деформаций

На данном графике нижняя пунктирная прямая представляет собой уже имеющее число трещин (дефектов), образующееся на этапе производства, наклонная пунктирная линия представляет собой линию тренда роста трещин на основе результатов эксперимента.

Заключение

Проведенное исследование подтвердило, что предложенный метод испытаний является эффективным для определения критической энергии разрушения и анализа внутрислойной трещиностойкости композиционных материалов. Использование испытательной машины в сочетании с визуальным контролем, включающим подготовку поверхности образца, пигментное покрытие и фотосъемку, позволило детально зафиксировать процесс образования и распространения трещин.

Таким образом, данный подход может быть успешно использован для оценки трещиностойкости композитов, сравнения различных материалов и оптимизации их структуры и разработки более прочных и долговечных конструкций.

Список литературы

1. Ever J. Barbero, F.A. Cosso, Determination of material parameters for discrete damage mechanics analysis of carbon-epoxy laminates – Composites: Part B 56 (2014) 638–646

2. Xi Li, Rinze Benedictus, Dimitrios Zarouchas, Early fatigue damage accumulation of CFRP Cross-Ply laminates considering size and stress level effects - International Journal of Fatigue 159 (2022) 106811

Barbero, Ever J, Introduction to composite materials design / Ever
Barbero - Third edition. | Boca Raton : Taylor & Francis, CRC Press,
2017.

4. Nikolay V. Turbin, Kirill A. Shelkov, Nikolay O. Kononov, Ever J. Barbero, Cyclic damage quantification in composite materials using discrete damage mechanics - Composite Structures, https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2024.118271

УДК 669.018.44:669.245 РАЗВИТИЕ ПОВРЕЖДЕНИЙ ОТ ЭКСПОНИРУЕМОЙ ПОВЕРХНОСТИ НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА, ПОЛУЧЕННОГО АДДИТИВНЫМИ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИМИ ПРОЦЕССАМИ

П.В. Рыжков¹, М.А. Горбовец¹, А.Г. Евгенов

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Москва, Россия; admin@viam.ru

Аннотация. На примере образцов с концентрацией напряжений проверена модель развития повреждений на стадии зарождения и распространения. Ошибка прогнозирования долговечности образцов с надрезом по предложенной модели составила 20 %. Средствами моделирования отмечено наличие не менее трех областей зарождения трещин определенным значением долговечности. длинных С Мелкозернистый слой экспонируемой поверхности С большим количеством структурных барьеров в виде границ зерен препятствует распространению микроструктурно коротких трещин. Также эффект мелкозернистый слой увеличивает закрытия трещины, препятствуя их распространению.

Ключевые слова: механические свойства, характеристики усталости, жаропрочные никелевые сплавы, модели материалов, алгоритм оптимизации, циклическая пластичность, аддитивные технологии

Для цитирования: Рыжков П.В., Горбовец М.А., Евгенов А.Г. Развитие повреждений от экспонируемой поверхности никелевого сплава, полученного аддитивными технологическими процессами //

Scientific article

THE DEVELOPMENT OF DAMAGE FROM THE EXPOSED SURFACE OF THE NICKEL ALLOY OBTAINED BY ADDITIVE TECHNOLOGICAL PROCESSES

P.V. Ryzhkov¹, M.A. Gorbovets¹, A.G. Evgenov¹

¹Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute», Moscow, Russia; admin@viam.ru

Abstract. On the example of samples with stress concentration, the model for the development of damage at the stage of origin and the propagation stage is checked. The error in forecasting the durability of samples with a cut according to the proposed model was 20 %. Modeling means received data on the fatigue durability of various roughness profiles. The presence of many microstructurally short cracks was established, while the development of the main damage from the exposed surface is realized at a distance of 50 microns.

Keywords: Mechanical properties, fatigue characteristics, heat -resistant nickel alloys, materials of materials, optimization algorithm, cyclic plasticity, additive technologies

For citation: Ryzhkov P.V., Gorbovets M.A., Evgenov A.G. The development of damage from the exposed surface of the nickel alloy obtained by additive technological processes

Введение

Поиск критерия усталости и оценка условий разрушения при металлических изделий аддитивного циклическом нагружении ДЛЯ производства вызывает растущий интерес в нескольких промышленных аэрокосмической, автомобильной и медицинской [1-3]. секторах – Основная причина повышенного интереса заключается в определенном недостатке знаний методического плана, по оценке прочности изделий аддитивного производства. Применение алгоритмов нескольких экспонирования при послойном сплавлении формирует локальные области неоднородности по текстуре, размеру зерна и их распределения в объеме изделия [4]. Традиционные методы получения конструктивных деталей в узлах газотурбинных двигателей (ГТД) лишены данного недостатка по причине однородности свойств по объему.

Усталостное поведение металлических изделий аддитивного производства ключевым образом зависит от двух основных факторов, присущих процессу селективного лазерного сплавления (СЛС) [5]. Первый фактор связан с наличием дефектов в виде газовой пористости, несплавлений, комкования и др. Второй фактор связан с обработкой поверхности и её структурного состояния. В практике аддитивного производства при обработке поверхности существуют определенные сложности по причине разнообразной геометрии с тонкими стенками, внутренними каналами и сеточными конструкциями. Взаимодействие указанных факторов играет ключевую роль в усталостном поведении изделий аддитивного производства. К примеру, когда преобладает первый фактор в условиях шлифования и полирования, то преобладающая ориентация И максимальный размер подповерхностного дефекта определяет усталостную долговечность. Однако процессы последующей поверхностной обработки часто избегают в связи с очень сложными геометрическими формами, поэтому основное внимание сосредоточено на развитии повреждений с поверхности аддитивного производства. Так в работе [6] оценка предела выносливости образцов СЛС титанового сплава Ti6Al4V с использованием эквивалентного размера дефекта, рассчитанная по измеренным значениям профиля шероховатости показала отсутствие сходимости с экспериментальными результатами. Авторы пришли к выводу о том, что корреляция между усталостной долговечностью и КИН гораздо больше по сравнению с напряжением рабочей части. В другой работе авторы [7] показали, что эмпирическая формула для периодических поверхностных надрезов с параметрами профиля R_a и R_z по-прежнему верна с приемлемой точностью. Более того, некоторые исследователи предложили новые модели, в основе которых лежит расчёт коэффициентов
концентрации напряжений по линейной теории упругости измеренных впадин профиля шероховатости [8].

С использованием компьютерной томографии [9] на образцах аддитивного производства после циклического нагружения было выявлено большое количество трещин на поверхности, развивающихся от впадин профиля шероховатости. Было проведено исследование по оценке стадийности аустенитной стали 316 L разрушения аддитивного производства с использованием акустической эмиссии. Авторы заключили, что основным механизмом разрушения является раскрытие и рост малых трещин, зародившихся на технологических дефектах. Также авторы указали, что характерный размер микротрещин в материале аддитивного производства на порядок больше, чем наблюдаемый в материале, изготовленного традиционными методами.

Разделение процесса разрушения на две стадии (зарождение и распространение) в соответствии с кинетической диаграммой усталостного многообещающим разрушения является подходом причине ПО эффективного инструмента прогнозирования усталостной долговечности [10]. Цель настоящей работы В заключалась использовании энергетического критерия усталостной долговечности для оценки стадии зарождения повреждений и формализм линейной механики разрушения для оценки распространения повреждений в лабораторных образцах в условиях эксплуатационной температуры.

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

Материалы и методы

Выбранный никелевый сплав аддитивного производства для оценки усталостной прочности и развития повреждений по химическому составу полностью идентичен марке ВЖ159 с химическим составом, % (по массе):

Ni Al С Cr Mo Nb В 1.25-0.05 -25 - 287-8 2,5-3,5 0.005 Основа 1.55 0.09

Из заготовок сплава получали порошок расплава потоком аргона. Фракционный состав порошка от 10 до 63 мкм. Процесс СЛС проводили в среде азота. Полученные заготовки образцов подвергались полной термической обработке: закалке и двухступенчатому старению по стандартным режимам.

Значения усталостной долговечности получены на динамической сервогидравлической испытательной машине при повышенной температуре (650 °C), частоте 1 Гц и контроле амплитуды полной деформации (упругой и пластической) синусоидального отнулевого цикла $(R_{\epsilon} = 0)$. Испытаны гладкие цилиндрические образцы и образцы с Vконцентратором напряжений В режиме образным малоциклового нагружения. Для получения полной кинетической диаграммы усталостного образцы разрушения испытаны компактные В соответствии С требованиями стандарта ASTM E647.

При моделировании упругопластического поведения исследуемых образцов, определяющие соотношения пластичности включали кинематическое и изотропное упрочнение [12]. Для разделения областей пластического деформирования упругого И вводится поверхность текучести. Эволюция данной поверхности обусловлена пластическим Размер поверхности определяется течением. законом изотропного упрочнения, а положение – нелинейным кинематическим. С допущением о малых деформациях, начальной изотропной упругости и связанной с ней пластичностью сформулируем основные положения предложенной модели:

– аддитивное разложение тензора деформаций – $\varepsilon = \varepsilon_p + \varepsilon_e$, где ε – тензор деформаций; ε_p – тензор пластических деформаций; ε_e – тензор упругих деформаций;

– закон Гука – $\sigma = E\varepsilon_e$, где σ – тензор напряжений; E – модуль упругости; – граница области допустимых напряжений – поверхность текучести, которая задается уравнением $f(\sigma) = 0$, где f – выпуклая непрерывная функция, определенная на пространстве симметричных тензоров второго ранга, при этом $f(\sigma) < 0$ является условием упругого нагружения:

$$f(\sigma) = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2} - \sigma_y(\varepsilon_{pe});$$
$$f(\sigma) = \sqrt{3J_2} - \sigma_y(\varepsilon_{pe});$$
$$f(\sigma) = \sqrt{\frac{3}{2}\sigma_{ij}\sigma_{ij}} - \sigma_y(\varepsilon_{pe}),$$

где σ_i – главные направления тензора напряжений; J_2 – второй инвариант тензора напряжений; σ_{ij} – симметричный тензор напряжений второго ранга; σ_y – функция изотропного упрочнения; ε_{pe} – эквивалентная (накопленная) пластическая деформация (изменение поверхности нагружения определяется функцией накопленной пластической деформации ε_{pe});

– ассоциированный закон течения: $\partial \varepsilon^p = \lambda \frac{\partial f}{\partial f}$, где ε^p – скорость пластической деформации; λ – коэффициент, зависящий от условий нагружения.

Коэффициенты определяющих соотношений найдены методом нелинейной оптимизации Левенберга–Марквардта в автоматизированной среде вычислений.

КИН образцов с надрезом рассчитаны с использованием Ј-интеграла:

$$J = \int_{\Gamma} W dy - T_i \frac{du_i}{dx} ds = \int_{\Gamma} \left(W n_x - T_i \frac{du_i}{dx} \right) ds$$

в котором *W* – плотность энергии деформации:

$$W = \frac{1}{2} (\sigma_x \cdot \varepsilon_x + \sigma_y \cdot \varepsilon_y + \sigma_{xy} \cdot 2 \cdot \varepsilon_{xy})$$

и Т определяется как:

$$T = \begin{bmatrix} \sigma_x \cdot n_x + \sigma_{xy} \cdot n_y \\ \sigma_{xy} \cdot n_x + \sigma_y \cdot n_y \end{bmatrix}$$

где σ_{ij} -компоненты напряжений, ε_{ij} -компоненты деформаций, n_{i-1} нормаль к контуру интегрирования.



Рисунок 1. Контур интегрирования Г.

Компоненты напряжений и деформаций получены из трехмерной модели в среде конечных элементов при усилии, равном значению пределу выносливости на фиксированной долговечности.

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

Результаты и обсуждение

Экспериментальные результаты

На рис. 2 приведены данные, полученные при определении предела выносливости на базе 1·10⁴ циклов по результатам испытаний 15 гладких образцов с обработкой поверхности и 9 образцов с надрезом при

температуре 650 °C. Также для оценки циклической трещиностойкости проведены испытания двух компактных образцов при двух различных режимах нагружения (возрастание КИН/убывание КИН).



XVII Всероссийская конференция по испытаниям и исследованиям свойств материалов «ТестМат»

Рис. 2. Исходные экспериментальные данные по испытаниям никелевого сплава, полученного селективным лазерным сплавлением: а) испытания МЦУ гладких образцов, б) испытания МЦУ образцов с надрезом, в) испытания на циклическую трещиностойкость

Модель пластичности

В таблице 1 представлены данные для каждого экспериментального уровня контролируемой деформации, полученные методом нелинейной оптимизации Левенберга-Марквардта [13,14].

Таблица 1

Параметры оптимизации упругопластического деформирования никелевого жаропрочного сплава

Амплитуда деформации	Параметры оптимизации					
	σ _{sat,} MПа	β	C_{k} , МПа	γ_k		
0.6	40.13	8.214	35160	70.321		
0.5	25.11	4.533	28561	42.131		
0.4	19.51	4.376	31661	97.288		
0.3	20.11	54.811	57261	197.201		

Для большинства конструкционных материалов изменение размаха пластической деформации при жестком цикле нагружения от цикла к циклу не существенно, в отличии от накопленной пластической деформации в течении всего испытания. В таком случае размах пластической деформации принимается постоянным и определяется в цикле соответствующему 50 % долговечности образца. На рисунке 3 приведено сравнение петель упругопластического гистерезиса при 50 % долговечности образца на исследуемых уровнях нагружения.



Рисунок 3. Сравнение экспериментальных результатов с результатами численного моделирования упругопластического деформирования сплава ВЖ159 СЛС при размахе деформации 1,2 (*a*), 1 (*б*), 0,8 (*в*) и 0,6 % (*г*)

Энергетический критерий усталостной долговечности

В фундаментальной работе [15] авторы утверждали, что произведение максимального растягивающего напряжения и амплитуды общей деформации определяет усталостную долговечность:

$$\sigma_{\max} \frac{\Delta \varepsilon}{2} = \frac{\sigma_f^2}{E} N^{2b} + \varepsilon_f \sigma_f N^{b+c}$$

Произведение максимального растягивающего напряжения и амплитуды общей деформации обычно интерпретируется как величина энергии деформации. На рисунке 4 изображена схема петли гистерезиса и произведения максимального растягивающего напряжения и амплитуды общей деформации. Как следует из данной схемы произведение максимального растягивающего напряжения и амплитуды общей деформации перекрывает частично общую площадь петли гистерезиса.



. Рис. 3. Интерпретация параметра SWT как величины энергии деформации.

Экспериментальные результаты гладких образцов при жестком цикле нагружения и расчёт параметра SWT при эксплуатационной температуре приведены в таблице 2 и на рисунке 4.

Таблица 2

$\frac{\Delta\varepsilon}{2}$	$\frac{\Delta\sigma}{2}$, MIIa	$rac{\Deltaarepsilon_{nn}}{2}$	$\sigma_{_{ m max},{ m MIIa}}$	Ν	P_{swt}
0.006	616	0.00246	607	723	3.64
0.006	566	0.00227	591	1199	3.55
0.006	569	0.00264	564	1532	3.38
0.006	562	0.00264	556	1569	3.34
0.005	539	0.00183	550	1694	2.75
0.006	575	0.00231	598	1700	3.59
0.005	551	0.00162	573	1974	2.86
0.005	526	0.00177	537	2181	2.69
0.005	548	0.00164	565	2189	2.82
0.005	538	0.00177	544	2437	2.72
0.004	540	0.00063	546	3102	2.18
0.004	503	0.00103	525	3876	2.10
0.004	506	0.00081	530	4748	2.12
0.004	495	0.00103	527	4783	2.11
0.004	503	0.00102	539	4895	2.16
0.004	487	0.00096	516	5473	2.06
0.004	502	0.00082	558	5685	2.23
0.004	480	0.00098	525	5876	2.10
0.003	458	0.00025	536	13392	1.61
0.003	454	0.00146	505	14334	1.52
0.003	454	0.00034	499	21943	1.50
0.003	457	0.00015	580	24349	1.74
0.003	462	0.00017	547	56474	1.64

Экспериментальные результаты гладких образцов при жестком цикле нагружения и расчёт параметра SWT.

Расчёт кривой зависимости параметра P_{swt} от долговечности N (рис. 4) производился на основании определенных свойств материала уравнения Мэнсона-Коффина (таблица таблице 2. Результаты произведения максимального напряжения на амплитуду деформации P_{swt} получены из экспериментальных данных. Как можно наблюдать, кривая зависимости параметра P_{swt} от долговечности N позволяет с достаточной точностью прогнозировать долговечность сплава ВЖ159 СЛС при эксплуатационной температуре.

Таблица 2



Определенные параметры уравнения Мэнсона-Коффина

Рис.4 Кривая усталостной долговечности в зависимости от параметра P_{swt}

Энергетический критерий усталостной долговечности при прогнозировании усталостной долговечности осесимметричной модели гладкого образца при циклическом нагружении.

Для верификации энергетического критерия по параметру усталостной долговечности использована осесимметричная модель четверти образца (рис. 5) ввиду его осевой и центральной симметрии с граничными условиями, соответствующие эксперименту по одноосному циклическому растяжению-сжатию при контролируемой деформации.



Рисунок 5. Осесимметричная модель гладкого образца: a) граничные условия, б) сеточное разбиение.

В качестве функции нагружения модели использовалось функция треугольника с пиковыми значениями деформации, соответствующие контролируемым значениям из эксперимента. Размах перемещения грани В вычисляли посредством интегрирования компоненты тензора деформации ε_z в точке A. Для расчета долговечности необходимы как минимум два последовательных блока нагружения. При первом блоке определяется деформированного начальное условие напряженно состояния, которое затем переопределяется на втором блоке для оценки усталости.



Рисунок 6. Форма волны нагружения при моделировании циклического нагружения, соответствующая контролируемым пикам деформаци и из эксперимента при Δε=0.8 %..

Рассмотрим изменение компоненты тензора напряжений σ_z в точке *А* гладкого образца в течение двух блоков нагружения при амплитуде деформации 0.4 % (рис. 7).



Рисунок 7. Петли упругопластического гистерезиса (а) и изменение пластической деформации (б) в точке А гладкого образца.

При нагружении образца до первого достижения максимальной нагрузки напряжения в области рабочей части заметно превышают предел текучести материала (490 МПа), и поэтому следует ожидать значительных пластических деформаций, что и отражено на рисунке 7, б.



Рисунок 7. Распределение напряжений (а) и эквивалентной пластической деформации (б) при достижении первой пиковой нагрузки гладкого образца.

При разгрузке внешние силы отсутствуют, но присутствуют остаточные напряжения после снятия нагрузки в первом цикле (рисунок 8).



Рисунок 8. Распределение напряжений при снятии нагрузки гладкого образца.

При втором блоке нагружения подразумевается стационарное состояние нагружения. Накопление пластической деформации следует рассматривать как главный повреждающий параметр при усталости. Максимальные напряжения при этом снижаются, что обусловлено процессом релаксации напряжений. Интенсивность снижения определяет комбинация изотропного Часто изотропное И кинематического упрочнения. упрочнение связывают с продолжительностью циклического нагружения, в то время как кинематическое – с процессами внутри каждого цикла.

По результатам стабилизации петли гистерезиса и накопленной пластической деформации рассчитывается долговечность в области рабочей части образца (рис. 9).



Физико-механические испытания, прочность и надежность современных конструкционных и функциональных материалов

Рисунок 9 Распределение усталостной долговечности гладкого образца при: а) $\Delta\epsilon/2=0.3\%$, б) $\Delta\epsilon/2=0.4\%$, в) $\Delta\epsilon/2=0.5\%$, г) $\Delta\epsilon/2=0.6\%$.

Сравнение экспериментальных результатов с результатами моделирования по параметру *P_{swt}* представлено на рисунке 9.



Рисунок 9 Сравнение экспериментальных результатов усталостной долговечности с результатами моделирования МКЭ.

Результаты моделирования упругопластического поведения и применение энергетического критерия МЦУ демонстрируют консервативную оценку долговечности, расположенную в окрестности линии минимальных значений.

Моделирование упругопластического поведения образцов с надрезом

Образцы с надрезом С-типа

В качестве функции нагружения модели использовалось функция треугольника с пиковыми значениями деформации, соответствующие контролируемым значениям из эксперимента. Размах перемещения грани вычисляли посредством интегрирования компоненты тензора деформации ε_z в точке на удалении 6.25 мм от вершины надреза. Указанное расстояние соответствует точке фиксации датчика экстензометра из эксперимента (рис. 10).



Рисунок 10 Схема модели для расчетов долговечности образца с надрезом С-типа.

На рисунке 11 представлены петли гистерезиса для трех исследуемых уровней деформации, полученных численным моделированием в вершине надреза.



Рисунок 11. Петли упругопластического гистерезиса образцов с надрезом С-типа в точке А при деформации: а) $\Delta\epsilon/2=0.25$ %, б) $\Delta\epsilon/2=0.25$ %, в) $\Delta\epsilon/2=0.2$ %

Применение параметра *P_{swt}* позволило рассчитать усталостную долговечность по всему сечению образца (рис. 12).



в)

Рисунок 12 Распределение усталостной долговечности образцов с надрезом С-типа при: а) Δε/2=0.25 %, б) Δε/2=0.225 %, в) Δε/2=0.2 %

Образцы с надрезом U-типа

На рисунке 13 представлены петли гистерезиса для трех исследуемых уровней деформации, полученных численным моделированием в вершине надреза.



Рисунок 13. Петли упругопластического гистерезиса образцов с надрезом U-типа в точке A при деформации: а) $\Delta\epsilon/2=0.25$ %, б) $\Delta\epsilon/2=0.15$ %, в) $\Delta\epsilon/2=0.1$ %

Применение параметра *P_{swt}* позволило рассчитать усталостную долговечность по всему сечению образца (рис. 14).



Физико-механические испытания, прочность и надежность современных конструкционных и функциональных материалов

Рисунок 14 Распределение усталостной долговечности образцов с надрезом U-типа при: а) $\Delta\epsilon/2=0.25$ %, б) $\Delta\epsilon/2=0.15$ %, в) $\Delta\epsilon/2=0.1$ %

Образцы с надрезом V-типа

На рисунке 15 представлены петли гистерезиса для трех исследуемых уровней деформации, полученных численным моделированием в вершине надреза.



Рисунок 15. Петли упругопластического гистерезиса образцов с надрезом V-типа в точке А при деформации: а) $\Delta\epsilon/2=0.25$ %, б) $\Delta\epsilon/2=0.15$ %, в) $\Delta\epsilon/2=0.1$ %

Применение параметра *P_{swt}* позволило рассчитать усталостную долговечность по всему сечению образца (рис. 16).



в)

Рисунок 16. Распределение усталостной долговечности образцов с надрезом V-типа при: а) $\Delta\epsilon/2=0.25$ %, б) $\Delta\epsilon/2=0.15$ %, в) $\Delta\epsilon/2=0.1$ %

Сравнение экспериментальных результатов с результатами моделирования представлено на рисунке 17.





Рисунок 17. Сравнение результатов прогнозирования усталостной долговечности по методу SWT с экспериментальными результатами образцов с надрезом: а) С-типа, б) U-типа в) V-типа.

Таким образом, долговечность для образования повреждения в условиях концентрации напряжений составляет меньшую часть, а большая часть долговечности соответствует долговечности, описываемой кинетической диаграммой усталостного разрушения.

Результаты фрактографии образцов с концентрацией напряжений и расчет КИН по данным фрактографии.

На рисунке 17 изображены поверхности разрушения образца с концентратором напряжения С-типа, испытанного при амплитуде деформации 0.2 %.



Рисунок 18. Общий вид (а) поверхности разрушения образца с надрезом С-типа, очаги разрушения (б,в) и ширина усталостных бороздок перед зоной долома (г).

Представленные изображения поверхности разрушения демонстрируют два очага разрушения, расположенные на большом удалении друг от друга. При их соединении образуется «микроступенька». Очаг разрушения представляет собой фасетку скола эллиптической формы в одном случае размером полуосей 154 и 346 мкм, а в другом 210 и 230 мкм. Ширина усталостных бороздок перед зоной долома соответствовала области КИН от 40 до 50 МПа.√м по кинетической диаграмме.

На рисунке 19 изображены поверхности разрушения образца с концентратором напряжения V-типа, испытанного при амплитуде деформации 0.1 %.



Рисунок 19 Общий вид (а, б) поверхности разрушения образца с надрезом V-типа, очаги разрушения (в,г) и ширина усталостных бороздок перед зоной долома (д, е).

Представленные изображения поверхности разрушения демонстрируют две основные области скопления очагов разрушения, расположенные близко друг к другу. Очаги разрушения представляет собой фасетки скола

эллиптической формы средний размер полуосей которых составляет 74.5 и 144 мкм. По мере продвижения фронта трещины очаги разрушения, указанные стрелками, объединяются и образуют две характерные области.

На рисунке 20 изображены поверхности разрушения образца с напряжения U-типа, концентратором испытанного при амплитуде деформации 0.1 %.





Рисунок 20. Общий вид (а, б) поверхности разрушения образца с надрезом U-типа, очаги разрушения (в, г) и ширина усталостных бороздок перед зоной долома (д).

Представленные изображения поверхности разрушения демонстрируют скопление очагов разрушения, расположенные по всей поверхности рабочей части. Очаги разрушения представляет собой фасетки скола эллиптической формы средний размер полуосей которых составляет 74.5 и 144 мкм. По мере продвижения фронта трещины очаги разрушения, указанные стрелками, объединяются и образуют преимущественную область развития. Данная закономерность образования характерного фронта усталостной трещины обусловлена конкурентным ростом микротрещин.

Рассмотрим напряженно-деформированное состояние образца С трещиной, форма которой взята из результатов фрактографии и рассчитаем долговечность по кинетическому уравнению Пэриса:

$$N_f = \int_{a_0}^{a_f} \frac{d(a)}{C(\Delta K)^n}$$

где a_0 -начальная длина трещина; a_t -конечная длина трещины, ΔK -КИН, С, *п* – константы Пэриса.

J-интеграл в постановке линейно-упругого материала имеет следующую связь с КИН:

$$J = \frac{1 - v^2}{E} \left(K_I^2 + K_{II}^2 + \frac{1}{1 - v} K_{III}^2 \right)$$

где *v*-коэффициент Пуассона; *Кi* – КИН при *i*-й моде деформирования Шаг продвижения эллиптических трещин (рис. 21) с отношением полуосей b/a=2 соответствует приращению 0.2 мм.





б)

Рисунок 20 3-D модель образца с концентратором напряжения С-типа и двумя эллиптическими трещинами: а) схематичное представление трещин в минимальном сечении, б) сеточное разбиение эллиптической трещины, в) граничные условия

Сетка состояла из 2-D треугольных элементов с расширенной дискретизацией в области фронта трещины. Распределение *J*-интеграла и расчёт КИН по длине фронта трещины образцов с тремя типами надрезов представлено на рисунке 21.





Рисунок 21. Распределение J-интеграла и расчет КИН по дуге эллипса: а, б) С-типа, в, г) U-типа, д, е) V-типа

Полученные результаты моделирования роста трещин и расчёта долговечности по параметру P_{SWT} обобщены в таблице 3 и на графике (рис. 22)

Таблица 3

Результаты расчета долговечности образцов с различными видами надрезов с использованием параметра P_{SWT} и кинетической диаграммы усталостного разрушения.

Тип надреза	Δε/2 [%]	Долговечност ь по параметру P_{SWT} , N_{swt} [циклы]	Долговечност ь по кинетическом у уравнению, N _{fcgr} [циклы]	N _{swt} + N _{fcg}	Эксперимента льная долговечность, N _{exp} [циклы]	Ошибка, %
С	0.2	18 495	17 365	35 860	29 530	-21%
U	0.1	2 148	15 641	17 789	23 310	24%
V	0.1	720	8 781	9 501	11 260	16%



Рисунок 22 Изменение КИН с увеличением длины трещины эллиптической формы образцов с различным видом концентратора напряжений.

Таким образом, критерий МЦУ на основе энергетического критерия P_{SWT} определяет долговечность первой стадии кинетической диаграммы усталостного разрушения. Остаточная долговечность определяется по кинетическому уравнению Пэриса линейного участка кинетической разрушения. Для диаграммы усталостного вычисления остаточной долговечности необходимо иметь кривую зависимости КИН от длины трещины ДЛЯ конкретной геометрии изделия, напряженнодеформированного состояния и формы фронта распространения трещины. Предложенный подход позволил определить усталостную долговечность образцов с различными типами надрезов с ошибкой не более 20 % относительно средних значений.

Прогнозирование долговечности тонкостенных образцов с экспонируемой поверхностью.

Хорошо известно, что оценка усталостной долговечности в наиболее напряженной области даёт излишне консервативные результаты из-за эффекта градиента напряжений [16]. Для увеличения точности прогнозирования разработано обширное количество методов, но наиболее эффективными являются модели, рассматривающие разрушение конструкции в две стадии – стадию зарождения и стадию распространения. Во всех разработанных моделях представлено критическое расстояние в материале (L), больше которого распространяются длинные трещины:

$$L = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_{th}}{Y \cdot \sigma_0} \right)^2$$

где *Kth* – пороговый КИН, *Y* – поправка на геометрию, σ_0 – предел выносливости.

Критическое расстояние условно бездефектного материала определим по экспериментальным значениям предела выносливости, пороговому значению КИН и геометрическому фактору У. На геометрический коэффициент У существенное влияние оказывают местоположение, а также ориентация. дефекта по свободной поверхности. Предварительные исследования выявили два основных случая [17]. В одном случае дефект около свободной поверхности формирует геометрический коэффициент *Y*=0.65, а в другом случае трещиноподобный непосредственно на поверхности повышает значение ДО *Y*=0.73. Ввиду особенностей шероховатости поверхности геометрический фактор принят равным *Y*=0.65. Следовательно характеристическая длина трещины принята равной L=0.05 мм. Таким образом, используя пороговое значение КИН и значение предела выносливости можно определить критическое расстояние в материале, при котором не распространяются длинные трещины. Короткие трещины чувствительны к микроструктуре, напряженному состоянию и градиенту напряжений. Благодаря тем или иным факторам, рост микроструктурно коротких трещин подавляется структурными барьерами. Полученную характеристику материала можно использовать в виде условия, при котором до определенной длины не распространяются длинные трещины.

Профили шероховатости изделий аддитивного производства могут быть сложными и нерегулярными. В соответствии с вышеизложенной методикой по определению КИН различных видов трещин, рассмотрим влияние формы и длины эллиптической трещины на КИН тонкостенного образца и сравним полученные результаты с результатами механических испытаний и фрактографического анализа.

Рассмотрим несколько этапов моделирования:

- Использование определенных параметров модели пластичности для проверки сходимости с экспериментальными данными по упругопластическому поведению тонкостенных образцов.
- Замена гладкой поверхности рабочей части на поверхность, имитирующую шероховатость аддитивного производства
- 3) Применение энергетического критерия усталостного разрушения *P_{SWT}* для расчёта минимальных значений долговечности (область первой стадии кинетической диаграммы)
- Обработка полученных данных по профилю шероховатости с использованием статистики экстремальных значений
- 5) Моделирование трещин различной формы и расчёт остаточной долговечности по кинетическому уравнения Пэриса (область второй стадии кинетической диаграммы).

Схема модели по моделированию упругопластического поведения на рисунке 1.


Рисунок 23. Осесимметричная модель образца с концентратором напряжения: а) граничные условия, б) сеточное разбиение.

Результаты применение модели пластичности для тонкостенных образцов приведено на рисунке 24.





Рисунок 24. Изменение пиковых напряжений в цикле и петли упругопластического гистерезиса тонкостенного образца при: а, б) $\Delta \varepsilon = 0.5$ %, в, г) $\Delta \varepsilon = 0.4$ %.

Сравнивая экспериментально полученные значения пиковых напряжений со значениями, полученными численным моделированием, наблюдается их различие. Различие пиковых напряжений связано с проявлением эффектов поверхности – во время испытания наблюдается увеличение амплитуды напряжений, что соотносится с интегральным шероховатости микроконцентраторов напряжений вкладом OT При этом по параметру ширины петли гистерезиса поверхности. достаточной результаты моделирования с точностью описывают упругопластическое поведение.

При замене гладкой поверхности воспользуемся профилем шероховатости, полученным по результатам оптической микроскопии (рис. 25).



Рисунок 25. Профиль шероховатости, полученный средствами оптической микроскопии.

Состав элементов сетки для каждой подобласти различался по причине степеней свободы различного количества каждого типа элемента. Подобласть поверхности составляли наиболее мелкие конечные элементы прямоугольной формы, которые имели минимальный размер 0.01 мм. Их количество составило в среднем около 1400 на каждую сторону поверхности (внутреннюю и внешнюю). На рисунке 3.67 показано сеточное разбиение каждой подобласти. Цветовая шкала от 0 до 1 представляет меру оценки качества элементов по параметру асимметрии. подобласть рабочей части Центральную образца составляли 6018 треугольных элементов с минимальным размером 0.95 мм. Остальная часть образца представлена наиболее крупными элемента прямоугольной формы.



Рисунок 26. Сеточное разбиение осесимметричной геометрии образца на подобласти: а) поверхности с прямоугольными элементами, б) центральной области рабочей части с треугольными элементами, в) захватной части с наиболее крупными элементами прямоугольной формы.

Результаты распределения напряжений на поверхности рабочей части для каждого уровня деформации приведено на рисунке 27. При анализе распределения напряжений на поверхности наблюдаются области, которые заметно превышают предел текучести материала. С уменьшением размаха деформации увеличивается различие по напряжениям между центральной частью образца и поверхностью, что свидетельствует о локализации наиболее опасных мест в материале для зарождения трещин.



Рисунок 27. Распределение компоненты σ_z тензора напряжений на поверхности тонкостенного образца при размахе деформации: а) $\Delta \varepsilon = 1$ %, б) $\Delta \varepsilon = 0.6$ %, в) $\Delta \varepsilon = 0.5$ %, в) $\Delta \varepsilon = 0.4$ %

Перераспределение напряжений, и как следствие, пластической деформации, приводит к пониженной долговечности на поверхности по отношению к центральной части образца (рис 28).



Физико-механические испытания, прочность и надежность современных конструкционных и функциональных материалов

Рисунок 28. Распределение усталостной долговечности на удалении L=0.046 мм от поверхности по длине рабочей части при: а) $\Delta \varepsilon = 1$ %, б) $\Delta \varepsilon = 0.6$ %, в) $\Delta \varepsilon = 0.5$ %, в) $\Delta \varepsilon = 0.4$ %

Локализация пластической деформации в наиболее напряженных областях поверхности инициирует возникновение микроструктурно малых трещин (рис. 29)



Рисунок 29 Распределение компоненты σ_z тензора напряжений на поверхности тонкостенного образца (а) и возникновение микроструктурно малых трещин в локальных областях концентрации напряжений (б)

По полученным результатам следует отметить, что с уменьшением амплитуды деформации увеличивается различие усталостной В долговечности на поверхности и в центре рабочей части. Рассмотрим остальные наборы полученных данных шероховатости и их влияние на Рассмотрим деформации, усталостную долговечность. уровень соответствующий долговечности 1·10⁴ циклов по причине повышенной чувствительности к концентрации напряжений и наличию результатов по фрактографии. В соответствии с определенной критической длиной трещины усталостная долговечность по длине рабочей части образца получена на расстоянии L=0.05 мм от поверхности (средней линии шероховатости).



Рисунок 30 График значений долговечности (а) представительного профиля #1 шероховатости на удалении L=0.05 мм от поверхности при $\Delta \varepsilon=0.5$ %: б) распределение усталостной долговечности первой области, в) распределение усталостной долговечности третьей области

По приведенным графикам следует отметить наличие не менее трех областей зарождения длинных трещин с пороговым значением долговечности от 1100 до 3535 циклов. Помимо данных областей зарождения основных повреждений по распределению долговечности наблюдается огромное количество локальных областей, в которых формируются короткие трещины при долговечности менее 1000 циклов. Мелкозернистый слой поверхности с большим количеством структурных барьеров в виде границ зерен препятствует их распространению. Также мелкозернистый слой увеличивает эффект закрытия трещины. При инициации повреждения распространение трещины через зерно будет проходить вдоль определенной кристаллографической плоскости. При продвижении трещины в соседнее зерно ввиду произвольной ориентации последнего по отношению к первому ориентация трещины изменится благодаря сдвиговой природе разрушения. В результате сдвига сопряженных поверхностей разрушения и образования рельефа «интрузияэкструзия» смыкание берегов при ненулевой нагрузке усиливается. На рисунках 31 изображена микроструктура поверхности образцов после испытаний на усталость, демонстрирующая разнообразие образования трещин с поверхности от экспонируемой поверхности.





Рисунок 31. Микроструктура поверхности разрушенного образца: а) образование коротких трещин на экспонируемой поверхности, б, в, г) вторичные трещины в местах скопления газовой пористости, д) объединение растущей трещины с газовыми порами, е) торможение коротких трещина на границах зерен экспонируемой поверхности.

На рисунках 32 изображены поверхности разрушения тонкостенного образца, испытанного при амплитуде деформации Δε/2=0.25 % после 13623 циклов.





Рисунок 32 Общий вид (а, б) поверхности разрушения тонкостенного образца с экспонируемой поверхностью, очаг разрушения (в, г, д, е)

Излом также является многоочаговым с расположением на внутренней и внешней поверхности рабочей части образца. Следует отметить слияние двух соседних эллиптических трещин с образованием «микроступеньки» перед разрушением.

В области очага зарождения трещины (рис. 32, е) на внешней поверхности шаг усталостных бороздок составляет примерно 600 нм, а в области перед зоной долома – 1 мкм. Измеренные шаги бороздок позволяют предположить скорость распространения трещины в области очага и долома и соответствующий КИН эллиптической трещины по кинетической диаграмме (рис. 33).



Рисунок 33. Сопоставление шага бороздок разрушенного тонкостенного образца и кинетической диаграммы усталостного разрушения компактного образца.

Таким образом, скорость в области очага зарождения трещины соответствует переходности области между первым и вторым участком кинетической диаграммы, в то время как область перед доломом соответствует области окончания линейного участка кинетической диаграммы.

Обработка данных усталостной долговечности различных профилей шероховатости.

Задача статистической теории экстремальных значений по отношению к выборке усталостной долговечности состоит в анализе вероятностного распределения долговечности по длине представительного профиля шероховатости. Анализ позволит выявить и прогнозировать те параметры распределения, которые могут быть при последующих наблюдениях.

Пусть x – случайная величина, распределенная по вероятностному закону распределения $F_x(x)$ из множества n независимых наблюдений. При большом количестве наблюдений ($n \rightarrow \infty$) X_n может быть описана функцией накопленной вероятности:

$$G_{\gamma}(x) = \exp\left[1 + \gamma \left(\frac{x - \mu}{\sigma}\right)\right]^{-\frac{1}{\gamma}}$$
$$1 + \gamma \left(\frac{x - \mu}{\sigma}\right) > 0, \gamma \neq 0$$

где μ, σ, γ – параметр положения, масштаба и формы соответственно.

Для каждого профиля шероховатости по полученным данным найдены параметры распределения усталостной долговечности методом максимального правдоподобия (таблица 4)

Таблица 4

Параметры вероятностного распределения усталостной долговечности профилей шероховатости при амплитуде деформации 0.25 %.

Номер профиля	<i>P</i> _f =1 %₀	<i>P_f</i> =50 %	Среднее	Дисперсия	μ	σ	γ
#1	2463	8620	9677.36	$2.49973 \cdot 10^7$	7382.06	3503.66	0.0733928
#2	3535	11700	15425.1	$2.11732 \cdot 10^8$	9716.17	5478.84	0.323806
#3	1108	6052	6810.32	$1.27344 \cdot 10^7$	5168.97	2396.77	0.0987768
#4	2951	11200	15752.4	$7.31798 \cdot 10^8$	9131.07	4891.57	0.445085
#5	1957	9133	10162.2	$3.22348 \cdot 10^7$	7570.13	4164.37	0.0438762
#6	2056	9559	11861.8	$8.0124 \cdot 10^7$	7970.24	4348.91	0.245992
общая выборка	2329	8313	10389.1	$7.12966 \cdot 10^7$	6829.72	3756.42	0.275826

При анализе статистических распределений усталостной долговечности по профилю шероховатости рассматривается вопрос о значении минимальной вероятности разрушения. Также представление данных усталостной долговечности в форме накопленной плотности вероятности по представительной длине профиля является эффективным инструментом сравнения с результатами, полученными иными способами. При анализе общей выборки (рис. 34) пороговое значение долговечности смещается влево относительно всех кривых различных вариантов профиля шероховатости и составляет значение 807 циклов. Значение долговечности при 50 % вероятности также самое минимальное – 8313 циклов. Таким образом, полученные данные о статистике экстремальных значений можно использовать для прогнозирования условий разрушения поверхности с различным состоянием.



Рисунок 34. Накопленная плотность вероятности усталостной долговечности при $\Delta \epsilon = 0.5$

Располагая экспериментальными данными усталостной долговечности при размахе деформации Δε=0.4% получим соответствующие данные с использованием статистики экстремальных значений.

Таблица 5

Параметры вероятностного распределения усталостной долговечности профилей шероховатости при амплитуде деформации

0.2 %.

Номер профиля	<i>P_f</i> =1 %	<i>P_f</i> =50 %	Среднее	Дисперсия	μ	σ	γ
#1	4363	25580	29697	$3.44813 \cdot 10^8$	21155.9	12310.8	0.106185
#2	8362	45460	61795.6	$5.1143 \cdot 10^9$	35401.9	23881.6	0.352523
#3	7064	33640	47832	$4.42652 \cdot 10^9$	27372.4	16456.8	0.407466
#4	2144	28450	32195.6	$4.1664 \cdot 10^8$	22984.4	15771.8	0.006843
#5	12450	73180	66511.1	$7.36159 \cdot 10^8$	63980.4	28972.8	-0.79641
общая выборка	5635	35020	45407.2	1.71766·10 ⁹	27786.4	18866.9	0.268362

Физико-механические испытания, прочность и надежность современных конструкционных и функциональных материалов



Рисунок 33. Накопленная плотность вероятности усталостной долговечности: а) при $\Delta \varepsilon = 0.4$ %, б) сравнение двух кривых накопленной вероятности

Изобразим полученные данные усталостной долговечности тонкостенных образцов с поверхностью, полученной средствами оптической микроскопии, с рассчитанной вероятностью разрушения и сравним с экспериментальными данными.





Результаты моделирования упругопластического поведения и применение энергетического критерия МЦУ демонстрируют достаточную точность прогнозирования при вероятности разрушения $P_f=50$ %. Минимальные значения $P_f=1$ %. соответствуют началу образования разрушения, как это было показано на образцах с тремя видами концентраторов напряжений.

Проверить сходимость модели по параметру минимальных значений долговечности возможно при расчете остаточной долговечности по кинетическому уравнению Пэриса. Существует определенная сложность учета кривизны эллиптической трещины при анализе фрактографических изображений. Для этого рассмотрим четыре реализации эллиптических трещин с отношением полуосей: a/b=1, a/b=2, a/b=3, a/b=4 (рис. 35).



Рисунок 35. Распределение Ј-интеграла эллиптических трещин с соотношением полуосей: а) a/b=1, б) a/b=2, в) a/b=3, г) a/b=4

График изменения КИН с увеличением трещины для амплитуды деформации Δε/2=0.25% приведен на рисунке 36.



Рисунок 36. Изменение КИН с увеличением длины трещины эллиптической формы с различным соотношением полуосей при $\Delta \varepsilon = 0.5\%$.

Используя полученные функциональные зависимости КИН от длины трещины для тонкостенного образца была рассчитана остаточная долговечность по кинетическому уравнению Пэриса. Начальная длина трещины принята равной 0.2 мм, что соответствует началу линейного участка кинетической диаграммы. Указанная длина также соответствует условиям расчета долговечности образцов с надрезом трех типов. Результаты приведены в таблице 6.

1 езулотитої рисчети второй стибий риспростринения.								
Отношение полуосей эллиптической трещины	Δε/2 [%]	Начальная длина трещины /КИН	Конечная длина трещины/КИН	Долговечно сть, N _{fcg}				
1		0.2 мм /14.7 МПа∙√м	1 мм / 41.79 МПа∙√м	11 306				
2	0.25	0.2 мм /16.82 МПа∙√м	1 мм / 45.15 МПа∙√м	5 396				
3	0.23	0.2 мм /18.5 МПа∙√м	1 мм / 49.56 МПа∙√м	3 425				
4		0.2 мм /19.4 МПа∙√м	1 мм / 52/1 МПа∙√м	2 859				

Таблица 6 Результаты расчета второй стадии распространения.

Полученные результаты моделирования роста трещин и расчёта долговечности по параметру Р_{SWT} обобщены в таблице 7 и на графике (рис. 3.84)

Таблица 7

Результаты расчета долговечности с использованием параметра $P_{SWT} u$ второй стадии распространения при $\Delta \varepsilon/2 = 0.25$ %.

Отношение	Долговечнос	Долговеч		Экспериме		
полуосей	ть по	по ность		нтальная	Ошибка, %	
эллиптической	параметру	второй	N _{fcg} долговечность			
трещины	P _{SWT} , N _{swt}	стадии, N _{fcgr}		, N _{exp}		
1		11 306	13		37%	
1		11 500	635		5270	
2	2329	5 396	7 725	9 211	-19%	
3		3 425	5 754		-60%	
4		2 859	5 188		-78%	

Таким образом, моделирование распространения повреждений при размахе деформации Δε=0.5% с использованием эллиптической трещины с отношением полуосей a/b=2 соответствует экспериментальным результатам с наименьшей ошибкой.

Получим соответствующие данные изменения КИН от длины эллиптической трещины с отношением полуосей a/b=2 при размахе деформации $\Delta \varepsilon = 0.4\%$ (рис. 37).



Рисунок 37. Изменение КИН с увеличением длины трещины эллиптической формы с различным соотношением полуосей при $\Delta \varepsilon = 0.4\%$.

Таблица 8 Результаты расчета второй стадии распространения.

Отношение полуосей эллиптической трещины	Δε/2 [%]	Начальная длина трещины /КИН	Конечная длина трещины/КИН	Долговечность, N _{fcg}
1		0.45 мм /14.7 МПа∙√м	1 мм / 25.1 МПа∙√м	17 408
2	0.2	0.4 мм /15.3 МПа∙√м	1 мм / 28.6 МПа∙√м	12 374
3	0.2	0.35 мм /15.3 МПа∙√м	1 мм / 31.77 МПа∙√м	12 189
4		0.35 мм /14.96 МПа∙√м	1 мм / 32.79 МПа∙√м	11 941

Полученные результаты моделирования роста трещин и расчёта долговечности по параметру P_{SWT} обобщены в таблице 3.22 и на графике (рис. 3.84)

Таблица 9

Результаты расчета долговечности с использованием параметра P_{SWT} и второй стадии распространения при $\Delta \varepsilon/2=0.2$ %.

Отношение полуосей эллиптической трещины	Долговечность по параметру P_{SWT} , N_{swt}	Долговечно сть второй стадии, N _{fcgr}	$\frac{N_{swt}+}{N_{fcg}}$	Эксперимента льная долговечност ь, N _{exp}	Ошибка, %
1		17 408	23 043		-8%
2	5625	12 374	18 009	24 800	-38%
3	3035	12 189	17 824	24 890	-40%
4		11 941	17 576		-42%

Таким образом, моделирование распространения повреждений при размахе деформации $\Delta \varepsilon = 0.4\%$ с использованием эллиптической трещины с отношением полуосей a/b=1 соответствует экспериментальным результатам с наименьшей ошибкой. Снижение уровня нагружения соответствует изменению кривизны фронта трещины.

Заключения

Проведено комплексное многомасштабное исследование кинетики усталостных трещин разной конфигурации в образцах их жаропрочного никелевого сплава, полученного аддитивными технологическими процессами.

Критерий МЦУ на основе энергетического критерия P_{SWT} определяет долговечность первой стадии кинетической диаграммы усталостного разрушения. Остаточная долговечность определяется по кинетическому уравнению Пэриса линейного участка. Фрактографическими признаками первой стадии являются внутризеренные сколы с последующими бороздками с шириной, соответствующей скорости на кинетической диаграмме. Для вычисления остаточной долговечности необходимо иметь кривую зависимости КИН от длины трещины для конкретной геометрии изделия, напряженно-деформированного состояния и формы фронта распространения трещины. Предложенный подход позволил определить усталостную долговечность образцов с различными типами надрезов с ошибкой не более 20 % относительно средних значений.

пластической Локализация деформации в наиболее глубоких впадинах шероховатости поверхности инициирует возникновение микроструктурно малых трещин. По экспериментальным данным с уменьшением КИН получены пороговые значения, которые были использованы для интерпретации результатов усталостной долговечности тонкостенных образцов с экспонируемой поверхностью. Долговечность по длине рабочей части образца получена на расстоянии L=0.05 мм от поверхности (средней линии шероховатости). Средствами моделирования отмечено наличие не менее трех областей зарождения длинных трещин с Мелкозернистый определенным значением долговечности. слой большим экспонируемой поверхности С количеством структурных барьеров В препятствует распространению виде границ зерен микроструктурно трещин. Также мелкозернистый коротких слой увеличивает эффект закрытия трещины.

При моделировании развития эллиптических трещин от экспонируемой поверхности тонкостенного образца установлено, что снижение уровня нагружения соответствует изменению кривизны фронта эллиптической формы.

Список источников

1. Kablov, E.N., Evgenov, A.G., Petrushin, N.V. Next-Generation Materials and Digital Additive Technologies for the Production of Resource Parts in FGUP VIAM: IV. Development of Superalloys // Russian Metallurgy (Metally). Volume 2023, pages 1879–1887, (2023)

- Kablov, E.N., Evgenov, A.G., Petrushin, N.V. Next-Generation Materials and Digital Additive Technologies for the Production of Resource Parts in FGUP VIAM: III. Adaptation and Creation of Materials.// Russian Metallurgy (Metally) Volume 2023, pages 743–751, (2023)
- Kablov, E.N., Evgenov, A.G., Bakradze, M.M. Next-Generation Materials and Digital Additive Technologies for the Production of Resource Parts in FGUP VIAM: I. Synthesis Materials and Technologies.// Russian Metallurgy (Metally) Volume 2022, pages 611– 618, (2022)
- Kablov, E.N., Evgenov, A.G., Petrushin N.V. On the Mechanism of Formation of the Fine Structure of a Track in Selective Laser Melting // Metal Science and Heat Treatment Volume 65, pages 104–115, (2023)
- S. Beretta. More than 25 years of extreme value statistics for defects: Fundamentals, historical developments, recent applications // International Journal of Fatigue, Volume 151, 2021, 106407, <u>https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2021.106407</u>.
- J. Rogers, J. Elambasseril, C. Wallbrink, B. Krieg, M. Qian, M. Brandt, M. Leary. The impact of surface orientation on surface roughness and fatigue life of laser-based powder bed fusion Ti-6Al-4V // Additive Manufacturing, Volume 85, 2024, 104149, <u>https://doi.org/10.1016/j.addma.2024.104149</u>.
- G. Macoretta, L. Romanelli, C. Santus, L. Romoli, A. Hugh A. Lutey, F. Uriati, G. Nicoletto, S. Raghavendra, M. Benedetti, B. D. Monelli. Modelling of the surface morphology and size effects on fatigue strength of L-PBF Inconel 718 by comparing different testing specimens // International Journal of Fatigue, Volume 181, 2024, 108120, https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2023.108120.

- B. Rivolta, R. Gerosa, D. Panzeri. Selective laser melted 316L stainless steel: Influence of surface and inner defects on fatigue behavior // International Journal of Fatigue, Volume 172, 2023, 107664, <u>https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2023.107664</u>.
- Ю. А. Демина, Е. Н. Белецкий, А. И. Болотников. Влияние состояния поверхности на механические свойства и кинетику разрушения образцов из стали 316L, полученных селективным лазерным плавлением // Деформация и разрушение материалов. – 2024. – № 12. – С. 26-38. – DOI 10.31044/1814-4632-2024-12-26-38.
- 10.K. Kethamukkala, C. Meng, J. Chen, Y. Liu. Crack growth-based life prediction for additively manufactured metallic materials considering surface roughness // International Journal of Fatigue, Volume 176, 2023, 107914, https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2023.107914.
- 11.Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. №1(34). С. 3-33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
- 12.J. Simo, T. Hughes. Computational Inelasticity. Springer. 1998.
- 13.K. Levenberg. A method for the solution of certain nonlinear problems in least squares // Quarterly of Applied Mathematics, volume 2, P. 164–168, 1944
- 14.D. W. Marquardt. An algorithm for least-squares estimation of nonlinear parameters // Journal of the Society for Industrial and Applied Mathematics, volume 11, P. 431–441, 1963.
- 15.Daniel Kujawski, A deviatoric version of the SWT parameter, // International Journal of Fatigue, Volume 67, 2014, Pages 95-102, <u>https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2013.12.002</u>.

- 16.H. Adib-Ramezani, J. Jeong. Advanced volumetric method for fatigue life prediction using stress gradient effects at notch roots // Computational Materials Science, Volume 39, Issue 3, 2007, Pages 649-663, <u>https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2006.08.017</u>.
- 17.D. Rigon, F. Coppola, G. Meneghetti. Fracture mechanics-based analysis of the fatigue limit of Ti6Al4V alloy specimens manufactured by SLM in as-built surface conditions by means of areal measurements // Engineering Fracture Mechanics, Volume 295, 2024, 109720, https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2023.109720.

Информация об авторах

Рыжков Петр Валерьевич, научный сотрудник, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru Горбовец Михаил Александрович, начальник Испытательного центра, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Евгенов Александр Геннадьевич, ведущий научный сотрудник, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Petr V. Ryzhkov, Researcher, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Michail A. Gorbovets, Head of Testing Centre, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Alexander G. Evgenov, Leading Researcher, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

УДК 620.172, 620.179.119, 620.192.7 ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИКИ ПОВРЕЖДЕННОСТИ ПРИ СТАТИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ КОМБИНАЦИИ МЕТОДОВ ОПТИЧЕСКОЙ МИКРОСКОПИИ И КОРРЕЛЯЦИИ ЦИФРОВЫХ ИЗОБРАЖЕНИЙ

Тютин Марат Равилевич1, к.т.н.; Ботвина Людмила Рафаиловна1, проф., д.т.н.; Синев Иван Олегович1; Болотников Алексей Игоревич1 Study of damage kinetics under static loading of structural steels using a combination of optical microscopy and digital image correlation methods Tyutin M.R.¹, Botvina L.R.¹, Sinev I.O.¹, Bolotnikov A.I.¹ mtyutin@imet.ac.ru, lbotvina@imet.ac.ru, ivan-sinev@yandex.ru, kubikmaster@yandex.ru

¹Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения имени А.А. Байкова Российской академии наук, Москва, 119334, Россия

¹A.A. Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science, Russian Academy of Sciences, Moscow, 119334, Russia

Аннотация: Исследована кинетика разрушения и поврежденности при растяжении образцов из конструкционных сталей 20, 45 и 12Х18Н9Т с концентраторами в виде симметрично расположенных отверстий с применением комбинации методов корреляции цифровых изображений и оптической микроскопии. Установлена взаимосвязь поврежденности исследуемых материалов со значением главной деформации и показано, что она отвечает экспоненциальному соотношению с показателями, меняющимися от 11,6 до 7,8. Получены деформационные зависимости общей поврежденности исследуемых образцов. Показано, что наибольшая поврежденность наблюдается в образце из стали 12Х18Н9Т, а наименьшая – в образце из стали 20.

Ключевые слова: поврежденность, корреляция цифровых изображений, разрушение, конструкционные стали

Abstract: The kinetics of fracture and tensile damage of specimens made of structural steels 0.2C, 0.45C and C-18Cr-9Ni-Ti with concentrators in the form of symmetrically arranged holes using digital image correlation and optical microscopy methods has been studied. The correlation between the damage of the investigated materials and the value of the maximum principal strain is established and it is shown that it corresponds to an exponential relationship with indices varying from 11.6 to 7.8. Deformation dependences of the total damage of the investigated specimens have been obtained. It is shown that the highest damage is observed in the specimen from steel C-18Cr-9Ni-Ti, and the lowest - in the 0.2C steel specimen.

Keywords: damage, digital image correlation, fracture, structural steels

Введение

Для решения ряда задач материаловедения И механики необходимо деформируемого твердого тела исследовать кинетику К поврежденности материала. таким залачам отнести можно моделирование механического поведения материалов, расчет ресурса конструкций и оценку их текущего состояния при эксплуатации. Следует экспериментальное определение отметить, что параметров поврежденности материала является достаточно сложной и трудоемкой задачей. Для исследования поврежденности материала используют такие экспериментальные методики как оптическая [1–3] и электронная [4] томография микроскопия, компьютерная высокого разрешения [5], [6], гидростатическое взвешивание пикнометрическое определение плотности [7], определение упругих характеристик материала [8], а также методы. основанные измерении физических характеристик на неразрушающим способом [9].

Недостатком косвенных методов определения поврежденности, к которым можно отнести измерение плотности гидростатическим или

пикнометрическим способом, определение упругих характеристик и физических характеристик неразрушающего контроля является невозможность получения количественной информации о размере, форме и ориентации дефектов.

Эта задача может быть решена с помощью прямого метода исследования поврежденности с применением оптической микроскопии с достаточно высокой достоверностью [3, 10, 11]. Однако следует отметить, что этот метод является трудоемким, так как необходимо выполнить предварительную полировку поверхности образца, фиксировать картины микротрещин на разных стадиях, обработать большое количество изображений для устранения артефактов, перевести изображения в битовый формат И получить данные для расчета параметров поврежденности. Кроме того, этот метод позволяет исследовать только поверхность образца в достаточно узкой области, ограниченной полем зрения микроскопа.

Для получения полной картины развития поврежденности необходимо исследовать всю рабочую часть образца, что практически невозможно выполнить методом оптической микроскопии. Эта задача может быть решена с использованием широко применяемого метода исследования деформированного состояния материалов - корреляции цифровых изображений (КЦИ) [12]. Этот метод основан на анализе полей перемещений и последующем расчете компонент деформации образца по всей его рабочей площади. КЦИ применяется в том числе для расчета параметра поврежденности [13], однако для этого используется только значение эквивалентной деформации и требует экспериментальной проверки с применением методов прямой оценки поврежденности.

Целью данного исследования являлось установление взаимосвязи характеристик деформированного состояния, определяемого методом

КЦИ, с параметрами поврежденности, что позволит оценивать общую поврежденность образца по всей площади пластической зоны.

Установление такой корреляции позволит построить полное поле повреждений в образце путем менее трудоемкого экспериментального метода КЦИ, что может найти свое применение как в промышленности с целью оценки состояния конструкций, так и для численных расчетов поведения материала при нагружении.

Материалы и методы исследования

В качестве материалов для исследования выбраны широко применяемые в промышленности конструкционные стали (20, 45 и 12X18H9T) с различной структурой. Химический состав и механические свойства исследуемых сталей приведены в Таблице 1 [14].

Испытания на растяжение образцов с концентраторами в виде симметрично расположенных отверстий (тип IX по ГОСТ 25.502, Рис. 1) были выполнены на установке Instron 3382 (максимальная нагрузка 100 кН) при скорости нагружения 0,5 ÷ 2 мм/мин.

Испытания образцов подобной геометрии позволяют локализовать область деформации и изучить закономерности накопления повреждений на начальной стадии зарождения макротрещины.

Для исследования поврежденности методом оптической микроскопии поверхность образцов в рабочей части подвергали многократному шлифованию с последующей полировкой алмазными суспензиями с размером частиц от 6 до 1 мкм.

Таблица 1 – Химический состав и механические свойства исследуемых материалов

Физико-механические испытания, прочность и надежность современных конструкционных и функциональных материалов

Марка стали или сплава	С	Mn	Cr	Cu	Ni	Si	σ _т , МПа	σ _в , МПа	δ, %
20	0,17	0,36	0,05	0,07	0,04	0,21	283±4,7	435±4,2	37,0±2,5
45	0,43	0,55	0,11	0,11	0,05	0,25	342±12,5	642±22,0	24,7±2,7
12X18H9T	0,07	0,91	18,00	0,36	9,52	0,28	212±4,6	593±6,1	69,6±3,0



Рис. 1. Геометрия образца

Картины поврежденности были получены в процессе растяжения образцов в одной и той же наиболее деформированной области при разных значениях относительной деформации ε^* , определяемой как отношение текущей деформации к деформации разрушения. Для этого испытание останавливали, образец вынимали из захватов и фотографировали полированную поверхность образцов с помощью оптического микроскопа Neophot 30 с цифровой камерой Canon EOS 450D при увеличении до ×500. Обработку полученных изображений осуществляли с использованием алгоритма, реализованного с помощью языка программирования Руthon, позволяющего оценивать размеры микротрещин. В качестве параметра поврежденности использовали площадь поврежденной поверхности (S^* , %), определяемую как отношение суммарной площади дефектов к площади кадра.

Анализ деформированного состояния образцов проведен методом КЦИ с применением цифровой камеры DMK 33UX250 (разрешение 5МП) с глобальным затвором и объективом TCL 3520. Обработка цифровых изображений выполнена с помощью программного продукта с открытым исходным кодом Ncorr v1.2 2D-DIC [15]. Значение главной деформации ε_1 вычисляли по формуле:

$$\varepsilon_1 = \left(\frac{\varepsilon_x + \varepsilon_y}{2}\right) + \sqrt{\left(\frac{\varepsilon_x - \varepsilon_y}{2}\right)^2 + \left(\frac{\varepsilon_{xy}}{2}\right)^2},$$

где ε_x , ε_y , ε_{xy} – компоненты деформации.

Анализ деформированного состояния и поврежденности

Результаты исследования методом КЦИ приведены на Рис. 2 и 3. Как видно из Рис. 2, наибольшая зона пластической деформации наблюдается при испытании более пластичной стали 12X18Н9Т. Сильнодеформированные области локализации деформации расположены в вершинах отверстий (Рис. 2) и их площадь также зависит от пластичности стали.

Нелинейность изменения кривой нагружения и зависимостей значений второй производной напряжения от деформации и кинетика деформационных характеристик, оцененных методом КЦИ, позволила выделить 4 стадии, характеризующие процесс разрушения исследуемых сталей (Рис. 3). Стадия I – упругой деформации до достижения предела текучести материала. Границей перехода между стадиями II и III является точка деструкции, в которой на деформационной зависимости второй производной напряжения появляется перегиб (σ_{D1}) [16]. На стадии III начинается слияние микротрещин. Стадия IV – локализации деформации, образования и роста макротрещины и долома образца.

Как видно из представленных графиков (Рис. 3), значения максимальной главной деформации ε_{1max} начинают расти на стадии II при начале общей текучести образца.

Отмечается различный характер роста значений є_{1max} при растяжении образцов из исследуемых сталей. Так, для стали 20 характерно монотонное увеличение этой характеристики до разрушения образца (Рис. 3, а). При деформировании образца из стали 45 на стадии III наблюдается ускорение

роста ε_{1max} с увеличением относительной деформации (Рис. 3, б), а при деформировании образца из стали 12Х18Н9Т – наоборот, снижение скорости изменения ε_{1max} (Рис. 3, в). Такое отличие в поведении может быть связано с различным коэффициентом деформационного упрочнения исследуемых сталей, а также с образованием мартенсита деформации при нагружении образцов из стали 12Х18Н9Т.



Рис. 2. Картины распределений главной деформации ε₁ перед разрушением, полученные при растяжении образцов из сталей 20 (а), 45 (б) и 12X18H9T (в)

Как видно из графиков (Рис. 3), изменения относительной площади поврежденной поверхности (S^*) с увеличением деформации отражают эволюцию картин микротрещин, в результате слияния которых параметр S^* растет. Начало роста поврежденности для всех исследуемых образцов соответствует стадии II. Начальная поврежденность образцов из нержавеющей стали выше (Рис. 3, в), чем поврежденность сталей 20 и 45. Это связано с образованием мартенсита деформации и двойников, которые на картинах поврежденности могут распознаваться как микротрещины. Отмечается также более раннее начало ускоренного роста S^* по сравнению со сталями 20 и 45. Наиболее интенсивный рост поврежденности наблюдается на стадии деформационного упрочнения III при растяжении образцов из сталей 45 и 12Х18Н9Т, а для стали 20 – на IV стадии после достижения предела прочности.



Рис. 3. Зависимости напряжения σ, максимальной главной деформации ε_{1max} и поврежденности *S** от относительной деформации ε*, оцененных при растяжении образцов из сталей 20 (а), 45 (б), 12X18H9T (в)

Взаимосвязь параметра поврежденности с деформационной характеристикой, полученной методом КЦИ

Для установления взаимосвязи параметра поврежденности S^* со значением главной деформации ε_{1max} была выполнена аппроксимация экспериментально полученных зависимостей $S^*-\varepsilon^*$ и $\varepsilon_{1max}-\varepsilon^*$ (Рис. 3) с одинаковым шагом. Это позволило построить зависимости относительной площади поврежденной поверхности S^* (%) от значения максимальной главной деформации ε_{1max} (Рис. 4), описываемые экспоненциальной функцией с показателями равными 11,6, 7,9 и 7,8 для сталей 20, 45 и 12X18H9T, соответственно. Исходя из того, что поврежденность исследовалась в наиболее поврежденной области образца, сделано допущение, что полученная зависимость связывает S^* и ε_1 .



Рис. 4 Зависимость относительной площади поврежденной поверхности от максимальных значений главной деформации исследуемых материалов

Далее с применением алгоритма, написанного в среде MATLAB, для каждого значения относительной деформации ε^* были определены площади областей $S_{\rm C}$, значения главных деформаций ε_1 в которых превышали значения, соответствующие началу роста поврежденности S^* . Для каждого значения ε_{1i} определяли соответствующее этому значению S_i^* согласно установленной зависимости $S^* - \varepsilon_1$. Значение общей площади

микротрещин S_{общ} (мм²), то есть суммарной площади, занятой микротрещинами в зоне пластической деформации, вычисляли по формуле:

$$S_{\text{общ}} = \sum_{i=1}^{N} (\frac{S_i^*}{100} \cdot S_{\text{C}i})$$

На Рис. 5 представлены кривые роста общей площади поврежденной поверхности при растяжении образцов из исследуемых сталей 20 (Рис. 5, б), 45 (Рис. 5, в), 12Х18Н9Т (Рис. 5, г), которые описываются экспоненциальной зависимостью с показателями равными 5,8, 3,0 и 5,2 для сталей 20, 45 и 12Х18Н9Т, соответственно. Больший показатель экспоненциального соотношения, характерный для сталей 20 и 12Х18Н9Т, означает ускоренный рост поврежденности по сравнению со сталью 45.

Наибольшая общая площадь, занятая микротрещинами, была выявлена перед разрушением образца из стали 12Х18Н9Т ($S_{\rm oбщ} = 43 \text{ мм}^2$), а наименьшая – образца из стали 20 ($S_{\rm oбщ} = 17,9 \text{ мм}^2$), что связано с более высокой пластичностью нержавеющей стали.

Таким образом, представленный в данной работе подход к оценке поврежденности с использованием комбинации методов оптической микроскопии и корреляции цифровых изображений позволил получить предварительные результаты оценки поврежденности по всей площади пластической зоны, которые, однако, требуют дальнейшего исследования на образцах без концентраторов.

Использованный в данной работе подход может быть также применен для получения распределения полей повреждений аналогично распределению полей деформаций, получаемых методом КЦИ.

Следует также отметить необходимость модификации методики исследования кинетики поврежденности аустенитной нержавеющей стали 12Х18Н9Т, так как в процессе ее деформирования образуются мартенсит
деформации и двойники, что вносит погрешность при оценке площади поврежденной поверхности.



Рис. 5. Кривые нагружения и деформационные зависимости значения суммарной площади, занятой микротрещинами *S*_{ОБЩ}, полученные для образцов из сталей 20 (б), 45 (в), 12Х18Н9Т (г). Точками отмечены экспериментальные данные, а линиями – экспоненциальная аппроксимация

Выводы

Проведено исследование взаимосвязи параметров поврежденности и деформированного состояния при растяжении образцов с концентраторами в виде симметричных отверстий из конструкционных сталей 20, 45 и 12Х18Н9Т. Установлена взаимосвязь параметра поврежденности (*S**) со значением максимальной главной деформации (ε_{1max}) и показано, что она

отвечает экспоненциальному соотношению с показателями, меняющимися от 11,6 до 7,8.

Показано, что наибольшая общая поврежденность, характеризуемая значением общей площади микротрещин $S_{\rm oбщ}$ в пластической зоне, наблюдается при испытании образца из стали 12Х18Н9Т ($S_{\rm oбщ}$ =43 мм²), а наименьшая – образца из стали 20 ($S_{\rm oбщ}$ =17,9 мм²), что связано с более высокой пластичностью нержавеющей стали.

Список литературы

- Suh C.M., Yuuki R., Kitagawa H. Fatigue microcracks in a low carbon steel // Fatigue Fract Eng Mater Struct. 1985. V. 8, N. 2. P. 193–203. Doi: 10.1111/j.1460-2695.1985.tb01203.x.
- Gao N., Brown M.W., Miller K.J. Short crack coalescence and growth in 316 stainless steel subjected to cyclic and time dependent deformation // Fatigue Fract Eng Mater Struct. 1995. V. 18, N. 12. P. 1423–1441. Doi: 10.1111/j.1460-2695.1995.tb00866.x.
- Ботвина Л.Р., Жаркова Н.А., Тютин М.Р., Петерсен Т.Б., Будуева В.Г. Кинетика накопления повреждений в низкоуглеродистой стали при растяжении // Деформация и разрушение материалов. 2005. № 3. С. 2–8.
- Tekkaya A.E., Bouchard P.O., Bruschi S., Tasan C.C. Damage in metal forming // CIRP Annals. 2020. V. 69, N. 2. P. 600–623. Doi: 10.1016/j.cirp.2020.05.005.
- Herbig M., King A., Reischig P., Proudhon H., Lauridsen E.M., Marrow J., Buffière J.-Y., Ludwig W. 3-D growth of a short fatigue crack within a polycrystalline microstructure studied using combined diffraction and phasecontrast X-ray tomography // Acta Mater. 2011. V. 59, N. 2. P. 590–601. Doi: 10.1016/j.actamat.2010.09.063.
- Spierings A.B., Schneider M., Eggenberger R. Comparison of density measurement techniques for additive manufactured metallic parts // Rapid Prototyp J. 2011. V. 17, N. 5. P. 380–386. Doi: 10.1108/13552541111156504.

- Semel F.J., Lados D.A. Porosity analysis of PM materials by helium pycnometry // Powder Metallurgy. 2006. V. 49, N. 2. P. 173–182. Doi: 10.1179/174329006X95347.
- Bonora N., Ruggiero A., Gentile D., De Meo S. Practical Applicability and Limitations of the Elastic Modulus Degradation Technique for Damage Measurements in Ductile Metals // Strain. 2011. V. 47, N. 3. P. 241–254. Doi: 10.1111/j.1475-1305.2009.00678.x.
- 9. Sun B., Guo Y. High-cycle fatigue damage measurement based on electrical resistance change considering variable electrical resistivity and uneven damage 2004. V. 26, N. 5. P. // Int J Fatigue. 457-462. Doi: 10.1016/j.ijfatigue.2003.10.004.
- Жаркова Н.А., Ботвина Л.Р., Тютин М.Р. Стадийность накопления повреждений в низкоуглеродистой стали в условиях одноосного растяжения // Металлы. 2007. № 3. С. 64–71.
- Тютин М.Р., Ботвина Л.Р., Левин В.П., Белецкий Е.Н., Петерсен Т.Б., Синев И.О. Кинетика накопления повреждений в сплаве Д16ч при статическом нагружении // Деформация и разрушение материалов. 2021. № 9. С. 18–26. Doi: 10.31044/1814-4632-2021-9-18-26.
- Hild F., Bouterf A., Roux S. Damage measurements via DIC // Int J Fract. 2015.
 V. 191, N. 1–2. P. 77–105. Doi: 10.1007/s10704-015-0004-7.
- Réthoré J. A fully integrated noise robust strategy for the identification of constitutive laws from digital images // Int J Numer Methods Eng. 2010. V. 84, N. 6. P. 631–660. Doi: 10.1002/nme.2908.
- Тютин М.Р., Ботвина Л.Р., Синев И.О. Об изменении физических свойств и поврежденности мало- и среднеуглеродистых сталей в процессе растяжения // Металлы. 2018. № 4. С. 79–85.
- Blaber J., Adair B., Antoniou A. Ncorr: Open-Source 2D Digital Image Correlation Matlab Software // Exp Mech. 2015. V. 55, N. 6. P. 1105–1122. Doi: 10.1007/s11340-015-0009-1.

Рыбакова Л.М. Механические свойства и деструкция пластически деформированного материала // Вестн. машиностроения. 1993. № 3. С. 32–37.

УДК 669.15 АНАЛИЗ ВОЗМОЖНОСТИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ПАРАМЕТРИЧЕСКИХ МЕТОДОВ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ ДЛИТЕЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ ДЛЯ СОКРАЩЕННОЙ ВРЕМЕННОЙ БАЗЫ ИСПЫТАНИЙ НА ПРИМЕРЕ ХРОМИСТОЙ ЖАРОПРОЧНОЙ СТАЛИ

Скоробогатых Владимир Николаевич, к.т.н. Skorobogatykh Vladimir Nikolaevich, VNSkorobogatykh@cniitmash.com Козлов Павел Александрович, к.т.н. Kozlov Pavel Aleksandrovich, PAKozlov@rosatom.ru Гаврилова Полина Александровна Gavrilova Polina Aleksandrovna, PAGavrilova@cniitmash.com Погорелов Егор Васильевич Pogorelov Egor Vasilyevich, EVPogorelov@cniitmash.com AO «НПО «ЦНИИТМАШ», г. Москва, ул. Шарикоподшипниковская 4, к1А

Аннотация: В работе проведена оценка возможности применения ускоренных методов испытаний для определения характеристик длительной прочности на примере перспективной жаропрочной хромистой стали. Рассмотрены способы прогнозирования длительных характеристик с использованием моделей температурно-временного параметра (Ларсена-Миллера, Орр-Шерби-Дорна и других). Определен оптимальный вид аппроксимирующего уравнения для обработки результатов. Показано, что испытания длительностью до 7 000 часов позволяют с высокой точностью экстраполировать данные на ресурс свыше 100 000 часов.

Ключевые слова: длительная прочность, ползучесть, жаропрочные хромистые стали, АЭС 4-го поколения

Abstract: The study evaluates the feasibility of using accelerated testing methods to determine the long-term strength characteristics using a promising heat-resistant chromium steel as an example. Methods for predicting long-term

properties using time-temperature parameter models (Larson-Miller, Orr-Sherby-Dorn, and others) are considered. The optimal type of approximating equation for data processing is determined. It is shown that tests lasting up to 7,000 hours allow for high-accuracy extrapolation to a service life exceeding 100,000 hours.

Keywords: long-term strength, creep, heat-resistant chromium steels, Generation IV reactors.

введение

В Российской Федерации и во всём мире активно ведутся разработки ядерных энергетических установок (ЯЭУ) 4-го поколения в рамках международной программы The Generation IV International Forum (GIF). В состав оборудования и трубопроводов таких ядерных энергетических установок входят элементы, для которых необходимо учитывать явления ползучести при обосновании прочности кандидатного материала. Одной из ключевых характеристик материала при обосновании прочности в условиях полузчести, связанная в том числе с определением ресурса оборудования, является предел длительной прочности.

В современной практике оценка характеристик жаропрочности материалов осуществляется с использованием метода механотермического ускорения. Данный подход предполагает проведение испытаний при напряжениях и температурах, превышающих ожидаемые эксплуатационные параметры, что позволяет значительно сократить время испытаний: деформации значения или времени ДО разрушения достигаются быстрее, чем в условиях реальной эксплуатации.

Для оценки пределов длительной прочности широко применяются методы, основанные на использовании температурно-временных параметров. В рамках данного подхода устанавливается зависимость

напряжения от параметра, который учитывает время до разрушения и температуру испытания, представленная в виде функции (1):

$$P = f(lg\tau, T), \tag{1}$$

где т – время до разрушения образца, Т – температура испытания.

Параметрический подход позволяет достаточно просто осуществлять экстраполяцию кратковременных данных по длительной прочности на длительные расчётные сроки эксплуатации. Недостатком параметрических зависимостей принято считать то, что структурный фактор и фактор, учитывающий особенности различных механизмов ползучести, в каждом случае принимаются величинами постоянными.

Процесс разработки, выбора и обоснования конструкционных материалов для элементов АЭС, работающих в условиях ползучести, сопряжён с существенными временными и финансовыми затратами. Например, согласно требованиям ГОСТ Р 59114.4-2021, применяемого для испытаний оборудования атомных станций, экстраполяция характеристик жаропрочности по времени допускается не более чем в 10 раз. При проектировании на срок эксплуатации 60 лет, время прямых испытаний должно составлять не менее 6 лет. В рамках референтной методики ОСТ 108.901.102-78, используемой для оборудования и трубопроводов ТЭС, допускаемая применение ускоренных методик, продолжительность прямых испытаний находится в пределах от 1,5% до не менее 1,3 порядка по логарифмической шкале времени для заданного ресурса. Сокращение продолжительности испытаний за счёт применения методики ускоренных испытаний позволит уменьшить время, необходимое для обоснования надёжности и долговечности конструкционных материалов и существенно повысить экономическую эффективность при проектировании атомных энергетических установок нового поколения.

В данной работе проведен анализ длительных свойств стали марки 10Х9МФБ и её зарубежных аналогов Р91 и Т91/Р91 (X10CrMoVNb 9-1),

который является кандидатным материалом для применения в реакторных установках нового поколения при температуре до 620 °C [1-3]. Опыт эксплуатации ТЭС с суперсверхкритическими параметрами пара показал высокую эффективность использования мартенситных жаропрочных марок стали с 9-12% хрома за счёт того, что данный класс материалов обладает оптимальным соотношением стоимости, характеристик жаропрочности и коррозионной стойкости в среде пароводяного теплоносителя [3-7].

Основной целью настоящей работы является обоснование возможности сокращения продолжительности испытаний на длительную прочность для оборудования АЭС нового поколения с применением параметрических методов экстраполяции данных на примере обработки данных кандидатного конструкционного материала.

МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ

Материалы

В исследовании проанализированы имеющиеся данные результатов испытаний на длительную прочность труб из стали марки 10Х9МФБ и её ближайших зарубежных аналогов – Т91/Р91 и Х10СгМоVNb9-1 (1.4903). В таблице 1 представлены данные по диапазонам изменения химических элементов в составе исследуемых материалов.

Содержание элемента, масс.%											
С	Si	Mn	Р	S	Ni	Cr	Мо	V	Nb	N	Cu
0,086- 0,120	0,23- 0,44	0,32- 0,53	0,008- 0,027	0,001- 0,012	0,060- 0,645	8,25- 9,70	0,35- 0,96	0,125- 0,24	0,04- 0,87	0,032- 0,058	0,07- 0,17

Таблица 1	- Диапазон химич	неских составов	исследуемых мат	териалов
-----------	------------------	-----------------	-----------------	----------

Результаты испытаний на длительную прочность получены на 25 различных плавках при напряжениях от 30 до 360 МПа и температурах в диапазоне от 500°C до 725°C, количество образцов по длительности

испытаний представлено в таблице 2, суммарная продолжительность испытаний составляет более 4 000 000ч.

Таблица 2 – Количество испытанных образцов при различной продолжительности испытаний

Продолжительность испытаний, тыс.ч	0-1	1-2	2-3	3-4	4-5	5-6	6-7	7-8	8-9	9-10	10-20
Количество, шт	154	54	19	18	9	14	14	5	2	6	42
Таблица 2 (продолжение)											
Продолжительность испытаний, тыс.ч	20-30	30-40	40-3	50 5	0-60	60-70	70-8	0 80	-90	90-100	>100
Количество, шт	20	14	9		5	8	1		4	2	2

Методы расчётов

При проведении обработки данных использованы температурновременные параметрические зависимости Ларсона-Миллера, Мэнсона-Хэферда, Орр-Шерби-Дорна и Трунина (уравнения (2) - (5)).

Наиболее распространёнными параметрическими соотношениями являются параметры Ларсона-Миллера, Мэнсона-Хэферда, Орр-Шерби-Дорна и Трунина, представленные уравнениями (2) – (5):

Параметр Ларсона-Миллера:

$$P_{L-M} = T(lg\tau_r + c), \tag{2}$$

где *T* – температура испытания, К; τ_r – длительность испытания до разрушения, ч; *с* – коэффициент, определяемый для каждого материала.

Параметр Мэнсона-Хаферда:

$$P_{M-H} = \frac{T - T_a}{lg\tau_r - c} \tag{3}$$

где *T_a*, *с* – коэффициенты, определяемые для каждого материала. Параметр Орр-Шерби-Дорна:

$$P_{O-S-D} = lg\tau_r - \frac{c}{T} \tag{4}$$

Параметр Трунина:

$$P_T = T(lg\tau_r - 2lgT + c) \tag{5}$$

Оценка точности прогнозируемых моделей проводилась с использованием следующих статистических показателей:

1. Коэффициент детерминации R^2 :

$$R^{2} = 1 - \frac{\sum_{i=1}^{n} (y_{i} - \hat{y}_{i})^{2}}{\sum_{i=1}^{n} (y_{i} - \overline{y}_{i})^{2}},$$
(6)

где y_i – фактическое значение, \hat{y}_i – предсказанное значение, \overline{y}_i – среднее значение исходных данных.

2. Корень из среднеквадратической ошибки (Root Mean Square Error, *RMSE*):

$$RMSE = \sqrt{\frac{1}{n} \sum_{i=1}^{n} (y_i - \hat{y}_i)^2}$$
(7)

3. Средняя абсолютная ошибка аппроксимации (анг. Mean Absolute Percentage Error, MAPE) – среднее относительное отклонение расчетных значений зависимой переменной \hat{y}_i от фактических значений y_i :

$$MAPE = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^{n} \left| \frac{y_i - \hat{y}_i}{y_i} \right| * 100\%$$
(8)

Оценка точности прогнозирования моделей и интерпретация полученных значений средней абсолютной ошибки аппроксимации производилась с использованием следующих критериев [7]:

MAPE, %	Точность прогнозирования
менее 10	Прогнозирование с высокой точностью
10-20	Хорошая точность прогнозирование
20-50	Приемлемая точность прогнозирования
более 50	Неточное прогнозирование

Коэффициенты, входящие в параметрические зависимости, были определены при каждой итерации расчёта и для каждой исследуемой выборки данных. Определенные оптимальные коэффициенты соответствуют максимальному значению коэффициента детерминации R^2 и минимальным значению ошибки *RMSE*.

ОБСУЖДЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ

Выбор регрессионной модели

Выбор типа аппроксимирующей функции может существенно повлиять на точность и эффективность модели. Проведён анализ изменения коэффициентов R², RMSE и MAPE при аппроксимации полиномами степени от 1 до 4, а также с использованием экспоненциальной функции.

Результаты расчётов приведены на примере параметрической зависимости Ларсона-Миллера для полного набора данных, для других параметрических зависимостей наблюдаются идентичные результаты. В таблице 3 представлены результаты определения показателей точности аппроксимации различных регрессионных уравнений.

Тип регрессионного уравнения	Значение коэффициента «с» в параметрической зависимости	R^2	RMSE	MAPE, %
Полином 1 степени	30,5	0,9541	0,0550	2,0257
Полином 2 степени	30,0	0,9823	0,0341	1,2076
Полином 3 степени	30,0	0,9823	0,0341	1,2082
Полином 4 степени	29,5	0,9824	0,0340	1,2063
Экспоненциальная функция	29,5	0,9822	0,0343	1,2278

Таблица 3 – Показатели точности модели прогнозирования при аппроксимации полиномом различной степени и экспоненциальной функцией

Из полученных результатов видно, что наибольшие значения ошибок \mathbf{R}^2 MAPE, RMSE значение наблюдается И минимальное при 1 (линейная аппроксимации полиномом степени аппроксимация). Аппроксимация полиномом степени 2 и выше и экспоненциальной зависимостью не приводит к значимому изменению точности моделей.

Таким образом, при проведении обработки результатов испытаний на длительную прочность небольших выборок целесообразно использовать для аппроксимации полиномиальную зависимость 2 степени, при условии, что функция не содержит точек экстремума на всей рассматриваемой области обработанных результатов, или экспоненциальную зависимость. При увеличении количества данных, например, для определения предела длительной прочности марки стали или при обработке выборок результатов испытаний нескольких плавок, может быть использована полиномиальная функция 3 или 4 степени.

Сравнение моделей различных температурно-временных параметров

В данном разделе исследованы и сопоставлены между собой показатели точности аппроксимации всего набора данных по испытаниям на длительную прочность с использованием моделей Ларсона-Миллера (2), Мэнсона-Хаферда (3), Орр-Шерби-Дорна (4) и Трунина (5). При обработке результатов испытаний в качестве регрессионного уравнении использована полиноминальная зависимость второй и третьей степени. В таблицах 4 и 5 представлены результаты расчётов по определению коэффициентов в уравнениях температурно-временных параметров, а также результаты определения коэффициентов R^2 и ошибки *RMSE*.

Таблица 4 – Результаты определения коэффициентов в уравнениях и моделей различных температурно-временных параметров при аппроксимации полиномом второй степени

•	Определение	Показатели точности			
	параметричес	ких зависимостях	аппроксимации		
Параметр	Коэффициент параметра	Оптимальное значение коэффициента	R^2	RMSE	
Ларсона-Миллера (2)	с	30	0,9823	0,0341	
Managu Vadapua (2)	T _a	-623	0.0816	0,0348	
Мэнсон-лаферда (3)	lgt _r	60,5	0,9810		
Орр-Шерби-Дорна (4)	с	29590	0,9822	0,0342	
Трунина (5)	с	36,5	0,9824	0,0341	

Таблица 5 – Результаты определения коэффициентов в уравнениях и моделей различных температурно-временных параметров при аппроксимации полиномом третьей степени

	Определение	Показатели точности			
	параметричес	ких зависимостях	аппроксимации		
Параметр	Коэффициент параметра	Оптимальное значение коэффициента	R^2	RMSE	
Ларсона-Миллера (2)	с	30	0,9824	0,0012	
Mayaou Vadanya (2)	T _a	342,5	0.0830	0,0010	
мэнсон-лаферда (5)	lgt _r	24	0,9839		
Орр-Шерби-Дорна (4)	С	29450,5	0,9842	0,0010	
Трунина (5)	с	36,5	0,9824	0,0011	

По результатам анализа результатов расчётов, представленных в таблицах 4 и 5, показано, что для параметрических зависимостей Ларсона-Миллера, Мэнсон-Хаферда, Орр-Шерби-Дорна и Трунина показатели R^2 и корень среднеквадратичной ошибки *RMSE* отличаются несущественно. Проведение данного расчёта показывает, что различия в подходах к разработке уравнений нивелируется математической обработкой и аппроксимацией нелинейными функциями. В дальнейших расчетах использовался параметр Ларсона-Миллера и полином 3 степени.

Определение минимальной временной базы испытаний

Существенное влияние на точность рассчитанных характеристик длительной прочности оказывает продолжительность испытаний. При выборе временной базы испытаний необходимо соблюдать оптимальное соотношение между продолжительностью испытаний и точностью В большинстве прогнозирования. методик оценки длительных характеристик не приводится обоснование и принцип выбора необходимой продолжительности испытаний. В данном разделе работы исследовано влияние различной временной базы при проведении испытаний на длительную прочность на точность прогнозирования характеристик.

Проведён расчёт с фиксированным количеством значений в выборке как при проведении реального эксперимента. Из всех данных ограниченной продолжительности (до 1 000 ч, до 2 000 ч, до 3000ч ... до 10 000 ч) были сформированы 5 000 произвольных выборок по 12 образцов.

Для оценки точности прогнозирования использовалось средняя абсолютная процентная *MAPE* и коэффициент детерминации *R*². Оценка статистических параметров производилась с использованием результатов реальных испытаний продолжительностью более 80 000 ч. Основная цель проведения данных расчётов – построение моделей на малой временной базе и оценка достоверности прогнозирования по фактическим экспериментальным результатам с продолжительностью сопоставимой с реальным эксплуатационным ресурсом.





На рисунке 1 представлены оценки статистических показателей для моделей прогнозирования, построенных на ограниченной временной базе, в виде «скрипичных графиков» (анг. violin plot). По результатам расчётов, представленным на рисунке 1, можно сделать вывод, что ошибки, полученные на всём наборе данных и на случайно сформированных выборках с фиксированным числом образцов, имеют схожую динамику и высокую точность: *MAPE*, не превышающую 10%.

Из данных рисунка 1 видно, что увеличение продолжительности испытательной базы более 5 000 ч приводит к изменению характера распределения плотности вероятности МАРЕ: при испытаниях с временной базой до 5 000 ч распределения плотности вероятности МАРЕ обладает положительной асимметрией – мода расположена в области больших ошибок, при увеличении продолжительности испытаний до 7 000 ч и более распределения плотности вероятности МАРЕ становится симметричным или со смещением моды в область более низких значений. Анализ распределения вероятности значений коэффициента плотности детерминации R^2 показал, что увеличение продолжительности испытаний до 7 000 ч и более приводит к смещению наиболее вероятного значения в область $R^2 \sim 0.8$, что является показателем высокой связи между рассматриваемыми характеристиками.

Проведена оценка ошибки аппроксимации δ для предела длительной прочности, определённого на 5 000 выборках, относительно пределов длительной прочности, полученных при анализе всего набора данных. Расчёты проведены для референтного ресурса и температуры применения материала исследуемой марки стали – 100 000 ч при температуре 600 °C. Ошибка аппроксимации δ определена для различных подходов: с использованием температурно-временного параметра и методики ГОСТ Р 59115.4 – 2021 и различных временных баз испытаний:

$$\delta = \frac{\sigma_{100000^{\circ}}^{600^{\circ}C} - \hat{\sigma}_{100000^{\circ}}^{600^{\circ}C}}{\sigma_{100000^{\circ}}^{600^{\circ}C}} * 100\%$$
(9)

где $\sigma_{1000004}^{600^{\circ}C}$ – предел длительной прочности, определённый для каждой выборки, $\hat{\sigma}_{1000004}^{600^{\circ}C}$ – предел длительной прочности, полученный при анализе всего набора данных: для температурно-временного параметра $\sigma_{1000004}^{600^{\circ}C}$ = 94МПа, для ГОСТ Р 59115.4 – 2021 $\sigma_{1000004}^{600^{\circ}C}$ = 86МПа.

Показатель δ аналогичен *МАРЕ* и выбран вследствие возможности оценки знака отклонения относительно целевой величины. На рисунке 2

представлены распределения ошибки *б* для различных временных баз испытаний.



Рисунок 10 – Оценка ошибки аппроксимации δ относительно предела длительной прочности, полученного на всём наборе данных: а – с использованием температурно-временного параметра; б – с использованием методики ГОСТ Р 59115.4 – 2021

При анализе данных, представленных на рисунке 2(а), видно, что при испытаниях длительностью менее 3 000 ч большая часть значений ошибки аппроксимации δ распределена около значения 20%. Опыт определения пределов длительной прочности для оборудования и трубопроводов тепловых электростанций показывает, что для прогнозирования с хорошей точностью, ошибка при определении характеристик длительной прочности должна составлять не более 20%. Увеличение временной базы испытаний более 5 000 ч снижает медианное значение и наиболее вероятное значение в каждом наборе данных, а также меняет характер распределения. При длительности испытаний 7 000 ч и более медианные значения достигают показателя 10% и начинают снижаться. Плотность распределения данных на базе до 7 000 ч и до 10 000 ч испытаний существенно не влияет на результат: распределения прогнозных значений очень близки.

Анализ влияния продолжительности испытаний на прогнозирование значений пределов длительной прочности по ГОСТ Р 59115.4 – 2021 показывает, что прогнозирование с 7 000 ч снижает разброс данных, а

последующее увеличение длительности испытаний до 9 000 ч и 10 000 ч не ведёт к существенному увеличению точности.

Сопоставление и анализ результатов расчётов, представленных на рисунках 2(а) и 2(б), показывает, что применение методики ГОСТ Р 59115.4 – 2021 приводит к более широкому диапазону разброса значений и большей ошибке прогнозирования длительной прочности в сравнении с моделями прогнозирования, основанными на температурновременных параметрических зависимостях, при оценке результатов для одинаковой временной базы испытаний.

В таблице 6 приведены результаты сопоставления значений пределов длительной прочности, установленных в нормативно-технической документации для стали марки 10Х9МФБ и её аналогов, с полученными результатами расчётов.

Таблица 6 – Сопоставление рассчитанных пределов длительной прочности с нормативными значениями для стали марки 10Х9МФБ и её аналогов

Метод оценки	Параметрическая зависимость Ларсона-Миллера	Методика ГОСТ Р 59115.4–2021	ECCC, EN 10216-2, TY 14-3P-55-2001
σ _{100000ч} , МПа	94	86	90
<i>σ</i> ^{600°С} _{200000ч} , МПа	85	77	81

Стоит отметить, что результаты определения предела длительной прочности, рассчитанные для всей испытательной базы, показывают, что методика ГОСТ Р 59115.4–2021 даёт более консервативную оценку. При определении значений пределов длительной прочности для металла оборудования и трубопроводов АЭС со сроком службы 100 000 ч и более с учётом широкого диапазона ошибки экстраполяции может привести к значительному увеличению металлоемкости конструкций и снижению экономической эффективности.

Выводы

В ходе данной работы сформулированы следующие рекомендации, которые будут уточняться по мере дальнейших исследований:

1. Основываясь на опыте применения методик определения жаропрочных характеристик для оборудований ТЭС целесообразно разделять виды испытаний по стадиям с различной продолжительностью: разработка, освоение и применение кандидатного материала, и рассмотреть возможность обоснованного сокращения продолжительности испытаний.

2. При оценке испытаний на длительную прочность с помощью параметрических методов оптимальным видом аппроксимирующего уравнения является полиномиальная зависимость не ниже второй степени, допустимо использование экспоненциальной зависимости. Однако следует учитывать, что слишком высокая степень полинома может привести к переобучаемости модели и, как следствие, ошибочным прогнозам.

3. Исследование различных температурно-временных зависимостей показало отсутствие значительных различий между результатами расчётов. Вследствие индивидуального подбора коэффициентов, входящих в состав каждого параметра, и аппроксимацией нелинейной функцией различия нивелируются.

4 Наиболее перспективным представляется проведение краткосрочных 7 000 ч испытаний длительностью вследствие ДО возможности экстраполировать результаты с ошибкой, не превышающей 20%, что согласуется с опытом, полученным для оборудования и трубопроводов тепловых электростанций. Усовершенствование методов оценки характеристик с использованием температурно-временных параметрических зависимостей может позволить существенно повысить экономическую эффективность и ускорить разработку новых продуктов и технологий за счёт дальнейшего сокращения временной базы испытаний без значительного увеличения ошибки прогнозирования.

Список литературы

- Klueh R. L., Nelson A. T. Ferritic/martensitic steels for next-generation reactors //Journal of nuclear materials. – 2007. – T. 371. – №. 1-3. – C. 37-52.
- Allen T. R. et al. Research and Development on Materials Corrosion Issues in Supercritical Water Environment: PREPRINT–ICPWS XV Berlin. – 2008.
- Чуркин А.Н. // 10-я международная научно-техническая конференция «обеспечение безопасности АЭС с ВВЭР». Подольск, 2017
- Кайбышев Р. О., Скоробогатых В. Н., Щенкова И. А. Новые стали мартенситного класса для тепловой энергетики. Жаропрочные свойства //Физика металлов и металловедение. – 2010. – Т. 109. – №. 2. – С. 200-215.
- Козлов П. А. Исследование влияния легирования на фазовый состав и свойства жаропрочных 9%-ных хромистых сталей для элементов теплоэнергетического оборудования: дис. – Центральный научноисследовательский институт технологии машиностроения, 2011.
- Сапунов В.Т. Прогнозирование ползучести и длительной прочности жаропрочных сталей и сплавов ЯЭУ /В.Т.Сапунов//Юрайт. - 2024. -C.25-47
- Lewis, C.D. (1982), Industrial and business forecasting methods: A practical guide to exponential smoothing and curve fitting, London; Boston: Butterworth Scientific.

УДК 669.017.2; 620.178.74 ИЗУЧЕНИЕ МЕХАНИЗМОВ РАССЕЯНИЯ ЗНАЧЕНИЙ УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ ГОРЯЧЕКАТАНОЙ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ ПО РЕЗУЛЬТАТАМ МНОЖЕСТВЕННЫХ ИСПЫТАНИЙ НА УДАРНЫЙ ИЗГИБ

к.т.н. Воркачев Константин Григорьевич1, Vorkachev Konstantin Grigorievich, KGV@imet.ac.ru;

Боженов Вячеслав Александрович1, Bozhenov Vyacheslav Aleksandrovich, Vbozhenov@imet.ac.ru.

Академик РАН д.х.н. Солнцев Константин Александрович1, Solntsev Konstantin Aleksandrovich, solntsev@pran.ru.

¹Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, Россия, г. Москва, Ленинский проспект, д.49.

Аннотация: С целью установления природы рассеяния значений ударной вязкости при множественных испытаниях на ударный изгиб проведены фрактографические И микроструктурные исследования механизмов разрушения образцов низкоуглеродистого низколегированного проката. Установлено, что фактором, определяющим горячекатаного механизмы разрушения, является формирование мартенситно-бейнитных прослоек в области осевой сегрегации Mn, Si и P. С одной стороны, в таких прослойках происходило зарождение транскристаллитного скола, с другой они являлись местами образования расщеплений по зернограничному механизму.

Annotation: Fractographic and microstructural studies of the fracture mechanisms of low-carbon low-alloy hot-rolled steel samples were carried out to establish the nature of the impact toughness values variation during multiple Charpy impact tests. It was found that the determining factor in the fracture mechanisms is the formation of martensitic-bainitic interlayers in the axial Mn, Si, and P segregation zone. On the one hand, the cleavage fracture originated in

such interlayers, on the other hand they were locations of splitting formation by intergranular mechanism.

Ключевые слова: Ударная вязкость; Механизмы разрушения; Фрактография; Микроструктура.

Key words: Charpy impact toughness; Fracture mechanisms; Fractography; Microstructure.

Введение

образцов низкоуглеродистых Испытание большого количества низколегированных сталей на ударный изгиб в одних и тех же условиях (множественные испытания), в температурном интервале перехода от вязкого разрушения к хрупкому демонстрируют существенное рассеяние значений ударной вязкости [1,2]. При одной и той же температуре испытаний величина ударной вязкости может отличаться до 10-ти крат, что невозможно объяснить исключительно со статистической точки зрения. В работе [1] наибольший размах вариации ударной вязкости при -60°С сопровождался появлением дополнительной моды низких значений в распределении ударной вязкости. Большинство образцов показывали смешанный тип разрушения. При этом наименьшим значениям ударной вязкости соответствовали разрушенные хрупко образцы. Образование в локально охрупченных областях пластической зоны микротрещин скола свидетельствует об изменчивости вязкости от места к месту [3]. В работе [4] на модельных Fe-C сплавах показано, что с понижением температуры испытаний на ударный изгиб одной из причин изменения характера распределения значений ударной вязкости является достижение отдельными ферритно-перлитной элементами микроструктуры температуры хрупкости. То есть температуры, при которой предел текучести превышает разрушающее напряжение ферритной или перлитной составляющей микроструктуры.

Горячекатаный прокат низкоуглеродистых низколегированных сталей, полученный в промышленных условиях помимо феррита и перлита в области центральной или осевой сегрегации по С и Mn может содержать как более твердые продукты незавершенного γ→α превращения, так и повышенную концентрацию неметаллических включений [5,6]. При испытаниях стандартных поперечных образцов на ударный изгиб их ось совпадает с осевой сегрегацией, что способствует конкуренции между влиянием вышеописанных факторов на рассеяние значений ударной вязкости. С одной стороны, рассеяние вязкости зависит от микроструктуры в области осевой сегрегации [7]. С другой стороны, неметаллические концентраторами напряжений включения являются И часто рассматриваются В качестве статистических источников хрупкого разрушения [8]. Помимо этого, проявлением изменчивости вязкости от места к месту является образование расщеплений в осевой зоне проката [2]. Взаимодействие различных механизмов разрушения с учетом особенностей неоднородной микроструктуры горячекатаного проката описано в недостаточной степени и требует более детального изучения.

Целью работы является изучение влияния особенностей микроструктуры и неметаллических включений на механизмы рассеяния значений ударной вязкости горячекатаной низкоуглеродистой низколегированной стали по результатам множественных испытаний на ударный изгиб.

Методика эксперимента

Объектом исследования являлись 52 стандартных образца 10x10x55 мм с U-образным надрезом (тип 1 по ГОСТ 9454) С-Мп стали, содержащей 0,12%С 0,69%Si, 1,59%Mn 0,008%S и 0,013%P по массе в горячекатаном состоянии поставки после испытаний на ударный изгиб при температуре - 60°C. Более подробное описание материала, механических свойств и методики испытаний на ударный изгиб приведены в работе [1].

Поверхности изломов изучались с применением системы макросъемки. С целью изучения природы осуществлялась характеристика очагов разрушения с применением двухлучевой системы CrossBeam 1540 EsB (Carl Zeiss, Германия) в режиме растровой электронной микроскопии и рентгеноспектрального микроанализа при ускоряющем напряжении 20 кВ, рабочем отрезке 10 мм и апертуре 120 мкм. Измерения методом (PCMA) проведены с помощью детектора Inca X-Act (Oxford Instruments, Великобритания). Для изучения причин и источников образования расщеплений произведено раскрытие боковых поверхностей в жидком азоте.

Экспериментальная часть

На рисунке 1 приведено частотное распределение значений ударной вязкости для 52 образцов горячекатаного проката низкоуглеродистой низколегированной стали после испытаний на ударный изгиб при температуре -60°С, которые были подвергнуты фрактографическому анализу.



Рисунок 1 – Частотное распределение значений ударной вязкости. Тисп. = -60 °C.

Распределение значений ударной вязкости очень неравномерно. Величины ударной вязкости варьируются от 15 до 180 Дж/см². В совокупности значений ударной вязкости наблюдается образование нескольких мод, свидетельствующее о действии нескольких механизмов разрушения.

С целью изучения механизмов разрушения проведен фрактографический анализ Изображения ИЗЛОМОВ. характерных поверхностей разрушения образцов приведены на рисунке 2. Хрупкий характер разрушения наблюдали в 6 из 52 образцов, рис. 2 (а,б). Незначительное изменение геометрии сечения, а также отсутствие губ среза свидетельствуют о малой степени пластической деформации при разрушении таких образцов. При этом на отдельных участках вблизи надреза в 2 случаях присутствовали короткие расщепления, рис. 2 (б). Расщеплениями в настоящей работе называли параллельные плоскости прокатки трещины, зародившиеся на фронте вязкой магистральной трещины. Характерной особенностью является образование губ среза по берегам расщеплений.



Рисунок 2 – Характерные поверхности разрушения ударных образцов. Тисп. = -60 °C. Макро.: (а) хрупкое разрушение; (б) хрупкое разрушение с расщеплением вблизи надреза; (в) смешанное разрушение; (г) смешанное разрушение с магистральным расщеплением.

Большинство образцов (46 из 52) разрушено в смешанном режиме. За образованием вязкой магистральной трещины следовал транскристаллитный скол, рис. 2 (в,г). Проявлением выраженной макропластической деформации являлось образование губ среза, что приводило к утяжке/уширению образцов. Образование расщеплений сопровождало разрушение 29 из 46 образцов, рис. 2 (г).

С целью установления механизмов зарождения хрупкого разрушения проведен анализ природы очагов скола в микроструктуре. Поиск очаговых фасеток скола осуществлялся на основе макро- и микроскопических линий речного узора, сходящихся в одну точку на образце. Для установления взаимосвязи механизмов разрушения и локальных особенностей микроструктуры в области очаговых фасеток скола выполнены сечения изломов в плоскости перпендикулярной плоскости и направлению прокатки, рис. 3.



Рисунок 3 – Макро и микроструктура в области очага скола. ОМ: (а,б) без расщеплений; (в,г) с расщеплением

Установлено, что в случаях разрушений не сопровождавшихся образованием расщеплений наблюдался один очаг скола в осевой области проката, рис. 3 (а). Очаговые фасетки транскристаллитного скола локализовалась в характерных для области осевой сегрегации проката мартенситно-бейнитных прослойках [6,7], рис. 3 (б).

В случае образования магистрального расщепления образец делился на две части по осевой зоне, рис. 3 (в). Разделенные таким образом части образцов разрушались независимо друг от друга. При этом наблюдалось образование 2 очаговых фасеток скола в ферритно-перлитной микроструктуре матрицы, рис. 3 (г).

Характерные очаговые фасетки представлены на рис. 4.



Рисунок 4 – Характерные очаги скола. Т_{исп.} = -60 °С. РЭМ.: (а) в мартенситнобейнитной прослойке; (б) в ферритно-перлитной микроструктуре с включением MnS.

Для очаговых фасеток в области микроструктуры, содержащей мартенситно-бейнитные прослойки, характерна повышенная концентрация Mn (2...3,2%) и Si (0,8..1,1%), а также проявляющие реечную морфологию вытянутые в направлении прокатки рельефные участки поверхностей разрушения, рис. 4 (а). Наличие ступенек и гребней указывает на разрушение мартенситно-бейнитных очаговых фасеток по механизму «квази»-скола [9]. Для очаговых фасеток, образовавшихся в области ферритно-перлитной микроструктуры, характерен речной узор на фоне

однородной (без проявления мартенситно-бейнитной полосчатости) микроструктуры, рис. 4 (б). Очаговые фасетки образуются по механизму транскристаллитного скола. Концентрации Si и Mn составляли 0,6% и 1,6%, что соответствовало средней концентрации элементов в ферритно-перлитной матрице.

В Таблицах 1 и 2 приведены результаты количественного анализа очаговых фасеток скола.

Таблица 1.

Количественный анализ очаговых фасеток скола при разрушении образцов без расщеплений

	I/a auto an	Мартенситно-	Ферритно
ксо, дж / см ²	количест	бейнитная	- перлитная
	De copusidon	микроструктура	микроструктура
<50	6	5/4	1/1
≥50	15	14/6	1/1

* Через / приведено количество очагов скола с неметаллическими включениями.

В 40% случаев (21 из 52) при разрушении образцов не наблюдалось образования расщеплений. В 5 из 6 случаев хрупких разрушений с ударной вязкостью KCU < 50 Дж/см² зарождение скола происходило от фасеток локализованных в мартенситно-бейнитной микроструктуре, таблица 1. При этом вблизи от фокуса разрушения в 4 из 5 случаев обнаруживалось деформированное неметаллическое включение MnS. Размеры неметаллических обнаруженных на очаговых фасетках включений варьировались в интервале 10-82 мкм на 5-25 мкм. Разрушение в таком происходило в мартенситно-бейнитной прослойке случае В поле напряжений неметаллического включения. Отвечающими за разрушение элементами структуры были границы пакетов мартенсита/бейнита. В 1

случае фасетка транскристаллитного скола зародилась в поле напряжений MnS в ферритно-перлитной микроструктуре. В 15 образцах с ударной вязкостью > 50 Дж/см² без расщеплений наблюдалось смешанное разрушение и образование одиночных очагов скола. Очаговые фасетки в 14 из 15 случаев приходились на мартенситно-бейнитную микроструктуру. При этом в 6 случаях разрушения происходили в поле напряжений деформированных выделений MnS размерами 20-119 мкм на 8-20 мкм. В 1 случае разрушение происходило в ферритно-перлитной микроструктуре от очаговой фасетки со сферическим неметаллическим включением MnS диаметром 12 мкм. Фокус разрушения находился в поле напряжений неметаллического включения.

Разрушения 31 из 52 образцов сопровождались образованием расщеплений, таблица 2.

Таблица 2.

Количественный анализ очаговых фасеток скола при разрушении образцов с расщеплениями

	Коли	Мартенси	Ферритно
ксо, дж	чество	тно-бейнитная	- перлитная
	образцов	микроструктура	микроструктура
<50	2	1/0	2/2
≥50	29	26/4	22/4

* Через / приведено количество очагов скола с неметаллическими включениями.

Образование расщепления на фронте магистральной трещины приводило к разделению образца на две части, рис. 5. Разрушение таких частей происходило независимо друг от друга, рис. 5 (1) и (2). На это указывают различия в типе очаговых фасеток скола и их расположении относительно сердцевины проката, а также относительно фронта магистральной трещины. В 16 случаях очаг скола приходился на мартенситно-бейнитную микроструктуру, а в 24 случаях смещался в область ферритно-перлитной микроструктуры. Раскрытие внутренней поверхности расщеплений в жидком азоте показало, что очагом разрушения является фасетка межзеренного разрушения, рис. 5 (3). Результаты рентгеноспектрального микроанализа указывают на то, что поверхности зерен соответствовали обнаженные границ областям микроструктуры с повышенным содержанием Si (0,8..1,1%) иMn (2...3,2%).Распространение разрушающей трещины происходит в преимущественно зернограничном режиме, однако также на раскрытой поверхности расщепления присутствуют и фасетки транскристаллитного скола.



Рисунок 5 – Образец с расщеплением и двумя очаговыми фасетками скола в ферритно-перлитной микроструктуре. Т_{исп.} = -60 °C. РЭМ. 1 и 2 – очаги скола; 3 – боковая поверхность раскрытого расщепления; 4 – очаговая фасетка межзеренного разрушения с включением MnS.

В 35% случаев разрушения происходили с образованием расщепления и одного очага скола (10 из 31). Очаговые фасетки транскристаллитного скола располагались в области мартенситнобейнитной прослойки в сердцевине проката в хрупкой составляющей изломов в непосредственной близости от вершин расщеплений. В области очага скола в 1 случае наблюдали сферическое неметаллическое включение SiO₂ диаметром 13 мкм, а в другом - вытянутое в направлении прокатки неметаллическое включение MnS размерами 85 мкм на 14 мкм соответственно.

Анализ влияния микроструктуры в области очага скола на ударную вязкость для образцов с расщеплениями приведен на рис. 6. Образование очаговых фасеток разного типа на одном и том же образце с расщеплением наблюдали на 7 образцах, на 9 образцах исключительно в ферритноперлитной микроструктуре, а исключительно в мартенситно-бейнитной на 5 образцах. Уровень ударной вязкости образцов с расщеплением и двумя очагами скола, приходящимися на мартенситно-бейнитную микроструктуру, меньше, чем у образцов с двумя очагами скола, приходящимися на ферритно-перлитную микроструктуру.



(a)



(б)

Рисунок 6 – Соотношение микроструктура в области очага скола – ударная вязкость КСU⁻⁶⁰ для изломов с расщеплениями: (а) образцы с двумя очагами скола; (б) образцы с 1 очагом скола.

При этом промежуточные значения ударной вязкости демонстрируют образцы, показавшие образование двух очагов скола разных типов. Разрушения с образованием расщепления и одного очага скола во всех случаях наблюдали исключительно в мартенситно-бейнитной микроструктуре, рис. 6 (б). Стоит отметить, что уровень вязкости у образцов с расщеплениями и очагами скола исключительно в мартенситнобейнитной микроструктуре практически одинаковый для образцов с расщеплениями как с одним, так и с двумя очагами скола.

Таким образом, показана формирования взаимосвязь В микроструктуре горячекатаного проката мартенситно-бейнитных прослоек и механизмов разрушения при множественных испытаниях на ударный изгиб. Механизм разрушения сталей с ферритно-цементитной структурой подробно описан в работах [10,11]. Процесс разрушения состоит из 3 стадий: зарождение трещины в твердой частице или около нее, переход границы частица-матрица, переход границы матрица-матрица. Помимо присущей неоднородности вязкости полосчатой ферритно-перлитной микроструктуры горячекатаного проката, обусловленной различиями в механических свойствах И особенностях строения составляющих микроструктуры [12], появление значительно более твердой и прочной мартенситно-бейнитной микроструктуры в осевой области приводит к существенному рассеянию значений ударной вязкости. Совпадение на ранней стадии разрушения неметаллических включений и крупных областей мартенситно-бейнитной микроструктуры приводит к хрупким разрушениям [13]. При этом, если неметаллических включений не наблюдается, то разрушения происходят в вязко-хрупком режиме на более поздней стадии разрушения, также в области мартенситно-бейнитных прослоек. Еще больше усложняет процесс разрушения образование либо расщеплений. Зарождение расщеплений происходит внутри мартенситно-бейнитной прослойки, либо на межфазной границе между мартенситно-бейнитной ферритом И микроструктурой. При ЭТОМ появляется вариативность механизмов разрушения, либо образец делится на две части, в которых разрушения сколом происходят независимо друг от друга, либо же в вершине расщепления концентрируются напряжения, которые приводят к сколу в области мартенситно-бейнитной прослойки. И только в том случае, если разрушение обеих частей разделенного

расщеплением образца происходит в области ферритно-перлитной микроструктуры справедливы подходы к разрушению ферритноцементитных микроструктур.

Выводы

1. Образование мартенситно-бейнитных прослоек в области осевой сегрегации Mn, Si и P оказывает определяющее влияние на механизмы разрушения при испытаниях на ударный изгиб горячекатаной низкоуглеродистой низколегированной стали, что приводит к рассеянию значений ударной вязкости.

2. Показан различный вклад в механизм зарождения скола мартенситно-бейнитных прослоек и неметаллических включений. Зарождение скола при разрушениях, не сопровождающихся образованием расщеплений (21 из 52) в 90% случаев происходит в очаговых фасетках с мартенситно-бейнитной микроструктурой, в 10% фасетках ферритно-перлитной случаев В очаговых С микроструктурой и неметаллическим включением. При этом для разрушенных хрупко образцов (КСU<50 Дж/см²) 4 из 5 очаговых фасеток образуются скола при совпадении расположения неметаллического включения и мартенситно-бейнитной прослойки. В случае смешанных разрушений (≥50 Дж/см²) зарождение скола происходит преимущественно в мартенситно-бейнитных прослойках без неметаллических включений, и лишь в 6 из 15 случаев при их совпадении с неметаллическими включениями. Включения MnS отслаиваются от матрицы, а образовавшиеся полости служат концентраторами напряжений.

3. Одиночные расщепления наблюдаются в осевой области ударных образцов (31 из 52) в мартенситно-бейнитных прослойках. Зарождение разрушения при расщеплении происходит по зернограничному механизму. В фокусе фасеток зернограничного

35% разрушения наблюдаются включения MnS. B случаев разрушения происходили в мартенситно-бейнитной микроструктуре с образованием расщепления и одного очага скола вблизи его вершины. В таких случаях ощутимого влияния расщеплений на В ударную вязкость не наблюдалось. случаях образования магистральных расщеплений происходило разделение образцов на 2 части, которые разрушались независимо друг от друга. Уровень ударной вязкости образцов с очаговыми фасетками в ферритноперлитной микроструктуре был выше на 30 Дж/см² по сравнению с образцами, В которых очаговые фасетки приходились на мартенситно-бейнитные прослойки.

Финансирование работы

Работа выполнена в рамках государственного задания 075-00319-25-00.

Список литературы

- Кантор М. М., Боженов В. А. Рассеяние значений ударной вязкости низколегированной стали в критическом интервале хладноломкости // Материаловедение. 2013. № 11. С. 3-15.
- Кантор М. М., Воркачев К. Г., Боженов В. А., Солнцев К. А. Ударная вязкость низкоуглеродистых низколегированных сталей с ферритнобейнитной микроструктурой по результатам множественных испытаний // Неорганические материалы. 2024. Том 60. № 2. С. 257– 273.
- Кантор М. М., Воркачев К. Г., Солнцев К. А. Природа рассеяния величины ударной вязкости низкоуглеродистых низколегированных сталей при разрушении в условиях вязко-хрупкого перехода // Неорганические материалы. 2020. Том 56. № 11. С. 1271–1276.

- Kawata H. and Umezawa O. Effect of Pearlite Volume Fraction on Twostep Ductile to Brittle Transition in Ferrite + Pearlite Structure Steel Sheets // ISIJ International. 2019. Vol. 59. № 7. P. 1344–1353.
- Guo F., Wang X., Liu W., Shang C., Misra R. D. K., Wang H., Zhao T., Peng C. The Influence of Centerline Segregation on the Mechanical Performance and Microstructure of X70 Pipeline Steel // Steel research international. 2018. 89. 1800407.
- Kovalyova T., Issagulov A., Kovalev P., Kulikov V., Kvon S., Arinova S. Structural Anisotropy Parameters' Effect on the Low-Temperature Impact Strength of Alloy Steels in Rolled Products // Metals. 2023. 13. 1157.
- Guo F., Liu W., Wang X., Misra R.D.K., Shang C. Controlling Variability in Mechanical Properties of Plates by Reducing Centerline Segregation to Meet Strain-Based Design of Pipeline Steel // Metals. 2019. 9. 749.
- Wang G.Z., Liu Y.G., Chen J.H. Investigation of cleavage fracture initiation in notched specimens of a C–Mn steel with carbides and inclusions // Materials Science and Engineering A. 2004. Vol. 369. P. 181– 191.
- Kumar A., Roberts S.G. and Wilkinson A. J. Low-temperature fracture mechanisms in a spheroidised reactor pressure vessel steel // International Journal of Fracture. 2007. Vol. 144. P.121-129.
- 10.Кантор М.М., Воркачев К.Г., Челпанов В.И., Солнцев К.А. Сростки доэвтектоидного и перлитного ферритов в низкоуглеродистой низколегированной стали // Неорганические материалы. 2020. Том 56. № 12. С. 1388–1392.
- 11.Shibanuma K, Aihara S, Suzuki K. Prediction model on cleavage fracture initiation in steels having ferrite–cementite microstructures – part I: model presentation // Engineering Fracture Mechanics. 2016. Vol. 151. P. 161– 180.

- 12.Shibanuma K, Aihara S, Suzuki K. Prediction model on cleavage fracture initiation in steels having ferrite-cementite microstructures – Part II: Model validation and discussions // Engineering Fracture Mechanics. 2016. Vol. 151. P. 181–202.
- 13.Chen J.-H., Cao R. Micromechanism of Cleavage Fracture of Metals: A Comprehensive Microphysical Model for Cleavage Cracking in Metals. Oxford, UK.: Butterworth-Heinemann, 2014. 1289 p.

УДК 669.15

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И СКЛОННОСТИ К ДЕФОРМАЦИОННОМУ УПРОЧНЕНИЮ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ СТАЛИ МАРТЕНСИТНОГО КЛАССА

Д.С. Копылова1, к.т.н. Г.С. Севальнёв¹, к.т.н. Н.О. Яковлев¹

RESEARCH OF THE MECHANICAL PROPERTIES AND TENDENCY TO STRAIN HARDENING OF HIGH-NITROGEN MARTENSITIC GRADE STEEL

D.S. Kopylova¹, G.S. Sevalnev¹, N.O. Yakovlev¹

lab30@viam.ru

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

¹Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute» (NRC «Kurchatov Institute» - VIAM)

Аннотация: Серийно используемые коррозионностойкие подшипниковые стали имеют существенный недостаток в виде наличия крупных карбидов и карбидной неоднородности. Частичная замена углерода на азот в подшипниковых сталях позволяет получить в структуре мелкодисперсные избыточные фазы, что приводит к повышению износостойкости и механических характеристик.
Ключевые слова: сталь мартенситного класса, высокоазотистые стали, фазовый состав, триботехнические характеристики, твёрдость, механические свойства

Abstract: Commercially used corrosion-resistant bearing steels have a significant disadvantage in the form of large carbides and carbide heterogeneity. Partial replacement of carbon with nitrogen in bearing steels makes it possible to obtain finely dispersed excess phases in the structure, which leads to increased wear resistance and mechanical characteristics.

Key words: martensitic grade steel, high nitrogen content, phase composition, tribotechnical characteristics, hardness, mechanical properties

Реферат: В рамках работы был проведен анализ изменения триботехнических характеристик твердости, механических И В зависимости от температуры термической обработки высокоазотистой стали мартенситного класса. применяемой для изготовления машин, работающих высоконагруженных деталей В условиях интенсивного изнашивания. Анализ полученных данных показал влияние структурно-фазовых превращений в температурном диапазоне 900 – 1100 °C на интенсивность изнашивания, прочностные И пластические характеристики исследуемой стали, a также отсутствие эффектов деформационного упрочнения.

Введение

Азотирование конструкционных сталей и сплавов имеет давнюю историю, в которой можно выделить несколько периодов. Истоки начального периода относятся к XVIII в, когда была доказана принципиальная возможность воздействия азота на свойства железа. Еще

не были установлены какие-либо закономерности, однако впервые получены образцы железа с содержанием 11,5 % азота и найденное химическое соединение описано формулой Fe_2N . Также было выявлено повышение коррозионной стойкости, определены теплота образования и структура нитрида, обнаружены снижение вязкости железа и стали при наличии в них весьма малого количества азота и повышение твердости стали при нагреве ее в смеси аммиака и ацетилена. Систематические же исследования процесса насыщения процесса металлов и сплавов азотом и развитие технологий азотирования начались только в XX веке [1-3].

Первый важный период развития азотирования в нашей стране (1905-1940 гг.) характеризуется проведением системных исследований в этой области. Так получили развитие научные основы процесса азотирования: теория чистой (атомной) и реакционной (реактивной) диффузии, представления о механизме образования структуры и фазового состава диффузионного слоя, началось изучение влияния температуры обработки на структуру и свойства диффузионного слоя. Разработаны первые промышленные технологические процессы азотирования, режимы ступенчатого азотирования, процесс антикоррозионного азотирования. С имена Η.Π. Чижевского, ЭТИМ периодом связаны являющегося основоположником процесса азотирования, Н.А. Минкевича, И.Е. Конторовича, С.Ф. Юрьева, А.В. Смирнова, Д.А. Прокошкина, В.И. Просвирина, И.Ф. Афонского, А.В. Рябченкова, В.Д. Яхнина и др. [1, 2].

Второй период (1940-1960 гг.) связан с обоснованием классического газового азотирования. В промышленности стали широко применять стабильные технологические процессы азотирования, были разработаны эффективные комбинированные способы совмещения процессов азотирования и закалки. Над решением этих проблем работали Ю.М. Лахтин, Г.Ф. Косолапов, А.Н. Минкевич, А.В. Белоручев, А.А. Юргенсон, Б.Н. Арзамасов, Я.Д. Коган [1, 2].

Третий период (1960-1980 гг.) характеризуется изучением большого количества технологических процессов. Объединенных общим названием низкотемпературная химико-термическая обработка (НХТО). Достигнуто качественное изменение процесса насыщения: одновременно с азотом поверхностный слой стали насыщать и углеродом. Уточнена модель структуры азотированного слоя, введено понятие азотного потенциала атмосферы. Разработан процесс ионного азотирования и соответствующее оборудование. В этот период наибольшие успехи достигнуты А.А. Бабад-Захряпиным, А.А. Поповым, А.В. Белоцким, Е.Л. Гюлихандановым, В.М. Зинченко, С.А. Герасимовым, Г.Н. Неустроевым, В.Н. Глущенко, А.К. Тихоновым [1, 2].

В четвертом периоде (1980-е гг.) появляются новые направления развития НХТО – их автоматизация осуществляется с помощью программ компьютерного моделирования диффузионных процессов. Предложена концепция насыщения в новых атмосферах – продуктах неполного каталитического аммиака. Получили развитие дуплексные процессы на основе азотирования и азотирование при высоком давлении. Этот период связан с именами А.В. Супова, Т.А. Панайоти, Э.С. Цирлина, А.А. Булгача, О.И. Бутенко, В.А. Александрова, В.Я. Сыропятова, С.С. Кипарисова, Ю.В. Левинского [1, 2].

машиностроение Современное характеризуется сложными условиями эксплуатации машин, связанными с высоким уровнем действующих вибрациями, напряжений, широким температурным интервалом, агрессивными средами и др. В связи с этим необходимо соблюдение особых требований к сталям и сплавам, из которых изготовлены детали, для обеспечения надежности и ресурса их работы. Среди различных способов повышения сопротивления изнашиванию в настоящее время азотирование находит все большее применение благодаря тому, что оно позволяет увеличивать комплекс свойств, среди которого твердость поверхностных слоев, прочность, износостойкость, контактная выносливость, задиростойкость, сопротивление усталости и коррозии разнообразных деталей из сталей и сплавов [1-3].

В настоящее время в машиностроении используются хромистые подшипниковые стали для изготовления деталей подшипников качения, работающих в условиях высоких контактных нагрузок и агрессивных сред [4-6]. В структуре используемых сталей наряду с карбидной неоднородностью формируются крупные карбидные фазы, что приводит к их выкрашиванию из-за высокой твердости и хрупкости, и вследствие этого к выходу изделия из строя.

Известно, что частичная замена углерода на азот в подшипниковых сталях позволяет получить в структуре мелкодисперсные избыточные фазы, что приводит к повышению износостойкости и механических характеристик [7-9]. Кроме того, в высокоазотистых сталях мартенситного класса есть возможность варьировать содержание мартенсита с помощью термической обработки и тем самым изменяя фазовый состав, получить высокие механические и триботехнические характеристики [12-15].

Стали с равновесной концентрацией азота получают в условиях кристаллизации на воздухе при обычном давлении азота. Для достижения высокой концентрации азота в сталях используются различные методы выплавки. Также для достижения высоких механических характеристик необходим грамотный подбор и соотношение легирующих элементов выплавляемой стали для повышения растворимости азота в матрице железа. Одним из распространенных способов легирования сталей азотом является метод электрошлакового переплава под избыточным давлением азота (ЭШПД). По закону Сиверста рассчитывается оптимальное давление подаваемого газа для предотвращения образования молекулярного азота, вследствие чего удается избежать возникновения газовой пористости. Для повышения массового содержания азота во время переплава вводятся лигатуры в виде азотосодержащих ферросплавов (феррохрома, ферромарганца или других), которые мало влияют на изменение химического состава стали в отношении основных легирующих элементов [10,11].

Стали с высокой концентрацией азота являются перспективными материалами, исследование закономерностей структурообразования в которых позволит обеспечивать высокие прочностные, пластические и триботехнические характеристики, что приведет к повышению ресурса работы конечных изделий [11].

Материалы и методы

Объектом исследования является высокоазотистая сталь мартенситного класса системы легирования Cr-Mn-Mo-V-N. Образцы из исследуемой стали были вырезаны из прутков квадратного сечения, со стороной 20 мм.

Определение микротвердости $HV_{0,5}$ проводили в соответствии с ГОСТ 9450-76 по методу Виккерса на микротвердомере под нагрузкой 0,5 кгс и выдержкой индентора в течение 15 секунд.

Испытания для определения триботехнических свойств в условиях сухого трения скольжения проводили по схеме нагружения «стержень – диск» при линейной скорости вращения 0,3 м/с м нагрузкой 10 Н. В качестве контртела использовался шарик диаметром 3 мм из стали ШХ15 с твёрдостью 63 HRC. Кинетику значения коэффициента трения, а также относительную глубину износа определяли при помощи программного обеспечения. Удельную интенсивность изнашивания W вычисляли по следующей формуле:

$$W=\frac{ls}{PL},$$

где l – длина окружности дорожки износа, мм; S – площадь сечения канавки износа, мм²; P – нагрузка, H; L – путь трения, м.

Механические свойства стали при комнатной температуре определяли на образцах, полученных из горячедеформированных заготовок, в соответствии с ГОСТ 1497-2023. Для оценки степени деформационного упрочнения стали использовали модель Джонсона-Кука:

$$\sigma = (A + B * \varepsilon^n) * (1 + C * \ln(\frac{\varepsilon}{\varepsilon_0}) * (1 - \left(\frac{T - T_0}{T_{melt} - T_0}\right)^m)$$

где σ – напряжение материала, МПа;

А – предел текучести материала, МПа;

В – коэффициент упругости материала, характеризующий его способность сопротивляться деформации, МПа;

С – коэффициент вязкости материала, характеризующий его поведение при высоких скоростях деформации, МПа;

m – показатель степени скорости деформации, характеризующий влияние скорости деформации на поведение материала;

n – показатель степени упругости материала, характеризующий его поведение при больших деформациях;

 T_{melt}, T_0, T – температура плавления материала, температура окружающей среды и температура материала, соответственно, °С;

є – эффективная пластическая деформация;

 $\frac{\varepsilon}{\varepsilon_0}$ – эффективная скорость пластической деформации.

ε_0

Результаты и обсуждения

Оценка влияния термической обработки на изменение механических и триботехнических характеристик стали является важным аспектом для понимания происходящих структурно-фазовых превращений. Известно, что для высокоазотистых сталей мартенситного

класса является типичной упрочняющая термическая обработка. Температурный интервал термической обработки был выбран на основании дифференциальной сканирующий калориметрии: 900 – 1100 °C. обработка Выбранная термическая включает закалку на мартенситную структуру с последующим охлаждением в масле и низкий отпуск для снятия остаточных напряжений.

Для оценки влияния термической обработки на твердость сплава было проведено измерение микротвердости (Рис 1). Анализ полученных результатов показал, что в температурном диапазоне термической обработки 900 – 1100 °C наибольшей твердостью обладает образец после закалки с 1000 °C. Это связано с повышением растворимости легирующих элементов в мартенситной матрице. При дальнейшем увеличении температуры твердость снижается, так как происходит рост зерен и предположительно, увеличение содержания остаточного аустенита.



Рисунок 1 – Зависимость твердости от температуры закалки

Для оценки степени изнашивания исследуемой стали были проведены трибологические испытания в условиях сухого трения скольжения, по результатам которых было получено, что с увеличением температуры закалки до 1050 °С интенсивность изнашивания образцов снижается. Увеличение температуры закалки с 1050 °С до 1100 °С приводит к повышению показателя, что может быть связано с ростом зерна (рис. 2).



Рисунок 2 – Зависимость интенсивности изнашивания от температуры закалки образцов

Для оценки прочностных характеристик исследуемой стали были проведены испытания на статическое растяжение при комнатной температуре образцов после различных температур закалки. Диаграммы, полученные при испытаниях на статическое растяжения представлены на рис. 3.



XVII Всероссийская конференция по испытаниям и исследованиям свойств материалов «ТестМат»

Рисунок 3 – Диаграммы растяжения образцов после закалки с температур 900 – 1000 °C

Анализ полученных результатов на статическое растяжение показал повышение предела прочности при увеличении температуры закалки в связи с растворением избыточных фаз. Однако, с увеличением температуры закалки с 950 °C до 1100 °C произошло уменьшение относительного удлинения и предела текучести (рис. 4). Так же с повышением температуры закалки до 1050 °C наблюдается значительное увеличение значения предела прочности до 1850 МПа.



Рисунок 4 – Изменение механических свойств в зависимости от температуры закалки образцов: а) предела прочности и предела текучести, б) относительного удлинения и сужения

Для оценки степени деформационного упрочнения исследуемой стали был проведен расчет коэффициентов уравнения Джонсона-Кука. Анализ показателей, в соответствии с моделью Джонсона-Кука (рис. 5) показал:

- Скорость упрочнения материала (В) увеличивается с повышением температуры закалки в температурном интервале 900 – 950 °С, а далее остается постоянной.
- Степень упрочнения при деформации (n) уменьшается с повышением температуры закалки в интервале температур 900 – 950 °С. Далее происходит увеличение степени деформации в температурном диапазоне 950 – 1000 °С, а затем снова снижение.

Физико-механические испытания, прочность и надежность современных конструкционных и функциональных материалов



Рисунок 5 — Рассчитанные коэффициенты по модели Джонсона-Кука для образцов из высокоазотистой стали: а) В, б) n, в) С, г) m

Заключение

Проведены исследования высокоазотистой стали мартенситного класса, применяемой для изготовления высоконагруженных деталей работающий По машин В условиях интенсивного изнашивания. результатам дюрометрического анализа, исследований триботехнических и характеристик образцов после механических различных режимов термической обработки было установлено:

- 1. Наибольшее значение твердости 640 HV сталь приобретает после закалки в масло в температурном диапазоне 1000 1050 °C;
- По результатам трибологических испытаний было выявлено, что при температуре закалки 1050 °С сталь обладает наименьшим значением интенсивности изнашивания;

- По результатам механических испытаний было получено, что максимальным значением предела текучести сталь обладает после закалки в масло при температуре 950 °С. Повышение температуры закалки привело к увеличению предела прочности и снижению предела текучести и относительного удлинения;
- После температуры закалки 1050 °С наблюдается снижение механических и триботехнических характеристик, что предположительно связано с ростом зерна;
- Анализ полученных коэффициентов модели Джонсона-Кука показал, что исследуемая высокоазотистая сталь обладает высоким комплексом характеристик, однако не имеет эффектов деформационного упрочнения.

Список литературы

- Структура и износостойкость азотированных конструкционных сталей и сплавов / С.А. Герасимов, Л.И. Куксенова, В.Г. Лаптева. – 2-е изд., испр. – М. : Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2014. – 518, [2] с. : ил.
- Азотирование стали [Текст] / Ю. М. Лахтин, Я. Д. Коган. Москва : Машиностроение, 1976. — 256 с. : ил. : 22 см.
- С.А. Герасимов, Л.И. Куксенова, М.С. Алексеева. Особенности формирования структуры и трибологических свойств азотированных сталей и сплавов // Вестник научно-технического развития. – 2017. -№ 7(119). – С. 3-17. URL: https://vntr.ru/vols/2017-07/1vntr7-119.pdf (дата обращения: 25.12.2024).
- 4. Г. С. Севальнев, А. В. Востриков, Д. Ю. Нефедкин и др. Исследование структуры, распределения карбидной фазы, твердости и триботехнических характеристик высокохромистых подшипниковых сталей мартенситного класса // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич.

журн. 2023. №. 10. Ст.2. http://www.viam-works.ru (дата обращения: 25.12.2024). DOI 10.18577/2307-6046-2023-0-10-13-23.

- Е. Н. Коробова, Г. С. Севальнев, В. И. Громов, А. В. Леонов. Стали для изготовления подшипников качения специального назначения// Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2021. №11. Ст.1. URL: http://viam-works.ru/ru/articles?art_id=1772 (дата обращения: 25.12.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-11-3-11.
- Повышение контактной выносливости и износостойкости тонкостенных деталей подшипников качения из высокоуглеродистых сталей мартенситного класса путём комбинированной химикотермической обработки: автореф. дис. ктн : 05. 16. 09 / Севальнёв Г. С. ; МГТУ им. Н. Э. Баумана (Нац. исслед. ун-т). М., 2021. 129 с. : ил.
- А. В. Востриков, Г. С. Севальнев, И. О. Банных и др. Эволюция микроструктуры, твердости и триботехнических свойств экономнолегированной стали мартенситного класса со сверхравновесным содержанием азота // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2022. №. 9. Ст.1. http://www.viam-works.ru (дата обращения: 25.12.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-9-3-14.
- М. В. Анцыферова, И. О. Банных, Е. И. Лукин и др. Структура и свойства высокопрочных низколегированных мартенситных сталей со сверхравновесным содержанием азота // Электрометаллургия. 2023.
 № 5. С. 2-11. DOI: 10.31044/1684-5781-2023-0-5-2-11
- Blinov V.M., Antsyferova M.V., Bannykh I.O., Lukin E.I., Bannykh O.A., Seval'nev G.S., Blinov E.V., Samoilova M.A., Chernenok D.V., Ul'yanov E.I., Dryzhinina M.E., Mamykin N.I., Nerutskaya A.V. Structure and Properties of High-Strength Low-Alloy Martensitic Steels with an Overequilibrium Nitrogen Content // Russian Metallurgy (Metally). 2023. № 6. P. 649-656.

- Gavriljuk, Valentin G.: High nitrogen steel: structure, properties, manufacture, applications Valentin G. Gavriljuk; Hans Berns. Berlin; Heidelberg; NewYork; Barcelona; Hong Kong; London; Milan; Paris; Singapur; Tokyo: Springer, 1999
- Структура и свойства высокохромистой стали, легированной боридными соединениями: автореф. дис. ктн: 05. 16. 09 / Бородихин С. А.; ОмГТУ- М., 2022. 171 с.: ил.
- Исследование пластической деформации металла методом индентирования / Е. И. Орешко, Н. О. Яковлев, В. С. Ерасов, Д. А. Уткин // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2022. – Т. 88, № 2. – С. 64-70. – DOI 10.26896/1028-6861-2022-88-2-64-70. – EDN ZTCWHK.
- Особенности разрушения азотированных образцов сталей 38Х2МЮА и 30Х3МА / А. В. Славин, А. А. Ляхов, А. А. Вишталюк [и др.] // Труды ВИАМ. – 2021. – № 9(103). – С. 76-84. – DOI 10.18577/2307-6046-2021-0-9-76-84. – EDN DSUPJS.
- Фрактографическое исследование разрушения подшипниковой стали /
 Н. О. Яковлев, О. В. Седов, И. В. Гулина, А. В. Гриневич // Труды ВИАМ. 2020. № 2(86). С. 91-100. DOI 10.18577/2307-6046-2020-0-2-91-100. EDN DAYZXM.
- Особенности испытания подшипниковой стали / И. В. Гулина, О. В. Седов, Н. О. Яковлев, А. В. Гриневич // Труды ВИАМ. 2019. № 10(82). С. 76-83. DOI 10.18577/2307-6046-2019-0-10-76-83. EDN PALGRZ.

УДК 539.4:620.184: 620.192.6 ФРАКТОГРАФИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ СТАДИЙНОСТИ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ СТАЛИ 316L АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА

к.т.н. Юлия Андреевна Демина1, Евгений Николаевич Белецкий1, д.т.н. Людмила Рафаиловна Ботвина1
THE FRACTOGRAPHIC ANALYSIS OF THE FATIGUE FRACTURE STAGES OF ADDITIVE MANUFACTIRING STEEL 316L
PhD Yulia Andreevna Demina1, Evgeny Nikolaevich Beletsky1, Dr. of Science Ludmila Rafailovna Botvina1
yudemina@mail.ru, enbel@mail.ru, lbotvina@imet.ac.ru

¹Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения имени А.А. Байкова Российской академии наук, Москва, 119334, Россия

¹A.A. Baikov Institute of Metallurgy and Materials Science of the Russian Academy of Sciences (IMET RAS). 49 Leninsky Prospekt, Moscow, 119334

Аннотация: Исследовано влияние состояния поверхности образцов из стали 316L, полученных методом селективного лазерного плавления, на усталостные характеристики, особенности зарождения, а также механизмы развития усталостной трещины. Изучен макро- и микрорельеф изломов образцов, выделены стадии стабильного и ускоренного развития трещины, оценены длины трещины на изломах, соответствующие этим стадиям, и описаны превалирующие механизмы усталостного разрушения на каждой стадии. Показано, что наблюдаемый перелом на кривых усталости и амплитудных зависимостях размера характерных зон на изломах связан с достижением циклического предела текучести И сопровождается увеличением ширины раскрытия петли механического гистерезиса и переходом к более вязкому рельефу изломов, что объясняется сменой плоскодеформированного на плосконапряженное состояние материала, реализующегося в вершине макротрещины. Показано, что выраженная шероховатость поверхности и наличие дефектов несплавления приводят к раннему зарождению усталостных трещин и снижению усталостных характеристик аддитивной стали 316L.

Ключевые слова: аддитивные технологии, селективное лазерное плавление, усталость, нержавеющая сталь 316L, петля механического гистерезиса

Abstract: The influence of the surface state of 316L steel specimens obtained by selective laser melting on fatigue characteristics, peculiarities of nucleation, as well as mechanisms of fatigue crack growth has been investigated. The macro- and microrelief of the fracture surfaces of the samples is studied, the stages of stable and accelerated crack growth were identified, the crack lengths at fracture surfaces corresponding to these stages were evaluated and the dominate fatigue fracture mechanisms at each stage were described. It is assumed that the observed knee point on fatigue curves and on amplitude dependences of the fracture zones sizes is associated with the exist of the cyclic yield strength and is accompanied by an increase in the width opening of the mechanical hysteresis loop and the transition to a more ductile relief of fracture surface, which is explained by the change of plane strain state to a plane stress state of the material realizing at the tip of the macrocrack. It is shown that pronounced surface roughness and the presence of lake of fusion defects lead to early initiation of fatigue cracks and a decrease in fatigue characteristics of additively manufactured 316L steel.

Keywords: additive technologies, 316L stainless steel, selective laser melting, fatigue, fractography, cyclic yield stress, mechanical hysteresis loop

Введение

Развитие исследований материалов, полученных методами аддитивной технологии, связано с преимуществами изготовления таким методом деталей сложной геометрии, находящих применение в различных областях техники, в том числе, в авиакосмической и биомедицинской промышленностях [1]. Однако, выраженная шероховатость поверхности, наличие технологических дефектов, служащих концентраторами напряжений, снижают усталостные характеристики аддитивных материалов и существенно ограничивают область их применения.

Результаты анализа литературных данных [1-4] показывают важную роль механической обработки (шлифования и полирования поверхности) в улучшении усталостных характеристик аддитивных материалов, и, в частности, стали 316L, за счет снижения пористости [2], концентрации LoF-дефектов несплавления (Lake of Fusion) [3] и шероховатости поверхности [2, 4].

фрактографическом анализе аддитивных При материалов на усталостных изломах можно обнаружить начальную очаговую зону зарождения трещины [5-8], зону ее распространения [5, 6, 8] или усталостного разрушения [6-7] с бороздчатым микрорельефом И следующую за ней зону статического долома [6, 8] или окончательного, преимущественно вязкого ямочного, разрушения [5, 7]. Микрорельеф разрушения также представлен гребнями [9], фасетками скола [8, 10], вторичными трещинами [5], порами с концентрическими гребнями [2, 5] и фрактографическими Однако, другими элементами. из-за многофакторности режимов производства И обработки требуется дальнейших исследований аддитивных проведение материалов, В частности при циклическом нагружении, С качественным И количественным фрактографическим анализом изломов.

Исходя из вышесказанного, целью работы является исследование влияния механической обработки на усталостные характеристики, а также особенности зарождения и механизмы развития усталостной трещины в стали 316L аддитивного производства.

Материал и методы исследования

Методом селективного лазерного плавления (СЛП) на установке MeltMaster^{3D}-550 из порошка аустенитной стали 316L в атмосфере азота синтезировали образцы, а также заготовки для образцов [8, 11]. Процесс выполняли при следующих параметрах: мощность лазера 358 Вт, скорость сканирования 850 мм/с, толщина сплавляемого слоя 50 мкм, шаг сканирования 80 мкм, траектория сканирования – шахматная, температура подогрева платформы 200 °C, направление построения –вертикальное. Химический состав порошка, % (мас.): 0,67 Si; 17,97 Cr; 1,63 Mn; 65,54 Fe; 12,47 Ni; 2,31 Mo. Выращенные заготовки имели размеры 15×15×100 мм. 99.78% Иx относительная плотность составляла при оценке пикнометрическим методом и 99,87% при оценке металлографическим способом [12]. Из заготовок электроискровым способом вырезали корсетные образцы (Рис.1), их главная ось совпадала с направлением построения. Боковые поверхности и кромки рабочей части образцов шлифовали наждачной бумагой разной зернистости (от Р60 до Р320). Синтезированные методом СЛП образцы (нешлифованные) имели ту же геометрию, что и шлифованные. Шероховатость поверхности образцов оценивали методом оптической микроскопии в соответствии с ГОСТ 2789-73.



Рис. 1. Геометрия образцов для испытаний на усталость

Для определения механических свойств согласно ГОСТ 1497–84 проведены испытания на статическое растяжение стандартных образцов с размерами рабочей части 3×6×35 мм на установке Instron 3382 (максимальная нагрузка 100 кН) при скорости нагружения 2 мм/мин.

Усталостные испытания в условиях повторного растяжения (мягкое нагружение) выполнены с использованием корсетных образцов (Рис.1) на сервогидравлической установке BISS Nano (максимальная нагрузка 25 кH) при коэффициенте асимметрии R = 0,1 с частотой нагружения 20 Гц.

Для записи петли механического гистерезиса при циклическом нагружении корсетных образцов с частотой нагружения 5Гц в специальные ножи, расположенные на штоке испытательной машины, был установлен датчик раскрытия COD (crack opening displacement). Ширина раскрытия петли гистерезиса одного цикла нагружения при заданной амплитуде напряжения оценена при числе циклов N=100 от начала испытания.

Фрактографические исследования выполнены использованием оптических микроскопов МБС-10 и ЛОМО МСП-2 с фотоадаптером, растрового сканирующего электронного микроскопа LEO 1420 и электронно-зондового микроанализатора JEOL JXA-iSP100.

Результаты и их обсуждение

Металлографические боковой исследования поверхности исследуемых образцов выявили характерные для аддитивных материалов структурные особенности — границы ванн расплава, аустенитные зерна, вытянутые вдоль направления построения (Рис. 2, а, б), а также поры и несплавления [8, 11]. На поверхности нешлифованных образцов имеется поврежденный слой толщиной ≈200 мкм, содержащий концентраторы напряжений в виде ступенек (Рис. 2, б), сформированных в результате движения ванн расплава, брызги металла и частицы порошка. Качество образцов шлифованных поверхности значительно выше, чем У нешлифованных: Rz = 4 и 63 мкм, соответственно.

Статическая прочность и циклическая долговечность в области низких амплитуд нагружения несколько выше у шлифованных образцов, чем нешлифованных, а относительное удлинение после разрушения δ —ниже (таблица 1).





б

Рис. 2. Структура шлифованных (а) и нешлифованных (б) образцов, полученных методом СЛП

Таблица 1 – Механические свойства аддитивной стали 316L

Образцы	σ _{0,2} , МПа	σ _в , МПа	δ,%
нешлифованные	379	494	24.4
шлифованные	372	532	19.8

Следует отметить наличие перелома на кривых усталости как для нешлифованных, так и для шлифованных образцов при амплитуде напряжения σ^* , равной 250 МПа (Рис. 3, а). Для нешлифованных образцов (Рис.3, б) в области σ^* наблюдается перелом и на амплитудных зависимостях ширины раскрытия петли гистерезиса, величина которой увеличивается с ростом амплитуды напряжений.

При достижении σ^* изменяется поврежденность образцов в обоих состояниях (Рис. 4, а-г): при $\sigma > \sigma^*$ она развивается более интенсивно и характеризуется многочисленными малыми трещинами, расположенными вдоль и поперек направления нагружения (Рис. 4, а, в). Наблюдается

изменение и профиля изломов образцов (Рис.4), более выраженное для шлифованных образцов.



Рис. 3. Кривые усталости образцов из стали 316L (*a*) и амплитудные зависимости числа циклов (□) и ширины раскрытия петли гистерезиса (★) для нешлифованных образцов (б)

Исследование макрорельефа образцов (Рис. 5) показало, что при σ^* наблюдается переход от преимущественно многоочагового излома при $\sigma > \sigma^*$ (Рис. 5, а, в) к одноочаговому при $\sigma < \sigma^*$ (Рис. 5, б, г). Макрорельеф изломов нешлифованных образцов более вязкий и пористый по сравнению с макрорельефом изломом шлифованных образцов, но во всех случаях зарождение трещины наблюдается в зоне пор и технологических дефектов, содержащих частицы порошка (Рис., 7, а, б, Рис. 8, а, Рис. 9, а)

Кроме того, при исследовании макрорельефа разрушения (Рис. 5) установлено, что за начальной очаговой зоной зарождения (l_0), содержащей технологические дефекты, следует область усталостного разрушения, которая состоит из двух стадий: стабильного устойчивого (l_s) развития трещины с преимущественным механизмом образования усталостных бороздок и стадии ускоренного (l_f) роста трещины, начало которой связано с образованием ямок или фасеток циклического скола — первых признаках статического разрушения. Амплитудные зависимости длин стабильного (l_s)

и ускоренного (*l_f*) роста усталостной трещины подобны кривым усталости: с уменьшением амплитуды напряжения и шероховатости поверхности образцов протяженности зон увеличивается (Рис. 6). Это свидетельствует об увеличении долговечности и уменьшении дефектности исследуемой стали после шлифование поверхности образцов.





а





Рис. 4. Профили изломов шлифованных (а, б) и нешлифованных (в, г) образцов при амплитудах напряжения $\sigma > \sigma^*$ (а, в) и $\sigma < \sigma^*$ (б, г)

Микрорельеф шлифованных образцов при $\sigma > \sigma^*$ в зоне l_s представлен бороздками и участками несплавления металла (Рис. 7, а, б), а в зоне l_f – бороздками и вязкими ямками, ограниченными гребнями (Рис. 7, в). При низкой амплитуде $\sigma < \sigma^*$ в зоне l_f кроме гребней (Рис. 8, б) появляются хрупкие фасетки циклического скола (Рис.8, в) и вторичные трещины, на поверхностях которых формируется бороздчатый микрорельеф (Рис. 8, б, г). При обеих амплитудах напряжения долом вязкий (Рис.7, г) Для нешлифованных образцов (Рис. 9 и Рис.10) подобные закономерности формирования микрорельефа разрушения сохраняются: вязкое разрушение в пределах зоны l_f (Рис. 9, в) сменяется хрупким (Рис. 10, в) с уменьшением амплитуды нагружения.







Рис. 5. Макроизломы шлифованных (а, б) и нешлифованных (в, г) образцов при амплитудах напряжения $\sigma > \sigma^*$ (а, в) и $\sigma < \sigma^*$ (б, г)



Рис. 6. Амплитудные зависимости длин стабильного l_S (а) и ускоренного l_f (б) роста усталостной трещины для шлифованных и нешлифованных образцов

При обеих амплитудах в пределах зоны l_s рельеф – бороздчатый (Рис. 9, б, Рис. 10 а, б), долом - вязкий (Рис. 9, г, Рис 10, г). При этом трещина преимущественно зарождается на технологических дефектах торцевой поверхности образцов, расположенных под углом $\approx 30^{\circ}$ к оси нагружения (Рис. 9, а), что, вероятно, приводит к снижению усталостных характеристик.

Описанные выше особенности усталостного разрушения аддитивной 316L стали свидетельствуют 0 смене напряженного состояния, реализующегося в вершине макротрещины, и о переходе [13, 14] от σ^* плосконапряженного состояния материала при σ к плоскодеформированному при $\sigma < \sigma^*$ и подтверждают предположение о достижении циклического предела текучести, высказанное в работе Шабалина В.И. в 1958 году [15].

б









В

Рис. 7. Микрорельеф излома шлифованного образца при амплитуде $\sigma > \sigma^*$

б

Г









В

Рис. 8. Микрорельеф излома шлифованного образца при амплитуде $\sigma < \sigma^*$





в

Рис. 9. Микрорельеф излома нешлифованного образца при амплитуде $\sigma > \sigma^*$

г

Таким образом, наличие перелома на кривых усталости, амплитудных зависимостях ширины раскрытия петли гистерезиса и длин характерных на изломах **30**H связано С критической амплитудой напряжения σ^* , при достижении которой изменяется вид профиля излома, макро-И микрорельефа разрушения И поврежденность боковой поверхности образцов.



Зторичные



б



в

а

Рис. 10. Микрорельеф излома нешлифованного образца при амплитуде
 $\sigma \! < \! \sigma^*$

Выводы

• Шлифование поверхности образцов из стали 316L, полученных методом селективного лазерного плавления, снижает шероховатость их поверхности, повышает статическую прочность и циклическую долговечность в области низких амплитуд напряжения, но снижает относительное удлинение после разрушения.

Г

• Выявлены макрозоны разрушения, соответствующие развитию трещины на каждой стадии усталостного разрушения: начальная зона

зарождения l_0 , зона стабильного l_S и ускоренного l_f роста усталостной трещины и зона статического долома.

• После механической обработки наблюдается смещение амплитудных зависимостей длин стабильного *ls* и ускоренного *lf* роста усталостной трещины, наблюдаемых на изломах, в область больших значений, свидетельствующее об увеличении долговечности и об уменьшении дефектности стали после шлифование поверхности образцов.

На кривых усталости, амплитудных зависимостях длин трещин на поверхности изломов и ширины раскрытия петли гистерезиса обнаружен перелом при амплитуде напряжения σ^* , который связывается с достижением циклического предела текучести И изменением σ^* плосконапряженного материала при >состояния σ на плоскодеформированное при $\sigma < \sigma^*$. Такой переход приводит к изменениям профиля, макро- и микрорельефа разрушение образцов.

Исследование выполнено при поддержке Российского научного фонда (проект № 23-19-00784)

Список литературы

Avanzini A. Fatigue behavior of additively manufactured stainless steel
 Materials, 2023, v. 16, no. 1, art. 65. doi: 10.3390/ma16010065

2. Hatami S., Ma T., Vuoristo T., Bertilsson J., Lyckfeldt O. Fatigue strength of 316L stainless steel manufactured by selective laser melting. Journal of Materials Engineering and Performance, 2020, v. 29, no. 5, pp. 3183 – 3194. doi:10.1007/s11665-020-04859-x

3. Liang X., Hor A., Robert C., Salem M, Lin F., Morel F. High cycle fatigue behavior of 316L steel fabricated by laser powder bed fusion: Effects of surface defect and loading mode. International Journal of Fatigue, 2022, v. 160, art. 106843. doi:10.1016/j.ijfatigue.2022.106843

 Stoffregen H. A., Butterweck K., Abele E. Fatigue analysis in selective laser melting: review and investigation of thin-walled actuator housings // Proc.
 Symposium « Solid Freeform Fabrication» (Austin, TX, USA, 4—6 August, 2014). P. 635—650.

5. Liverani E., Toschi S., Ceschini L., Fortunato A. Effect of selective laser melting (SLM) process parameters on microstructure and mechanical properties of 316L austenitic stainless steel. Journal of Materials Processing Technology, 2017, v. 249, pp. 255 – 263. doi:10.1016/j.jmatprotec.2017.05.042

6. Voloskov B., Evlashin S., Dagesyan S., Abaimov S., Akhatov I. and Sergeichev I. Very high cycle fatigue behavior of additively manufactured 316L stainless steel. Materials, 2020, v. 13, no. 15, art. 3293. doi:10.3390/ma13153293

7. Kedziora S., Decker T., Museyibov E., Morbach J., Hohmann S., Huwer A., Wahl M. Strength properties of 316L and 17-4 PH stainless steel produced with additive manufacturing. Materials, 2022, v. 15, no. 18, art. 6278. doi:10.3390/ma15186278

8. Ботвина Л.Р., Белецкий Е.Н., Демина Ю.А., Иванов И.А. Усталостное разрушение стали 316L, изготовленной методом селективного лазерного плавления // Заводская Лаборатория. Диагностика Материалов. 2024. Т. 90, № 7. С. 56–67

9. Wang Z., Yang S., Huang Y., Fan C., Peng Z., Gao Z. Microstructure and fatigue damage of 316L stainless steel manufactured by selective laser melting (SLM). Materials, 2021, v. 14, no. 24, art. 7544. https://doi. org/10.3390/ma14247544

10. Spiller S, Kolstad S., Razavi N. Fatigue behavior of 316L stainless steel fabricated via material extrusion additive manufacturing. Engineering Fracture Mechanics, 2023, v. 291, art. 109544. doi: 10.1016/j. engfracmech.2023.109544 11. Демина Ю.А., Белецкий Е.Н., Болотников А.И., Тютин М.Р., Румянцева С.Б., Юдин А.В., Федорцов Р.С., Замтфорт А.Б., Ботвина Л.Р.

Влияние состояния поверхности на механические свойства и кинетику разрушения образцов из стали 316L, полученных селективным лазерным плавлением // Деформация и разрушение материалов. 2024. № 12. С. 26–38. Евгенов А. Г., Рыжков П. В., Шуртаков С. В., Малинин Р. Ю. 12. Влияние алгоритма экспонирования поверхностных элементов при лазерном механические свойства селективном сплавлении на синтезируемого материала. Часть 1. Кратковременная и длительная прочность // Деформация и разрушение материалов. 2023. № 10. С. 10—18. 13. Ботвина Л. Р. Основы фрактодиагностики. М.: Техносфера, 2022. 394 c.

14. Ю.А. Демина, Е.Н. Белецкий, И.О. Синев, Н.А. Аладьев, Л.Р. Ботвина Фрактографические особенности усталостного разрушения стали 3161 аддитивного производства // Перспективные материалы. 2024, №11. С. 44-54.

15. Шабалин В.И. О разрыве в кривых усталости дуралюмина. Докл. АН СССР, 1958, т. 122, №. 4, с. 600 – 604.

УДК 548.73:539.38:669.15 К ВОПРОСУ О ТОЧНОСТИ ОПРЕДЕЛЕНИЯ ПЕРИОДА КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ ДЕФОРМИРОВАННЫХ МЕТАЛЛОВ И ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ МЕТОДОМ РЕНТГЕНОВСКОЙ ДИФРАКТОМЕТРИИ

Филиппова Варвара Петровна, ГНЦ ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», 105005 Москва, Россия E-mail: v.filippova@chermet.net

Блинова Елена Николаевна, ГНЦ ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», 105005 Москва, Россия E-mail: blinova_en@rambler.ru

Шурыгина Надежда Александровна, ГНЦ ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», 105005 Москва, Россия E-mail: shnadya@yandex.ru

Корниенков Борис Александрович, ГНЦ ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», 105005 Москва, Россия E-mail: boris-kornienkov@yandex.ru

Аннотация: Обсуждается возможная точность определения методом рентгеновской дифрактометрии периода кристаллической решетки твердых растворов на основе α-Fe, с точки зрения, отличающейся от общепринятого представления Г.В. Курдюмова и других научных школ, о роли остаточных напряжений III-го рода в формировании искажений кристаллической решетки недеформированных твердых растворов.

Ключевые слова: пластическая деформация, остаточные напряжения, рентгеновская дифрактометрия, кристаллическая решетка, твердый раствор

ON THE QUESTION OF THE DETERMINATION ACCURACY OF THE CRYSTAL LATTICE PERIOD OF DEFORMED METALS AND SOLID SOLUTIONS BY X-RAY DIFFRACTOMETRY

V.P. Filippova, E.N. Blinova, N.A. Shurygina, B.A. Kornienkov

Annotation: The possible accuracy of determining the period of crystal lattice of α -Fe-based solid solutions by X-ray diffractometry is discussed from a point of view that differs from the view of G.V. Kurdyumov and other school researchers about the role of residual stresses of the III-d kind in the formation of distortions of the crystal lattice of undeformed solid solutions.

Keywords: plastic deformation, residual stresses, X-ray diffractometry, crystal lattice, solid solution

Введение

Классификация остаточных напряжений (ОН), которые остаются и уравновешиваются внутри твердого тела после снятия внешней нагрузки, вызвавшей их появление, была предложена Н.Н. Давиденковым в 30-е годы прошлого столетия в связи с применением методов рентгеновской дифрактометрии для исследования материалов [2]. Этой классификации придерживаются и в настоящее время. В соответствии с принятой классификацией, различают остаточные напряжения трех родов:

1) І-го рода – уравновешивающиеся в макроскопических объемах (в пределах детали или конструкции)

2) II-го рода – уравновешивающиеся в микрообъемах (в пределах группы зерен);

3) III-го рода – уравновешивающиеся в ультрамикроскопических объемах (в пределах одного зерна).

Существует еще классификация остаточных напряжений, предложенная Е. Орованом и К. В. Мак Грегором, где внутренние остаточные напряжения подразделяют на две группы:

 макронапряжения – вызываемые внешними факторами (механическим, тепловым или химическим воздействием), различно влияющими на разные части тела из однородного материала;

2) микронапряжения – возникающие как результат неоднородности свойств материала, даже если внешнее воздействие на тело однородно, и чаще всего связанные с различным протеканием структурообразующих процессов вдоль одного и того же направления во взаимно разориентированных соседних зернах (такими процессами, в частности, могут быть тепловое расширение, искажение или совершенствование кристаллической решетки, дислокационные перестройки).

Макронапряжения по классификации Е. Орована соответствуют напряжениям І-го рода по классификации Н.Н. Давиденкова, а микронапряжения – напряжениям ІІ-го рода; т.е. напряжения ІІІ-го рода не рассматриваются.

Значительный вклад в изучение искажений кристаллической решетки, являющихся следствием остаточных напряжений III рода, внесен Г.В. Курдюмовым и его научной школой [2]. Остаточные напряжения III-го рода рассматриваются ими как причина нарушений «правильной периодичности» в расположении атомов в кристалле [2, 3].

На каком-то этапе, в научной литературе стали использовать термин «искажения III-го рода» [2, 3, 4]. Таким образом, произошло смешение причины (напряжения) и следствия (искажения). К искажениям III-го рода, наряду со следствием пластической деформации, стали относить также отличие периода кристаллической решетки твердого раствора от чистого металла, тепловое расширение, искажения, вызванные облучением частицами высоких энергий, и другие отклонения от «идеальной решетки». Общей характеристикой искажений III-го рода во всех перечисленных случаях рассматривается неоднородное смещение атомов по отношению к их положениям в «идеальной» кристаллической решетке. В настоящее время это общепринятая точка зрения.

Следуя классическим работам научной школы Г.В. Курдюмова, остаточные напряжения III-го рода исследуют методом рентгеновской дифрактометрии, где в качестве количественной характеристики искажений кристаллической решетки рассматривают изменение ширины и интенсивности рентгеновской линии или интенсивности диффузного фона по сравнению с чистым недеформированным металлом.

На рисунке 1 представлены фрагменты дифракционных спектров образцов α-Fe (ОЦК структура), исследованных подвергнутых деформации кручением в наковальне Бриджмена, в исходном (а) и деформированном (б) состояниях, где видно, как интенсивность и ширина рентгеновской линии деформированного металла отличаются OT недеформированного [5].



Положение максимума (и положение центра тяжести) рентгеновской линии, через формулу Вульфа-Брэгга, – характеризуют межплоскостные расстояния в кристаллической решетке, которая представляет собой

периодически расположенные в пространстве атомы [6]. На рисунке 2 показаны экспериментально полученные величины периода кристаллической ОЦК решетки (a_{cnn}) для двухкомпонентных сплавов Fe_{α}-P: прямая 1 соответствует значениям, определенным по положению максимума рентгеновской дифракционной линии; прямая 2 - по центру тяжести [7]. Как видно из рисунка 2, чувствительность метода рентгеновской дифрактометрии при определении положения максимума выше, чем центра тяжести.



Рисунок 2. – Полученные методом рентгеновской дифрактометрии значения периода ОЦК кристаллической решетки ($a_{cn,n}$) твердого раствора двойных сплавов Fe_{α}-P в зависимости от концентрации Р: линия 1 – по положению максимума рентгеновского дифракционного пика (большеугловой линии (310) K_{β} железного излучения); линия 2 – по положению центра тяжести того же пика [7].

При исследовании остаточных напряжений III-го рода В деформированном металле и твердом растворе, не разделяют факторы, вызывающие изменение интенсивности и ширины линий, наблюдаемых на рентгеновском дифракционном спектре. Сюда, помимо пластической деформации и растворенных атомов, относят вклад тепловых колебаний атомов, искажения, вызванные облучением частицами высоких энергий, и любые другие отклонения от «идеальной решетки». В отсутствие других искажающих факторов, искажения кристаллической решетки связаны только С тепловыми колебаниями атомов, амплитуда которых увеличивается с повышением температуры [6].

Из изложенного выше следует, что ошибка определения межплоскостных расстояний методом рентгеновской дифрактометрии – не может быть меньше амплитуды тепловых колебаний.

Следует отметить, что практическое получение двухкомпонентных твердых растворов, используя методы доступные черной металлургии – довольно трудная и дорогая задача, особенно для малорастворимых примесей в Fe, таких как P, S. Поэтому данных по влиянию P, S и других элементов на период решетки α-Fe – не много, и они зачастую противоречивы. Таким образом, точность определения периода кристаллической решетки зависит от технологии получения сплава и точности определения химического состава.

Цель настоящей работы: проанализировать возможности кристаллической прецизионного исследования решетки твердых растворов, используя современные методом рентгеновской дифрактометрии и математические подходы.

Чистые недеформированные металлы

Кристаллическая решетка чистого недеформированного металла наиболее близка к идеальной. Здесь отклонения обусловлены только тепловыми колебаниями атомов около центров равновесий.

Считается, колебания ЧТО тепловые оказывают влияние на интенсивность рассеяния кристаллами, т.к. приводят к смещению атомов [4], идеальной решетки в результате чего ИЗ узлов получается дополнительная разность фаз между лучами, что приводит к уменьшению интерференционных максимумов. интенсивности При ЭТОМ, как отмечается в [4]: 1) частота тепловых колебаний атомов на несколько порядков меньше, чем частота рассеиваемого излучения (обычно 10¹² и 10^{18} , соответственно), поэтому атом можно считать неподвижным; 2) время наблюдения велико по сравнению с периодом колебания атомов, поэтому интенсивность рассеяния усредняется по всем конфигурациям расположения атомов.

Таким образом, несмотря на тепловые колебания, которым подвержены все атомы, наибольшее время они находятся около центра равновесия, положение которого на спектре определяется угловым положением максимума или центра тяжести рентгеновской линии. В таком случае, положение максимума рентгеновской линии (также, как и положение центра тяжести линии) через формулу Вульфа-Брэгга, характеризует равновесное расположение атомов (расстояние между центрами атомов), связанное с межплоскостными расстояниями. Полуширина рентгеновской линии (или ширина на половине высоты) характеризует амплитуду тепловых колебаний, которая зависит от температуры. В справочнике [8], как показано в таблице 1, даются величины периода решетки некоторых чистых металлов с точностью до $4\div 5$ знака, т.е. ошибка составляет $\pm 5\cdot 10^{-5}$ нм, что в 10 раз меньше, указанной в [9], и меньше амплитуды тепловых колебаний при 20°С.
Элемент (i)		Характеристики кристаллической решетки, из [8]		Элемент (<i>i</i>)		Характеристики кристаллической решетки, из [8]	
N⁰	Сим- вол	структура	Период <i>a</i> 10 ⁻¹ нм	N⁰	Сим- вол	структура	Период <i>a</i> _10 ⁻¹ нм
5	В	тетрагональная	a=8,740 c=5,06	26	α-Fe	ОЦК	2,86645
6	C	алмаз	3,56703	26	γ-Fe	ГЦК	3,6468
13	Al	ГЦК	4,04959	27	α-Co	ГЦК	3,5441
14	Si	алмаз	5,4307	28	Ni	ГЦК	3,5238
15	α-P ₄	кубическая	18,51	29	Cu	ГЦК	3,6147
16	α-S ₈	орторомбическая	a=10,4646 b=12,8660 c=24,4860	30	β-Zr	ОЦК	3,616
22	β-Τί	ОЦК	3,3065	33	α-As	ромбоэдрическая	a=4,1318 α=54°10'
23	V	ОЦК	3,0240	41	Nb	ОЦК	3,2986
24	Cr	ОЦК	2,8846	42	Мо	ОЦК	3,14700
25	α-Mn	ОЦК	8,9139	50	α-Sn	кубическая	6,4892
25	γ-Mn	ГЦК	3,863	74	W	ОЦК	3,16522

Таблица 1 –	Величины	периода	кристаллич	неской ј	решетки	некотори	ЫΧ
чистых металлов и	13 [8].						

Двухкомпонентные твердые растворы

Кристалл традиционно представляют как бесконечный объект, состоящий из периодически расположенных атомов. Отклонения атомов от «идеальных положений» в кристаллической решетке твердого раствора рассматривают как искажения III-го рода, аналогично деформированному металлу. При таком подходе нельзя говорить о каком-то определенном периоде кристаллической решетки, т.к. он в разных участках различен; можно говорить лишь о его среднем значении. Такую среднюю величину, которая измеряется при рентгенографическом исследовании, – называют «периодом кристаллической решетки твердого раствора». При этом, считается, что искажения в кристаллической решетке твердого раствора обусловлены различной величиной атомов [2, 4, 9, 10, 11].

Здесь заметим, что атомный размер – это весьма условная величина. В частности, в качестве размера атома, называемого «металлическим радиусом», рассматривают половину расстояния между центрами атомов элемента, определяемого из периодов решеток соответствующих чистых веществ, [12]. При этом, учитывая, что межатомные расстояния, определяемые таким образом из разных кристаллических модификаций одного элемента, как установлено, зависят от координационного числа (числа связей) и числа валентных электронов на атом, то вводят поправки, позволяющие привести все атомные размеры к одной системе, что важно для сравнения между всеми элементами. Поправку на число связей вводят, используя соотношение Полинга [12]:

 $R_1 - R_n = 0,30 \cdot \ln(n)$, (1),

где R_1 – радиус атома в связях единичной кратности, R_n – радиус этого же атома в связях кратности n; n = y/z – число валентных электронов на один атом; y – валентность элемента; z – координационное число. Значения атомных радиусов, определяемые таким образом по ГЦК, ОЦК и ГПУ структурам, отличаются друг от друга не более, чем на 3% [12].

Использование поправки (1), приводящей все атомные размеры к единой кристаллической системе, позволяет теоретически оценить и сравнить влияние различных элементов на период решетки двухкомпонентного раствора, используя известный закон Вегарда, описанный в работах Пирсона [12, 13], в соответствии с которым, период решетки, *a*, твердого раствора двух компонентов (1 и 2) с одинаковой (или близкой) структурой и периодами a_1 и a_2 должен линейно изменяться в зависимости от концентраций этих компонентов x_1 и x_2 , выраженных в атомных долях:

$$a = x_1 a_1 + x_2 a_2 \qquad (2).$$

Из (2) следует, что период решетки двухкомпонентного раствора может быть аппроксимирован линейной функцией концентрации растворенного элемента (x_2):

$$a = a_1 + \Delta a \cdot x_2 \tag{3},$$

где $\Delta a = a_2 - a_1$; т.е., согласно закону Вегарда, коэффициент Δa равен разности периодов изоморфных кристаллических решеток растворенного вещества и растворителя, приходящуюся на одну атомную долю.

Согласно закону Вегарда, соответствующие ожидаемые (теоретические) изменения параметра кристаллической решетки двухкомпонентного твердого раствора на основе α-Fe (с ОЦК структурой), обусловленные различиями размеров атомов растворенного элемента и растворителя, представлены в Таблице 2 в виде (4):

$$\Delta a_i^{meop} = x_i (R_i - R_{Fe}) \cdot 4\sqrt{3} , \ 10^{-4} \text{ HM}$$
 (4),

где x_i – концентрация *i*-го элемента в атомных долях; R_i – значения металлических радиусов элементов, рассчитанных Титумом и др., [12], из периодов решеток чистых веществ для z=12.

В таблице 2 приведены значения коэффициентов $\Delta a^{3\kappa cn}$ для двойных сплавов на основе α -Fe (ОЦК структура), полученные линейной аппроксимацией литературных экспериментальных данных рентгеновской дифрактометрии, с использованием выражения (3):

$$\Delta a_i^{\scriptscriptstyle \mathfrak{SKCN}} = \left(a^{pacmb} - a_{Fe}\right) / x_i \tag{5},$$

где $a_{\rm Fe}$ –параметр решетки чистого α -Fe, $a_{\rm Fe} = 0,28664$ нм [8].

Знак Δa_i^{meop} и Δa_i^{scn} свидетельствует о направлении деформации решетки: плюс – растяжение, минус – сжатие.

Как показано в таблице 2, теоретические (Δa^{meop}), рассчитанные на основе металлических радиусов, и экспериментальные ($\Delta a^{3\kappa cn}$) значения не совпадают, причем для некоторых элементов (Si, Ni, Co, Zr) не только количественно, но и качественно (по знаку). Таким образом, концентрационная зависимость периода решетки твердого раствора, хотя и свидетельствует о величине искажений, вносимых атомами растворенного

элемента в кристаллическую решетку растворителя, не является прямым отражением различия в размерах атомов.

Таблица 2. – Металлические радиусы элементов, рассчитанные Титумом и др. из периодов кристаллических решеток чистых веществ для z=12 [12]. Отличие периода решетки двухкомпонентного твердого раствора от чистого α -Fe: Δa^{meop} – рассчитанное по закону Вегарда (4), по данным [13]; $\Delta a^{3\kappa cn}$ – экспериментальное, полученное аппроксимацией литературных данных [Ref.].

Элемент		Металл	ический	Отличие периода решетки твердого раствора			
		по Титуму [12],		$\Delta a = a^{\text{раств}} - a^{\alpha-\text{Fe}}, 10^{-4}$ нм/ат.дол.			
		10^{-1}	HM		,	, ,	
No	Сим-	R_i	$R_i - R_{\rm Fe}$	Δa^{meop}	$\Delta a^{\mathfrak{SKCN}}$	[Ref.]	
	вол			10 ⁻⁴ нм/ат.дол	10 ⁻⁴ нм/ат.дол		
5	В	0,98	-0,294	-679	-	-	
6	C	0,916	-0,358	-827	649	[9]	
7	N	0,88	-0,394	-910	736	[9]	
13	Al	1,432	0,158	365	152	[14]	
14	Si	1,319	0,045	104	-62	[14]	
15	Р	1,280	0,006	14	-471	[15]	
16	S	1,270	-0,004	-9	-	-	
23	V	1,346	0,072	166	67	[14]	
24	Cr	1,360	0,086	199	67	[14]	
25	Mn	1,304	0,03	69	22	[14]	
26	Fe	1,274	0	0	0	-	
27	Со	1,252	-0,022	-50	10	[14]	
28	Ni	1,246	-0,028	-65	58	[14]	
30	Zr	1,394	0,12	-77	196	[14]	
33	As	1,390	0,116	268	2018	[14]	
41	Nb	1,468	0,194	448	220	[14]	
42	Мо	1,400	0,126	291	404	[14]	
50	Sn	1,623	0,349	806	686	[14]	
74	W	1,408	0,134	309	338	[14]	

Поскольку в разбавленном твердом растворе только некоторые кристаллические ячейки содержат растворенные атомы, то можно представить, что кристалл состоит из искаженных и неискаженных ячеек.

Искажения кристаллической решетки твердого раствора не связаны с искажениями III-го рода, поскольку, в отличие от деформированного атомы в твердом растворе, включая растворенные и металла, все равновесном находятся В состоянии. Последнее растворителя, подтверждается компьютерным моделированием, проведенным методом молекулярной динамики (ММД) на основе потенциалов межатомного парного взаимодействия [16]. На рисунке 3 (а, б, в) представлены результаты компьютерного моделирования равновесного положения атомов в кристаллических ячейках чистого α-Fe и содержащих P и Mo, которые показывают, в частности, что Р вносит соответственно, сжимающую деформацию в кристаллическую ячейку α-Fe, a Mo – растягивающую.



Таким образом, искажения кристаллической решетки твердого раствора связаны не столько с размерами атомов, сколько с межатомными взаимодействиями.

Многокомпонентные твердые растворы

Если представить твердый раствор состоящим из неискаженных и искаженных ячеек, то для разбавленного твердого раствора можно принять, что количество искаженных ячеек равным числу растворенных атомов, тогда значение периода кристаллической решетки твердого раствора *a*_{спл} будет пропорционально концентрации растворенных атомов. Следовательно, концентрационная зависимость периода кристаллической решетки многокомпонентного разбавленного твердого раствора может быть аппроксимирована линейной функцией нескольких переменных, следующим образом:

$$(a_{cnn} - a_{Fe}) = \sum_{i=1}^{n} (a_i^* - a_{Fe}) x_i = \sum_{i=1}^{n} \Delta a_i x_i$$
(6),

где n – количество растворенных компонентов; x_i – концентрации растворенных элементов в атомных долях; a_i^* – параметр решетки для искаженной ячейки; $(a_{cnn} - a_{Fe})$ – отличие периода решетки твердого раствора от периода решетки чистого α -Fe; Δa_i – коэффициенты пропорциональности, определяемые математически методом регрессионного анализа, который по существу является распространением закона Вегарда на многокомпонентные системы.

В работах, ЦНИИчермет И.П.Бардина, проводимых в ИМ. был применен при исследовании методом регрессионный анализ рентгеновской дифрактометрии влияния растворенных атомов основных легирующих элементов и примесей сталей на период кристаллической решетки α-Fe, [7]. Таким образом были получены количественные характеристики влияния ряда растворенных элементов (Mo, Ni, Cr, Al, Si, Sn, B, P, S) на период кристаллической решетки твердого раствора на основе α-Fe для тройных сплавов Fe-P-Me (Me: Cr, Ni, Mo, Al, Sn, B) с примесями (S, N, C, Si), представленные на рисунке 4 и в таблице 3, где исследованные образцы разделены на партии в соответствии с режимами предварительной термообработки, подобранными с целью приблизить состав твердого раствора к результатам химического анализа сплава.

Физико-механические испытания, прочность и надежность современных конструкционных и функциональных материалов

Таблица 3. – Результаты регрессионного анализа влияния растворенных элементов на период ОЦК кристаллической решетки твердых растворов на основе α-Fe, полученные в [7].

Номер партии	Температура закалки, длительность выдержки	Основные элементы в партии	Концентраци- онный интервал, (0% ат.) <i>і</i>	Δ <i>а</i> _{<i>i</i>} , 10 ⁻⁴ нм/ат.дол.	Абсолютное отклонение: σ ² , 10 ⁻⁴ нм/ат.дол.	Относительное отклонение: $ \sigma^2/\Delta a_i , \frac{\%}{2}$
1	1153 К,	Fe-P	(00,13) P	-471	±134	28
	$36 \cdot 10^3 c$		(00,07) S	-5851	±5093	87
			(00,03) C	1464	±900	61
2	1139 К,	Fe-Cr-P	(00,2) P	-432	±105	24
	$6.10^2 c$		(02,6) Cr	75	±8	11
3	1153 К,	Fe-Ni-P	(00,25) P	-324	±92	28
	36 10 ³ c		(03,1) Ni	48	±11	23
			(00,06) N	899	±405	45
			(00,03) C	1014	±1133	>100
4	1139 К,	Fe-Mo-P	(02) Mo	394	±6	2
	$6.10^2 c$		0,01 P	-	-	-
5	1473 К,	Fe-Al-P	(09,3) Al	152	±15	10
	$36 \cdot 10^2 c$		0,01 P	-	-	-
6	1373 К,	Fe-P-S	(00,035) S	-607	±266	44
	$6 10^2 \mathrm{c}$		0,01 P	-	-	-
7	1073 К,	Fe-B-P	0,13 P	-	-	-
	$108 \cdot 10^3 c$		(00,008) B	1870	±1	0,05
			2,7 Ni		-	-
			(01,0) Si	-90	±0,2	0,2
8	1153 К,	Fe-Sn-P	(00,24) Sn	757	±105	14
	$36.10^3 c$					

Коэффициенты регрессии Δa_i , представленные в таблице 3, являются тангенсами углов наклона соответствующих прямых на рисунке 4 (a, б). Отрицательный знак у Δa_i свидетельствует об уменьшении (P, S, Si) периода кристаллической решетки твердого раствора на основе α -Fe, положительный – об увеличении (B, C, N, Ni, Cr, Mo, Al, Sn).

Физико-механические испытания, прочность и надежность современных конструкционных и функциональных материалов



Значения коэффициентов Δa_i , представленные в таблице 3, в пределах указанной точности совпадают с результатами для двухкомпонентных растворов, полученные аппроксимацией литературных данных разных авторов, в таблице 2.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведенный анализ теоретических и экспериментальных исследований, совместно с компьютерным моделированием методом молекулярной динамики, показал, что искажения кристаллической решетки твердого раствора не связаны с остаточными напряжениями III-го рода, поскольку все атомы твердого раствора, включая растворенные, находятся в равновесном состоянии.

Предложен для определения концентрационных подход зависимостей периода кристаллической решетки твердого раствора методом рентгеновской дифрактометрии, основанный на представлении твердого раствора совокупности деформированных как И недеформированных ячеек, в отличие от традиционного рассмотрения целостной кристаллической решетки, состоящей ИЗ периодически расположенных атомов (в «идеальном» и «неидеальном» положении).

Регрессионный анализ, примененный на основании предложенного подхода, позволил оценить вклад основных легирующих и примесных

элементов стали (Cr, Ni, Mo, Al, B, Sn, Si, P, S) в величину периода кристаллической решетки многокомпонентных твердых растворов на основе α-Fe с точностью, близкой для двойных сплавов и чистых металлов, не прибегая при этом к методам глубокой очистки, и благодаря учету влияния примесей (N, C, S и других).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Давиденков Н.Н. Применение рентгеновских лучей для исследования материалов, Сб. ОНТИ, 1936, стр.393
- Ильина В.А., Крицкая В.К., Курдюмов Г.В. К вопросу об искажениях решетки деформированных металлов и твердых растворов / Второй сборник трудов Института металловедения и физики металлов ЦНИИЧМ: Проблемы металловедения и физики металлов (ред. Б.Я. Любов)// М.: Государственное научно-техническое издательство по черной и цветной металлургии, 1951, с. 222-231
- Исаенкова М.Г., Перлович Ю.А., Скрытный В.И., Яльцев В.Н. Рентгенографическое определение макронапряжений: Учебное пособие. М.: МИФИ, 2007 – 48 с.
- Уманский Я.С., Скаков Ю.А., Иванов А.Н., Расторгуев Л.Н. Кристаллография, рентгенография и электронная микроскопия М.: Металлургия, 1982, 632 с.
- 5. Филиппова В.П., Глезер А.М., Томчук А.А., Перлович Ю.А., Крымская О.А. Поведение растворенных атомов В поликристаллах α-Fe при мегапластической деформации кручением условиях В давления // квазигидростатического Деформация И разрушение материалов. 2014. № 4. С. 21-27.
- 6. Русаков А.А. Рентгенография металлов. М.: Атомиздат, 1977. 480 с.
- 7. Филиппова В.П., Макушев С.Ю. Анализ зависимости периода кристаллической решетки твердого раствора на основе α-Fe от

концентраций растворенных элементов // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2015. №4. С.74-81.

- Эмсли Дж. Элементы. Великобритания, Оксфорд, 1991. Справочник: пер. с англ., - Москва, «Мир», 1993, 256 с.
- Каминский Э.З., Стеллецкая Т.И. Исследование растворимости углерода в α-железе методом прецизионного измерения постоянных кристаллической решетки при высоких температурах / Второй сборник трудов Института металловедения и физики металлов ЦНИИЧМ: Проблемы металловедения и физики металлов (ред. Б.Я. Любов)// М.: Государственное научно-техническое издательство по черной и цветной металлургии, 1951, с.176-186.
- 10.Бернштейн М.Л. Структура деформированных металлов М.: Металлургия, 1977, 431 с.
- Уманский Я.С., Скаков Ю.А. Атомное строение металлов и сплавов.
 Часть 2. Курс лекций. Москва: МИСиС, 1973 г., 108 с.
- 12.Пирсон У. Кристаллохимия и физика металлов и сплавов.- М., Мир, 1977, ч.1, 419 с.; ч.2, 471 с.
- 13.Pearson W.B. Hand Book of Lattice Spacing and Structures of Metals and Alloys.- v.1, *Pergamon Press*, London, 1958, 1044 p.
- 14.Пенкаля Т. Очерки кристаллохимии. Польша, 1972. Пер. с польского под ред. проф. Франк-Каменецкого В.А. - Ленинград, «Химия», 1974, 496 с.
- 15.Hattendorf H., Buchner A.R., Inden G. An investigation of the lattice parameters of α-(Fe, P) alloys. // Materials Technology, Steel Research. 1988. V. 59. #6. P.279-280.
- 16. Филиппова В. П., Блинова Е. Н., Сундеев Р. В., Глезер А. М., Жуков О. П., Неумоин К. В., Басов С. В. Влияние закалочных дефектов и примесных атомов на параметры кристаллической решетки α-Fe // Известия РАН. Серия Физическая, 2019, том 83, № 11, с. 1576–1584.

УДК 620.171.2:669-1

МЕТОДОЛОГИЯ ОЦЕНКИ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ КРУПНОГАБАРИТНЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ ЛЕГКИХ СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ ДЕЙСТВИЯ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ

В.В. Автаев, НИЦ «Курчатовский институт» — ВИАМ

Аннотация: В работе описаны особенности проведения испытаний на трещиностойкость при статическом нагружении для крупногабаритных полуфабрикатов. На примере крупногабаритных поковок алюминиевых сплавов описаны проблемы получения корректной, статистически обоснованной характеристики трещиностойкости, когда в образцах для присутствуют объёмные остаточные С испытаний напряжения. использованием фиксации полей поверхностных перемещений методом корреляции цифровых изображений проведен расчет по уравнению Вильямса критических коэффициентов интенсивности напряжений по модам I и II.

Рассмотрены методы коррекции процедуры испытаний, включая этап изготовления образцов, которые могут снизить влияние остаточных напряжений на процедуру определения характеристики трещиностойкости *K*_{IC}.

Ключевые слова: корреляция цифровых изображений, линейная механика разрушения, остаточные напряжения, крупногабаритные полуфабрикаты

METHODOLOGY FOR ASSESSING CRACK RESISTANCE OF LARGE-SIZED SEMI-FINISHED PRODUCTS OF LIGHT ALLOYS UNDER RESIDUAL STRESS CONDITIONS

V.V. Avtaev

Annotation: The paper describes the features of conducting crack resistance tests under static loading for large semi-finished products. Using the example of large-size forgings of aluminum alloys, the problems of obtaining correct, statistically justified crack resistance characteristics when volumetric residual stresses are present in the test samples are described. Using the fixation of surface displacement fields by the digital image correlation method, the critical stress intensity coefficients for modes I and II were calculated using the Williams equation.

The methods of correcting the test procedure, including the stage of sample manufacturing, which can reduce the effect of residual stresses on the procedure for determining the crack resistance characteristics of KIC, are considered.

Keywords: digital image correlation, linear fracture mechanics, residual stresses, large semi-finished products

Введение

Обеспечение безопасной эксплуатации изделий в значительной оценки И контроля стабильности механических степени касается характеристик конструкционных материалов в процессе их производства. В авиационной отрасли для данных целей проводят общую и специальную квалификацию материалов, которой получают ПО результатам статистически обоснованный уровень механических свойств.

Одним из важнейших этапов квалификации авиационных материалов является обязательная оценка их способности сопротивляться хрупкому разрушению, - для которого определяют критический коэффициент интенсивности напряжений при плоском деформированном состоянии.

Однако при статистической оценке расчетных характеристик трещиностойкости материалов, существенно неоднородных по структуре или остаточным напряжениям, к которым можно отнести некоторые

применяемые в авиации крупногабаритные полуфабрикаты (поковки или штамповки) высокопрочных сплавов, возникают большие сложности. К примеру, оценка крупногабаритных поковок алюминиевых сплавов по существующим стандартам, может показывать уровень трещиностойкости некоторых образцов в 1,5-2 раза выше действительного. При этом, на большей части образцов из одной партии уровень критического коэффициента интенсивности напряжений не может быть определен, в силу критериев корректности оценки данной характеристики. В итоге поставщик полуфабриката указывает уровень свойств материала только по тем немногим образцам, для которых критерии выполняются, что не отражает действительных свойств материала.

Кроме обновления и гармонизации методологии испытаний на трещиностойкость конструкционных материалов, изготовленных ПО субстрактивным технологиям, назревает вопрос создания методологии оценки характеристик трещиностойкости для материалов, изготовленных Ряд критериев по аддитивным технологиям. хрупкой прочности неприменим к таким материалам в силу специфики наблюдаемого процесса разрушения. Возникают с крупногабаритными схожие полуфабрикатами проблемы неоднородности структуры И наличия неблагоприятного, для конкретного вида нагружения, распределения остаточных напряжений в объеме полученного изделия, а так же структуры, благодаря наблюдаться несплошности которым могут эффекты различные разрушения, препятствующие оценке ИХ характеристик: от сложностей наведения предварительной усталостной трещины требуемой геометрии, до отклонения развивающейся трещины от модели отрыва (моды I) и множественного растрескивания в зоне магистральной трещины.

Для испытаний неоднородных материалов на статическую трещиностойкость могут быть выделены характерные особенности,

которые могут составить основу развития процедур и методов испытаний и оценки соответствующих характеристик трещиностойкости.

В данной работе проведены испытания поковок алюминиевых сплавов при статическом нагружении, в том числе образцов с трещиной, определены остаточные напряжения методом сверления отверстия, а также с использованием метода корреляции цифровых изображений (КЦИ) проведена фиксация коэффициентов интенсивности напряжений (КИН) по модам I и II при статическом нагружении. По результатам испытаний рассмотрен ряд методов оценки трещиностойкости материалов с учетом наличия остаточных напряжений в образцах.

Материалы и методы

Объектом исследований являлись компактные образцы на внецентренное растяжение, изготовленные из поковок двух толщин (200 и 270 мм), разрушенных при испытаниях на определение характеристик трещиностойкости K_{IC} ГОСТ 25.506. При (на по нанесении усталостной предварительной трещины на поверхности образцов наблюдали неравномерный ее рост: достижение заданного диапазона по относительной длине трещины l/b = 0,45...0,55 с одной боковой стороны, усталостной трещины И отсутствие С другой стороны. Длины предварительных усталостных трещин по излому указаны в таблице 1. Внешний вид разрушенного образца типа ВР представлен на рисунке 1. Таблица 1 – Геометрия предварительно наведенных трещин усталости

_	
061	NASTIUD
00	разцов

№ οбр	Пропил h, мм	Длина трещины, мм					
n <u>-</u> 00p.		L ₀	L_1	L_2	L_3	L_4	L _{cp}
1	41,69	41,69	45,12	56,32	58,03	53,28	53,16
2	41,92	51,83	60,46	61,79	59,15	43,71	60,47

Физико-механические испытания, прочность и надежность современных конструкционных и функциональных материалов



Рисунок 1 – Внешний вид разрушенного образца типа ВР

На рисунке 2 указана схема разрезки образца для проведения исследований и испытаний. Перед разрезкой проводилось измерение остаточных напряжений на лицевой и оборотной сторонах образца. Вырезка заготовок под образцы на растяжение проводилась вне зоны развития пластических деформаций при статическом разрушении, из двух зон: центральной (образцы с маркировкой «Ц») и боковой поверхности разрушенного после испытаний на K_{IC} образца, где отсутствует рост трещины усталости (образцы с маркировкой «П»).



Рисунок 2 - Схема разрезки образцов для проведения исследований и испытаний

Испытания на растяжение проводили по ГОСТ 1497-2023. Образцы испытывали на универсальной электромеханической испытательной

машине, оснащенной силоизмерительным датчиком класса точности 0,5. Замер продольной деформации осуществляли с помощью макро-датчика продольной деформации (класс точности 0,5 по EN ISO 9513). Режим испытания: ГОСТ 1497-2023 A224. Определение коэффициента Рамберга-Осгуда по диаграммам деформирования проводили по методике из [1].

Исследование КИН К_I, К_{II}, и Т-напряжений при испытаниях на статическую трещиностойкость проводили для образца из поковки №2 по методике, описанной в [2], на основе расчетов методом КЦИ полей перемещений рабочей поверхности образцов с помощью видеосистемы. Перед испытанием на поверхность рабочей зоны образцов с трещиной наносили контрастную спекл-текстуру с помощью красок. Съемку изображений с частотой 10 Гц проводили двумя видеокамерами разрешением 8,1 Мпикс оснащенными объективами с фокусным расстоянием 100 мм F2.8. Расстояние до исследуемой поверхности обеспечивало масштаб (разрешение съемки) объекта 19,2 пикс/мм. Корреляционный анализ проводили с параметрами: размер подобласти 27х27 пикс, шаг корреляционного анализа 1 пикс. Расчет КИН и Т-напряжений проводили по каждому полученному полю перемещений независимо, используя в разложении Вильямса количество слагаемых *n* равное 5, с ограничением координаты θ от $\pm \pi/2$ до $\pm \pi/5$ относительно вершины трещины.

Измерение остаточных напряжений проводили методом сверления отверстий в соответствии с ГОСТ Р 71316-2024 с помощью системы для измерения остаточных напряжений [3]. Сверление концевой фрезой номинальным диаметром 2 мм проводили в 20 шагов, до глубины несквозного отверстия 1 мм. Контроль деформаций на каждом шаге сверления осуществляли с помощью тензорозеток типа А.

Результаты и их обсуждение

Растяжение

Результаты испытаний на растяжение и диаграммы деформирования представлены в таблице 2 и рисунке 3 соответственно.

Таблица 2 – Уровень механических свойств по результатам испытаний, по требованиям НД на продукцию

Материал	Направление вырезки образцов	Предел текучести условный σ _{0,2} , МПа	Временное сопротивле ние σ _в , МПа	Относитель ное удлинение б ₅ , %
Οδηγομι μο ποκορκμ	Д (в центре)	475-478	511-513	5,3-6,0
№1	Д (у поверхности)	477-483	510-514	2,9-4,8
Ofpopul up norobru	Д (в центре)	405-410	464-467	9,5-11,5
№2	Д (у поверхности)	412-415	466-469	11,0-12,5
Поковка №1	Д	380-470	435-500	7,2-13,5
(квалификационные испытания)	П	375-450	440-490	10,5-16,0
Поковка №2	Д	349-489	418-518	7,3-14,5
(квалификационные испытания)	П	394-483	449-513	10,5-15,0
	Д	340-440	420-520	≥ 7
пд на продукцию т	П	330-430	420-520	≥ 4
	Д	370-470	430-520	≥ 7
пд на продукцию 2	П	360-460	420-520	\geq 4

Физико-механические испытания, прочность и надежность современных конструкционных и функциональных материалов



Рисунок 3 – Диаграммы деформирования образцов при испытаниях на растяжение, вырезанных из: а – поковки №1; поковки №2. Линии с обозначением «П» - образцы

вырезаны у поверхности; с обозначением «Ц» - в центре

Поковка №1.

По результатам испытаний установлено, что уровень условного предела текучести материала образцов, вырезанных в продольном направлении, превышает на 35-43 МПа (на 8,0-9,8%) максимально допустимый по НД на продукцию, а уровень относительного удлинения ниже минимально требуемого (не менее 7%) на 1,0-4,1%. Временное сопротивление – в пределах допустимого диапазона по ОСТ 1 90297-85. Пластичность на образцах (δ_5), вырезанных из зоны у поверхности («П»), в сравнении с образцами из объёма («Ц»), снижена на ~0,5-3,0%. При этом остальные характеристики прочности ($\sigma_{0,2}$, σ_{B}) характеризуются низким разбросом значений, что указывает на высокую однородность [4] данных свойств в пределах объема исходного образца на K_{IC} .

При сравнении полученных результатов с результатами ранее проведенных квалификационных испытаний на растяжение видно, что ни одна характеристика не попадает в диапазон полученных при квалификации предельных значений, несмотря на то что по условному пределу текучести часть квалификационных образцов имеет более высокие значения, чем установленные в НД. На образцах, вырезанных из исходного образца на К_{IC}, величины условного предела текучести выше верхней границы на 5-13 МПа; временного сопротивления выше на 10-14 МПа; относительного удлинения ниже на 1,2-4,3 %. Такая картина может быть характерна для наклепа. Поэтому для оценки его влияния на свойства образцов, вырезанных из исходного образца на К_{IC}, была проведена оценка коэффициента Рамберга-Осгуда по диаграммам деформирования (таблица 3).

Материал	Направление вырезки образцов	Коэффициент Рамберга-Осгуда
	Д (в центре)	<u>25,8</u> 24,6-27
Ооразцы из поковки №1	Д (у поверхности)	$\frac{26,5}{26,1-26,8}$
	Д (в центре)	
Ооразцы из поковки №2	Д (у поверхности)	
Поковка №1 (квалификационные испытания)	Д	$\frac{32}{18,7-40,3}$
Поковка №2 (квалификационные испытания)	Д	

Таблица 3 – Уровень коэффициента Рамберга-Осгуда

После наклепа начало пластического течения на малых масштабах затруднено до момента, соответствующего порядку напряжения при предельной деформации, достигнутой при наклепе. В сравнении с исходной диаграммой деформирования материала, наклепанный образец будет характеризоваться более резким переходом к пластическому течению и, соответственно, более высоким значением коэффициента Рамберга-Осгуда. По результатам оценки коэффициента Рамберга-Осгуда видно, что образцы на растяжение из исходного образца на К_{IC} находятся в диапазоне коэффициентов, полученных по диаграммам деформирования образцов в рамках квалификационных испытаний (наклепа нет или он соответствует наклепу поковки №1). В совокупности с вышеизложенными

результатами, данные результаты указывают на существенную неоднородность механических характеристик в пределах нескольких поковок, не связанную с различием в предполагаемом наклепе.

Поковка №2.

Уровень механических характеристик образцов, вырезанных в продольном направлении из исходного образца на K_{IC}, соответствует требуемому уровню по НД на материал. Все механические характеристики имеют низкий разброс значений (в сравнении с квалификационными образцами), что указывает на высокую однородность данных свойств в пределах объема исходного образца на K_{IC}.

При сравнении полученных результатов с результатами ранее проведенных квалификационных испытаний на растяжение видно, что все результаты вписаны в диапазоны предельных значений соответствующих характеристик.

Остаточные напряжения

Результаты определения остаточных напряжений по основным направлениям полуфабриката представлены на рисунках 4 (поковка №1) и 5 (поковка №2).

Физико-механические испытания, прочность и надежность современных конструкционных и функциональных материалов



Рисунок 4 – Распределение остаточных напряжений (по долевому и поперечному направлениям полуфабриката) в образце на К_{IC} из поковки №1: а – со стороны 1 (без трещины на поверхности); б – со стороны 2 (с трещиной на поверхности)



Рисунок 5 – Распределение остаточных напряжений (по долевому и поперечному направлениям полуфабриката) в образце на *К*_{IC} из поковки №2: а – со стороны 1 (без трещины на поверхности); б – со стороны 2 (с трещиной на поверхности) *Поковка №1*

По результатам измерения остаточных напряжений установлено, что с обеих сторон образца до глубины 1 мм сохраняются сжимающие напряжения. Для стороны без трещины на поверхности, остаточные напряжения по продольному направлению на глубине более 0,2 мм остаются постоянными и равны -43 ± 10 МПа, а по поперечному направлению (по действию нагрузки на образец при испытаниях на K_{IC}) на всей глубине остаются равными -92 ± 7 МПа. Для стороны с трещиной на поверхности максимальные сжимающие напряжения зафиксированы на глубине ~0,05-0,2 мм: по долевому и поперечному направлению нагрубине 60лее 0,3 мм остаточные сжимающие напряжения остаются практически постоянными и равными -23 ± 8 МПа. В поперечном направлению при увеличении глубины заметен тренд к уменьшению остаточных напряжений, ориентировочно сходящихся к нулю на глубине ~1-2 мм.

Максимальные сжимающие напряжения, направление которых совпадает с направлением действия нагрузки на образец при испытаниях на К_{IC}, вероятно и являются причиной торможения развития усталостной трещины при предварительном её наращивании. Поскольку остаточные напряжения являются равновесными, сжимающие напряжения, действующие вдоль вектора нагружения на поверхности без трещины, должны быть скомпенсированы растягивающими напряжениями в объеме. Тем самым, в объёме материала будут действовать дополнительные, силы, движущие трещину a eë результирующая длина после предварительного наращивания будет больше. Таким образом возможен неравномерный рост усталостной трещины, фронт которой будет иметь сильно нелинейный вид: на поверхности со сжимающими остаточными напряжениями, действующими вдоль нагрузки, длина трещины будет меньше (или трещины не будет вовсе), а в объёме длина трещины будет значительно больше, по сравнению с аналогичным материалом без остаточных напряжений.

Поковка №2

По результатам измерения остаточных напряжений установлено, что с обеих сторон образца преимущественно на всей глубине сохраняются сжимающие напряжения. На поверхности и до глубины ~0,20 мм сохраняются сжимающие напряжения, по-видимому, возникшие от механической обработки.

Для стороны 1 без трещины у поверхности наблюдается двухосное сжатие – максимальные сжимающие напряжения на глубине 0,05 мм равны -125 МПа (поперечное направление) и -144 МПа (долевое направление). При большей глубине общий тренд напряжений практически не изменяется – на уровне -98±18 МПа (долевое) и -91±11 МПа (поперечное направление).

Для стороны 2 с трещиной у поверхности наблюдается одноосное сжатие – вдоль поперечного направления максимум сжимающих напряжений на глубине 0,025 мм равный -181 МПа и околонулевые напряжения в продольном направлении. При увеличении глубины наблюдается двухосное сжатие, остаточные напряжения по двум направлениям почти полностью выравниваются: -82±18 МПа для долевого направления, и -85±15 МПа для поперечного.

Влияние сжимающих остаточных напряжений в поверхностных слоях материала образца на неравномерный рост при предварительном усталостном подращивании перед испытаниями на K_{IC} реализуется по механизму, аналогичному для образца из поковки №1: торможение трещины в поверхностных слоях от сжимающих остаточных напряжений, действующих вдоль вектора нагружения, и ускоренный рост трещины усталости в объёме – от растягивающих остаточных напряжений вдоль

нагружения, возникших как результат компенсации напряжений в поверхностных слоях.

КИН при испытаниях на трещиностойкость

Фиксация полей перемещений при испытаниях на трещиностойкость при статическом нагружении проведена для двух боковых сторон образца на К_{IC} поковки №2. При фиксации изображений со стороны 1 (предварительная трещина на поверхности отсутствует) нагружение проводили до ~20 кН. Затем, при фиксации изображений со стороны 2 (предварительная трещина требуемых размеров) нагружение проводили до разрушения образца. Используя компоненты перемещений и и v, были определены коэффициенты интенсивности напряжений по двух модам разрушения К_I (отрыв) и К_{II} (поперечный сдвиг), а также Т-напряжения. Результаты определения КИН по модам I, II, и Т-напряжений представлены на рисунке 6. Для анализа также представлен КИН, полученный при нагружении образца на K_{IC} на испытательной машине, определенный в соответствии с ГОСТ 25.506 (обозначен «К_{гост}» на рисунке 6).



Рисунок 6 – Зависимость K_I , K_{II} и Т-напряжений от нагрузки: а – K_I , K_{II} ; б – Т-напряжения

По графикам видно, что КИН по моде I (K_I , отрыв), полученные методом КЦИ, для стороны без трещины практически совпадают с рассчитанными по ГОСТ 25.506. Для стороны с трещиной значения K_I совпадают до нагружения ~8 кН. При больших нагрузках полученные методом КЦИ значения K_I меньше расчетных по ГОСТ 25.506 на ~10 МПа \sqrt{m} , и при увеличении нагрузки эти различия возрастают до 15-20 МПа \sqrt{m} .

Следует отметить, что испытание образца на K_{IC} проводили по стандартизированным схеме нагружения и геометрии образца, которые должны обеспечивать критическую характеристику по моде I. Однако наблюдается преимущественное действие КИН не по моде I, а по моде II (K_{II} , поперечный сдвиг), который по уровню заметно больше K_I , и практически не зависит от приложенной к образцу нагрузки. Для стороны без трещины $K_{II} \sim 78$ МПа \sqrt{m} , а для стороны с трещиной ~ 100 МПа \sqrt{m} .

Появление K_{II} , как правило, связывают с поворотом трещины (см. «критерий локального разрыва» [5]) и стеснением её раскрытия с торможением роста, - например, от шероховатости излома и взаимного налегания берегов трещины - «сухого трения» [6]. При этом стеснение раскрытия трещины по моде I приводит к уменьшению эффективного размаха КИН и, как следствие, к торможению роста трещины усталости при предварительном подращивании для испытаний на K_{IC} .

Методология коррекции КИН при плоскодеформированном состоянии

Влияние остаточных напряжений при проведении стандартных испытаний материала на статическую трещиностойкость можно наблюдать на двух этапах.

На первом этапе, при предварительном подращивании усталостной трещины от концентратора (надреза), их влияние связано с искривлением фронта трещины усталости от действия комбинации сжимающих и растягивающих остаточных напряжений в объеме образца (по толщине).

При этом последующее вычисление КИН по стандартным аналитическим формулам неприменимо, поскольку в разных местах криволинейного фронта трещины усталости нагруженного образца коэффициент интенсивности напряжений будет значительно различаться.

На этапе статического нагружения образца с предварительно наведенной трещиной усталости влияние остаточных напряжений будет выражено в изменении действующих в окрестности контура трещины локальных напряжений, поэтому расчет КИН по формулам, как функции от внешней нагрузки, неприменим.

В соответствии с указанным, методы коррекции процедур оценки статической трещиностойкости условно можно разделить на две группы, которые направлены: на исправление фронта усталостной трещины; на коррекцию диаграммы нагружения «нагрузка-раскрытия» по дополнительно определенным параметрам, характеризующим уровень ОН в образце.

Метод 1

Предлагается использовать пропорционально меньшие по толщине образцы, при условии выполнения критериев плоскодеформированного состояния [7]. Уменьшение толщины снизит уровень остаточных напряжений в объеме материала, что снизит их влияние на определяемые значения K_Q/K_{IC} .

При изготовлении образца на внецентренное растяжение оценивать влияние остаточных напряжений на характеристики трещиностойкости. Для этого измерять приращение высоты образца $\Delta\delta$, мм, до и после нанесения надреза. На диаграмме «нагрузка-раскрытие» при испытаниях на K_{IC} определять новую точку отсчёта координат по условиям (рисунок 7:

$$v - \Delta \delta = 0, P(\Delta \delta) = 0 \tag{1}$$

Физико-механические испытания, прочность и надежность современных конструкционных и функциональных материалов



Рисунок 7 – Схема коррекции диаграммы «нагрузка-раскрытие» при испытаниях на статическую трещиностойкость по измерению раскрытия при изготовлении пропила

- При предварительном наращивании трещины усталости использовать высокую асимметрию в цикле нагружения – R = 0,7, что обеспечит более равномерный фронт трещины.
- 2. Корректировать длину трещины в расчетах *K*_Q. При неравномерном фронте трещины использовать в качестве расчетной длины трещины среднюю длину с двух боковых поверхностей.
- 3. Определять начальную нелинейность диаграммы «нагрузка-раскрытие» при испытаниях на *K*_{IC} по условиям:

$$\boldsymbol{P}_{\Delta} = \begin{cases} \frac{dP}{dv} \neq \textit{const} \text{ при } \boldsymbol{P} < \boldsymbol{P}_{\Delta} \\ \frac{dP}{dv} = \textit{const} \text{ при } \boldsymbol{P} < \boldsymbol{P}_{\Delta} < \boldsymbol{P}_{Q} \end{cases}$$
(2)

- 4. Для нагрузки P_Q определять отклонение K_Δ , равное разнице значений K_I полученных по полям перемещений методом КЦИ и уравнениям Вильямса, и значений, расчитанных по стандарту для испытаний на статическую трещиностойкость. Полученное значение использовать для расчета P_Δ для данной геометрии образца на K_{IC} .
- 5. Дополнительно использовать непрямой расчет по диаграмме деформирования при растяжении в соответствии с методикой из [8] Расчет основан на энергетическом подходе рассмотрения разрушения материала в соответствии с теорией Гриффитса, модифицированной относительно упругопластического деформирования, и включает

оценку величин двух площадей под диаграммой деформирования (до и после образования шейки). Для корректного расчета характеристик трещиностойкости требуется ее получение при постоянной скорости деформирования, что может быть реализовано с использованием экстензометра на протяжении всего испытания (до разрушения), либо преватиельным расчетом жёсткости всей силовой цепочки и последующей коррекцией величин деформаций, записанных без экстензометра.

Выводы

Совместно с неоднородной структурой материала, действие высоких по уровню сжимающих остаточных напряжений, которые при предварительном подращивании усталостной трещины формируют ее криволинейный фронт, проявляются также при испытаниях на статическое растяжение образца с трещиной (на K_{IC}) в виде суперпозиции с напряжениями от внешних нагрузок. В этом случае оценка по K_Q будет сильно завышенной, по сравнению с аналогичным материалом без остаточных напряжений.

Для более корректных оценок трещиностойкости крупногабаритных полуфабрикатов, в особенности для которых в силу техпроцесса могут иметь место неоднородная структура и появление объемных остаточных напряжений рекомендуется:

- Использовать пропорционально меньшие по толщине образцы, максимально допустимые для K_{IC}.
- 2) При изготовлении образца на *K*_{*IC*} оценивать величину раскрытия после нанесения инициирующего надреза.
- Оценивать объемные (сохраняющиеся в объеме) остаточные напряжения.
- 4) При предварительном наращивании трещины усталости использовать высокую асимметрию в цикле нагружения R = 0,7.

5) Корректировать длину трещины в расчетах K_Q .

6) Корректировать диаграмму нагружения образца на К_{IC}:

- на величину раскрытия (при измерениях в процессе изготовления образца),

- нагрузки начала линейного участка,

- нагрузки, соответствующей отклонению *K*_I полученному по полям перемещений от расчетного при нагрузке *P*_O.

 По диаграмме деформирования при растяжении, полученной с записью деформаций рабочей части образца до разрушения.

При использовании указанных процедур испытаний должна быть обеспечена оценка К_{IC}, как независящей от толщины характеристики трещиностойкости. В противном случае оценка ПО K_O будет материал конкретной характеризовать только для толщины полуфабриката. Следует учитывать, что выполнение рекомендаций по оценке трещиностойкости [9, 10] позволит снизить влияние остаточных напряжений только на определение данных характеристик. Однако применение полученных значений трещиностойкости материала В расчетах на прочность недопустимо. Необходимо либо обеспечивать отсутствие остаточных напряжений в материале, либо проводить расчет на действием прочность совместно с остаточных напряжений, присутствующих в изготовленной из материала детали конкретной толщины.

Список литературы

 Каблов Е.Н., Антипов В.В., Яковлев Н.О., Куликов В.В., Автаева Я.В., Автаев В.В., Медведев П.Н. Влияние температуры и анизотропии листов из сплава системы Al-Cu-Mg-Li на механические свойства в области малых пластических деформаций. 2022. Том 88. №11. С.55-65.

- Автаев В.В., Яковлев Н.О. Исследование статической трещиностойкости и сопротивления разрушению тонколистового алюминиевого сплава методом корреляции цифровых изображений. Деформация и разрушение материалов. 2020. № 2. С. 29-35.
- 3. Монахов А.Д., Яковлев Н.О., Шершак П.В. Методы формирования образцов с искусственно созданным распределением остаточных напряжений // Авиационные материалы и технологии: электрон. науч.-технич. журн., 2023. №4. Ст. 12. URL: http://www.journal.viam.ru (дата обращения 17.01.2025). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-4-122-132
- 4. Сутубалов А.И., Подживотов Н.Ю., Шершак П.В., Яковлев Н.О. Оценка физико-механических свойств полуфабрикатов однородности авиационного назначения // Авиационные материалы и технологии: 2024. <u>№</u>1. 10. URL: науч.-технич. журн., Ct. электрон. http://www.journal.viam.ru обращения 17.01.2025). DOI: (дата 10.18577/2713-0193-2024-0-1-121-135
- Черепанов Г.П. Механика хрупкого разрушения. М., Издательство «Наука», Главная редакция физико-математической литературы, 1974, 640 с.
- М.А. Штремель. Разрушение. В 2 кн. Кн. 1. Разрушение материала: монография. М., Изд. Дом МИСиС. 2014. 670 с.
- 7. ASTM B 909. Standard Guide for Plane Strain Fracture Toughness Testing of Non-Stress Relieved Aluminium Products.
- B. Farahmand. Fatigue and fracture mechanics of high risk parts: application of LEFM &: FMDM theory. 370 c. Springer Science+Business Media Dordrecht, 1997. DOI 10.1007/978-1-4615-6009-8.
- Monakhov A.D., Avtaev V.V., Bukhalov V.I., Kozintsev V.M., Popov A.L., Chelyubeev D.A., Yakovlev N.O. Assembly stresses in a maximuminterference joint. Russian Metallurgy (Metally). 2024. T. 2024. № 2. C. 506 - 513.

 Монахов А.Д., Яковлев Н.О. Применение метода глубокого обучения при исследовании характеристик трещиностойкости. Труды ВИАМ. 2024. № 6 (136). С. 80-91.

УДК 622.691.4 РЕКОМЕНДАЦИИ ПО ВЫБОРУ ТИПОВ ОПОР С ЦЕЛЬЮ ПРЕДОТВРАЩЕНИЯ ОБРАЗОВАНИЯ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ НА ПОДЗЕМНЫХ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ТРУБОПРОВОДАХ ПРОМПЛОЩАДКИ КОМПРЕССОРНЫХ СТАНЦИЙ

В.М. Кочергин, ООО «Газпром ВНИИГАЗ», г. Санкт-Петербург;

- А.С. Зарецкий, ИТЦ «Видное», АО «Газпром диагностика»,
- г. Санкт-Петербург; И.В. Ряховских, к.т.н., ООО «Газпром ВНИИГАЗ»,
- г. Санкт-Петербург; О.В. Трифонов, д.т.н, ООО «Газпром ВНИИГАЗ»,
- г. Санкт-Петербург; А.И. Демин, ООО «Газпром ВНИИГАЗ»,
- г. Санкт-Петербург.

Аннотация: в статье рассматривается оценка нагрузок, действующих на подземный технологический трубопровод и ростверки опор на свайном основании, с целью предотвращения образования пластических деформаций на теле трубы. Численное моделирование технологических трубопроводов и опор проводилось с использованием программного комплекса ANSYS [11, 14]. Также представлены предложения по внедрению инновационных методов диагностики [13].

Annotation: The article examines the assessment of loads acting on underground technological pipelines and support grillages on pile foundations to prevent the formation of plastic deformations in the pipe body. Numerical modeling of technological pipelines and supports was carried out using the ANSYS software package. Proposals for the implementation of innovative diagnostic methods are presented.

Ключевые слова: ANSYS, компрессорная станция, технологические трубопроводы, подземные опоры, напряженно-деформированное состояние, вмятина, пластические деформации, мониторинг, диагностика.

Keywords: ANSYS, compressor station, technological pipelines, underground supports, stress-strain state, dent, plastic deformations, monitoring, diagnostics.

В настоящее время с целью предотвращения просадок подземных коллекторов на построенных и вновь строящихся компрессорных станциях проектными институтами реализуются меры в качестве установки подземных опор на свайном основании [1, 10]. Эти меры действительно позволяют снизить непроектные нагрузки на технологическое оборудование компрессорных станций и предотвратить проседание коллекторов [12].

Однако опоры на свайном основании обладая высокой несущей способностью могут приводить к образованию пластических деформаций на теле трубы в области контакта [2, 3]. Следует отметить, что возникновение пластических деформаций под воздействием внешних нагрузок совсем не обязательно связано с низким качеством проведения строительных работ [4, 5]. Серия расчетов участка трубопровода, нагруженного грунтом, и массой жидкости (как при проведении гидроиспытаний) В оболочечной упругой И упругопластической постановках позволила принять следующее допущение: трубопровод не ложится на грунт между опорами, т. е. между трубопроводом и грунтом образуется полость. Для примера: при шаге между опорами 8...9 м прогиб трубопровода в пролете составляет менее 5 мм. При этом напряжения в области контакта трубопровода с опорами могут достигать, а порой и превышать предел текучести. Это значит, что при разнице высоты дна траншеи и подземных опор более 5 мм трубопровод не будет ложиться на грунт и при определенных сочетаниях параметров, таких как типоразмер трубопровода, глубина прокладки, конструкция опор и расстояние между опорами, могут возникать пластические деформации тела трубы. Добиться такого уровня качества проведения строительных работ, которое бы позволило избежать просадки грунта на 5 мм, достаточно сложно.

Возможность образования деформаций в теле трубы определяется комбинацией следующих факторов [6, 7]:

- Выбор типа подземных опор исключительно по несущей способности, без анализа их воздействия на трубопровод под кинематическими нагрузками (вес грунта над трубой, масса жидкости при проведении гидроиспытаний) на основе конечноэлементного моделирования;
- Неправильная оценка нагрузок, действующих на подземный технологический трубопровод [11];
- Определение шага расстановки опор по балочной модели без решения задач в оболочечной или объемной упругой и упругопластической постановках [8].

Предотвращение пластических деформаций на теле трубы в зоне расположения подземных опор является ключевым фактором безопасной эксплуатации таких сложных и потенциально опасных производственных объектов.

В статье рассматривается один из подходов к решению данной проблемы, включающий:

- Выявление причин пластических деформаций на подземных коллекторах [12];
- Оценку типов опор, рекомендованных на этапе проектирования, и их воздействие на трубопровод;
- Выбор оптимальной конструкции опоры и определение шага их расстановки по подземным коллекторам;
- Внедрение в эксплуатацию инновационных систем мониторинга с целью предотвращения образования пластических деформаций на технологических трубопроводах [13].

По проектной документации разрабатывается конечно-элементная модель технологических трубопроводов КС в балочной постановке (рис.1), с целью оценки нагрузок, действующих на тело трубы и ростверки подземных опор. По результатам расчетов выявляются потенциальноопасные участки технологических трубопроводов. В расчетной модели учитываются, давление, грунтовые массы, соответствующие высотам насыпи над верхней образующей трубы и масса жидкости, заполняющей трубы при проведении гидроиспытаний.

Затем происходит переход к решению частной контактной задачи и моделированию участка подземного трубопровода в оболочечной или объемной постановках, целями которой являются:

- определение напряженно-деформированного состояния системы «труба-опора»;
- оценка кинематических нагрузок, исключающих пластические деформаций на теле трубы.



Рис. 1 – Конечно-элементная модель компрессорной станции, построенная по чертежам проекта. Расстояние между подземными опорами превышает 15 метров.

На основании расчетов производится выбор типа опор, и оптимизация их расстановки по подземному коллектору (рис. 6) после чего выдаются соответствующие рекомендации по внесению изменений в проектную документацию.

В качестве примера приводится серия расчетов на основе численного моделирования подземного трубопровода с применением 3-х типов подземных опор, при следующих исходных данных:

- Труба К60 1020х14;
- Модуль упругости, Е=206000 МПа;
- Коэффициент Пуассона: 0.3;
- Ускорение свободного падения: 9.81 м/c^2 ;
- Проектное давление, Р=5.4 МПа;
- Расстояние между опорами 10 метров;
- Режим гидроиспытаний, т.е. труба заполнена жидкостью и находится под давлением;
- Нагрузка грунтом, соответствующая глубине залегания на 0.8 метра и 1.6 метра;
- Дополнительный расчет при условиях отклонения оси трубы от оси подземной опоры на 0.3⁰ по вертикали.

На рисунке 2 приведены конечно-элементные модели подземных опор типа «ОП» и «T15», а также регулируемая опора, часто используемая в качестве подземной при проведении капитального ремонта технологических трубопроводов. Модель построена на основе восьмиузловых оболочечных элементах типа SHELL93 обладающие высокой точностью при анализе изгибных и мембранных деформаций. Анализ сходимости результатов проводился по серии расчетов с уменьшением размера элементов. По достижению в расчетах разницы менее чем 5%
размер сетки конечных элементов принят оптимальным. Участки трубопроводов и опоры моделировались в оболочечной постановке, при анализе рассматривалось контактное взаимодействие трубопровода с опорами. На рисунках 3-5 приведены фрагменты участков трубопровода с распределением эквивалентных напряжений по нижней образующей трубы в области контакта с подземными опорами.



Рис. 2 – Конечно-элементные модели опор, применяемых при подземной укладке трубопроводов



Рис. 3 - Распределение эквивалентных напряжений (Па) по нижней образующей трубы в зоне контакта с опорой типа «ОП»





Рис. 4 - Распределение эквивалентных напряжений (Па) по нижней образующей трубы в зоне контакта с опорой типа «Регулируемая»



Рис. 5 - Распределение эквивалентных напряжений (Па) по нижней образующей трубы в зоне контакта с опорой типа «Т15»

Таблица 1

Физико-механические испытания, прочность и надежность современных конструкционных и функциональных материалов

Тип опор Глубина укладки	ОП (МПа)	Т15 (МПа)	Рег. (МПа)
0.8 м, (296 кН)	524	336	359
1.6 м, (456 кН)	668	365	399
0.8 м, уклон 0.3 ⁰	777	354	391

Распределение эквивалентных напряжений (МПа) на трубе 1020 x14 К60 (бт=460 МПа) в зоне контакта с подземными опорами

Результаты расчетов, приведенные в таблице 1, наглядно показывают, что пластические деформации не возникают на подземном коллекторе с опорами типа «T15» и «Регулируемая» при 10-метровом пролете между опорами. Условие прочности не выполняется для участков подземного трубопровода с применением опор типа «ОП», что потребует более частую расстановку свайных оснований и опор по оси коллектора и вкупе с увеличением количества свай может привести к экономической нецелесообразности их применения.

Опоры типа «T15» имеют корпус, усиленный ребрами жесткости, препятствующий деформациям ложемента, что позволяет избежать пластических деформаций на теле трубы при значительно больших усилиях взаимодействия системы «трубопровод-опора», чем при использовании подвижных подземных опор типа «ОП». Регулируемые показали хорошие результаты, опоры при расчетах но ОНИ не удовлетворяют условию - паспортной несущей способности (для опоры ДУ 1000 - 150 кН). Применение регулируемых опор возможно только в случае увеличения их несущей способности заводом-изготовителем и проведения дополнительных расчетов узла раздвижных кулачков.

Незначительный перекос оси трубы в 5 мм/м при стандартной глубине укладки в 0.8 метра приводит к увеличению уровня напряжений в

трубе сопоставимых с величинами удвоенной глубиной укладки. Такие перекосы возможны на крайних опорах в местах заглубления трубопроводов по технологическим причинам, например - крайние опоры в области пересечения с другими подземными трубопроводами.



Рис. 6 – Конечно-элементная модель компрессорной станции с распределенными по оси подземного коллектора опорами на основании проведенных расчетов.

Текущие расчеты позволяют на стадии проектирования избежать возможных пластических деформаций в теле трубы, определить тип опоры, в данном случае «T15» (эквивалентные напряжения не превышают предел текучести стали класса прочности К60 (460 МПа)), определить оптимальный шаг расстановки опор, а также рекомендовать соответствующие изменения в проектную документацию.

В современной промышленности мониторинг технического состояния технологического оборудования играет ключевую роль в обеспечении надежности и безопасности производственных процессов. Развитие данной области направлено на повышение точности диагностики, оперативности обработки данных и внедрение интеллектуальных систем прогнозирования. Для предотвращения образования пластических деформаций на технологических трубопроводах компрессорной станции предлагается рассмотреть следующие направления внедрения инноваций [13] В существующие направления диагностики И мониторинга производственных объектов:

1. Применение систем лазерного сканирования в комплексы внутритрубной диагностики. Традиционные методы диагностики трубопроводов не всегда позволяют эффективно выявлять внутренние дефекты. Внедрение технологий лазерного сканирования в роботизированные системы диагностики позволяет:

- Детально анализировать геометрию трубопровода;
- Выявлять скрытые дефекты на основном металле трубы и кольцевых сварных стыках, такие как вмятины, коррозия, утонение стенок, трещины, смещение кромок и пр.;
- Создавать цифровые модели трубопровода для дальнейшего мониторинга. Применение таких методов значительно увеличивает точность диагностики и снижает вероятность аварийных ситуаций.
- Своевременно планировать капитальный и выборочный ремонт.

2. Применение роботизированных систем геодезического мониторинга технологических трубопроводов компрессорных станций [13]. Автоматическая съемка через заданные интервалы времени позволяет своевременно оценивать высотное положение надземных и подземных (по закрепленным на тело трубы геодезическим маркам) технологических трубопроводов подверженных влиянию сезонных подвижек и

деформационными процессами В грунтах. Просадки подземных коллекторов приводят к повышенным нагрузкам на технологическое оборудование, что в свою очередь может приводить к развитию дефектов, вероятности образованию трещин И возникновения пластических деформаций. Своевременное выявление отклонений позволяет оперативно проводить ремонтно-восстановительные мероприятия. Роботизированные системы геодезического мониторинга позволяют:

- Автоматически отслеживать пространственное положение трубопроводов;
- Фиксировать деформации и изменения геометрии технологических трубопроводов и оборудования;
- Своевременно выявлять отклонения от проектного положения;
- Повышению точности контроля геодезического мониторинга способствуют лазерные и спутниковые технологии.

3. Разработка трубных изделий с датчиками деформаций и измерения температуры. Одной из таких систем является комплекс распределенного мониторинга «Умная труба» - совместная разработка ПАО «Трубная металлургическая корпорация» (TMK) И ООО «Газпром ВНИИГАЗ». Данное изделие представляет собой трубу с закрепленными на ней тремя продольными датчиками деформации (оптоволоконными сенсорами) под углом в 120⁰ (рис.7), разнесенными по трем сечениям, тремя датчиками поперечной деформации аналогично расположенных под углом 120° , но в одном сечении, и отдельно температуры, расположенным датчиком размещенным на верхней образующей трубы.

Физико-механические испытания, прочность и надежность современных конструкционных и функциональных материалов



Рис. 7 – Схема расположения датчиков комплекса распределенного мониторинга «Умная труба»

Датчики монтируются в заводских условиях на новое трубное изделие, открывая возможность измерения деформаций от «истинного нуля», что позволяет оценивать уровень деформаций по этапам монтажа и дальнейшей его работы с учетом первичных калибровок датчиков. Данные с датчиков деформаций передаются через оптоволоконные линии связи на преобразователи сигнала – интеррогаторы, а затем на специализированный сервер обработки данных, где на разработанном программном обеспечении обработка. производится ИХ хранение И Внедрение В систему газоснабжения подобных изделий с интегрированными в них датчиками деформаций и температуры позволит:

 Проводить мониторинг сложных технологических объектов в режиме реального времени и фиксировать экстремумы напряженнодеформированного состояния и температур на участках подземных коллекторов, что в свою очередь позволит учесть циклику нагружения для оценки ресурса элементов трубопровода;

- Проводить расчеты силовых факторов (продольные усилия и изгибающие моменты).
- Оперативно выявлять участки с повышенной нагрузкой;
- Предотвращать аварийные ситуации за счет раннего обнаружения критических изменений;
- Автоматизировать сбор данных для анализа и прогнозирования состояния трубопровода.

4. Разработка опытных стендов для проведения натурных испытаний систем мониторинга и определения допустимых уровней нагрузок. Не менее важным аспектом является тщательная проверка и отработка новых технологий мониторинга перед их внедрением в реальные условия эксплуатации. Разработка опытных стендов позволяет:

- Тестировать различные системы мониторинга и методы их монтажа в условиях, приближенных к условиям эксплуатации, при этом не выводить из эксплуатации объект;
- Определять предельно допустимые нагрузки на технологические трубопроводы и оборудование;
- Изучать поведение материалов при различных эксплуатационных условиях нагружения;
- Оптимизировать системы мониторинга перед их внедрением на промышленных объектах. Использование таких стендов позволяет повысить надежность и эффективность новых технологий контроля технического состояния оборудования.

Для предотвращения образования пластических деформаций в теле трубы под влиянием внешних нагрузок в зоне расположения подземных опор на коллекторах компрессорных станций требуется:

- Разработка эффективных технологических решений на этапе проектирования учетом возможных проектных и непроектных нагрузок и воздействий на технологическое оборудование;
- Унификация и стандартизация численных методов моделирования для создания единого подхода в проведении расчетов, а также локализация проблемных участков трубопровода для оценки взаимодействия системы «труба-опора» [8, 9];
- Своевременное выявление отклонений от проектного положения технологического оборудования и проведение компенсирующих мероприятий при их обнаружении;
- Внедрение перспективных методов мониторинга технического состояния технологического оборудования в единую платформу позволят своевременно обнаружить отклонения от проектного трубопроводов положения технологических И оборудования, создавать высокоточные 3D-модели внутренней поверхности труб с дефектов возможностью выявления типа ВМЯТИН, коррозии, трещины, утонения металла и пр.), определять фактический уровень напряженно-деформированного состояния И тем самым минимизировать риски возникновения инцидентов и аварий на производственных объектах, а эффективное планирование ремонтов сокращать эксплуатационные затраты.

ЛИТЕРАТУРА

1. Гольдзон И.А., Завьялов А.П. Надежность и экологическая безопасность нефтегазовых объектов в сложных инженерно-геологических условиях // Защита окружающей среды в нефтегазовом комплексе. – М., 2019. – № 1 (286). – С. 7–9. – DOI: 10.33285/2411-7013-2019-1(286)-7-9.

2. Завьялов А.П. Совершенствование методов оценки технического состояния технологических трубопроводов по результатам диагностирования: дис. ... канд. техн. наук. – М.: РГУ нефти и газа (НИУ) имени И.М. Губкина, 2006. – 102 с.

3. Ляпичев Д.М., Житомирский Б.Л. Современные подходы к организации мониторинга напряженно-деформированного состояния технологических трубопроводов компрессорных станций // Газовая промышленность. – 2016. – № 11 (745). – С. 46–53.

4. Жучков К.Н., Завьялов А.П., Лукьянов В.А. О необходимости совершенствования подходов к оценке параметров надежности оборудования и трубопроводов газотранспортных систем // Газовая промышленность. – 2016. – № 11 (745). – С. 54–60.

5. Будзуляк Б.В., Лопатин А.С., Ляпичев Д.М. Техническое диагностирование оборудования и трубопроводов объектов нефтегазового комплекса с применением инновационных технологий // Автоматизация, телемеханизация и связь в нефтяной промышленности. – М., 2019. – № 11 (556). – С. 21–26. – DOI: 10.33285/0132-2222-2019-11(556)-21-26.

6. Опыт применения программных комплексов на основе метода конечных элементов для оценки напряженно-деформированного состояния магистральных газопроводов, проложенных в особых климатических

условиях // Проблемы сбора, подготовки и транспорта нефти и нефтепродуктов. – 2014. – № 1 (95). – С. 67–70.

7. Завьялов А.П., Лукьянов В.А., Якубович В.А. Разработка рекомендаций по использованию метода конечных элементов при оценке технического состояния трубопроводных обвязок оборудования нефтегазовых производств // Изв. высших учебных заведений. Нефть и газ. – 2005. – № 3. – С. 68–74.

8. Лаврентьев, М. М., Лебедев, Н. Н. Конечно-элементный метод в механике. – М.: Наука, 1987. – 296 с.

9. Тимошенко, С. П., Гудьер, Дж. Теория упругости / Пер. с англ. – М.: Наука, 1979. – 560 с. Timoshenko, S. P., Goodier, J. N. Theory of Elasticity. – New York: McGraw-Hill, 1951.

10. СП 36.13330.2012. Магистральные трубопроводы. Актуализированная редакция СНиП 2.05.06-85* – М.: Госстрой, ФАУ «ФЦС», 2013. – 152 с.

11. ГОСТ Р 55596-2013. Сети тепловые. Нормы и методы расчета на прочность. – М.: Стандартинформ, 2014. – 52 с.

12. Васильев В. В., Петров А. С. Оценка напряженнодеформированного состояния подземных трубопроводов с учетом взаимодействия с грунтом // Известия вузов. Нефть и газ. – 2018. – № 5. – С. 47–55.

 Иванов Д. П., Смирнов К. А. Роботизированные системы диагностики трубопроводов // Вестник строительной науки. – 2020. – № 2. – С. 65–72. 14. Кочергин, В. М., Зарецкий, А. С. Рекомендации по выбору типов опор с целью предотвращения образования пластических деформаций на подземных трубопроводах компрессорных станций // Оборудование и технологии для нефтегазового комплекса. – 2020. – № 1. – С. 80.

УДК 53.093:620.193:67.017 ИЗМЕНЕНИЕ ДЕФОРМАЦИОННО-ПРОЧНОСТНЫХ ПОКАЗАТЕЛЕЙ СТЕКЛОПЛАСТИКА ВПС-53/Т-25 ПРИ КЛИМАТИЧЕСКОМ СТАРЕНИИ С УЧЕТОМ ОБРАТИМОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ ВЛАГИ

В.О. Старцев^{1а}, д.т.н., М.Р. Павлов¹, к.х.н., А.А. Нечаев¹

CHANGES IN THE DEFORMATION AND STRENGTH CHARACTERISTICS OF FIBERGLASS VPS-53/T-25 DURING CLIMATIC AGING, TAKING INTO ACCOUNT THE REVERSIBLE EFFECTS OF MOISTURE

V.O. Startsev1a, DTS, M.R. Pavlov1,CCS, A.A. Nechaev1 vostartsev@viam.ru

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научноисследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт» (НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ) ¹Federal State Unitary Enterprise «All Pussian Scientific Posegraph Institute of Aviation

¹Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute» (NRC «Kurchatov institute» - VIAM)

Аннотация: В работе проведены сравнительные испытания на стойкость стеклопластика ВПС-53/Т-25 к старению при экспозиции в натурных условиях умеренного теплого и умеренного климата до 12 месяцев и имитационных воздействий двумя режимами лабораторных ускоренных испытаний по показателям механической прочности.

Ключевые слова: стеклопластик, климатическое старение, натурная экспозиция, ускоренные испытания, механические свойства, изгиб, обратимое воздействие влаги.

Реферат: Исследовано старение стеклопластика ВПС-53/Т-25 после экспозиции в натурных условиях умеренно теплого климата с мягкой зимой Геленджикского центра климатических испытаний ВИАМ (ГЦКИ) и умеренного климата Московского центра климатических испытаний ВИАМ (МЦКИ). Были проведены ускоренные климатические испытания по двум режимам, основное отличие заключается в порядке чередования стадии ультрафиолетового излучения и тепловлажностного воздействия. Было проведено сравнении результатов натурных и лабораторных климатических испытаний, по результатам предела прочности при изгибе, как сразу после экспонирования, так и после десорбции влаги из материала.

Экспонирование до 18-24 месяцев позволит проанализировать дальнейшее изменение механических свойств при изгибе, определить обратимое воздействие влаги на материал, а также позволит сопоставить эквивалентность режимов ускоренных испытаний, выяснить причины возможных различий и дать рекомендации по выбору режимов ускоренных испытаний полимерных композиционных материалов.

Summary: Comparative tests were carried out on the resistance of fiberglass VPS-53/T-25 to aging during exposure in natural conditions of moderate warm and temperate climate for up to 12 months and simulated exposure to two modes of laboratory accelerated tests for mechanical strength.

Keywords: fiberglass, climatic aging, full-scale exposure, accelerated testing, mechanical properties, bending, reversible moisture exposure.

Abstract: The aging of fiberglass VPS-53/T-25 after exposure in natural conditions of a moderately warm climate with mild winters of the Gelendzhik

Climate Testing Center of VIAM (HCCI) and the temperate climate of the Moscow Climate Testing Center of VIAM (MCCI) has been studied. Accelerated climate tests were carried out in two modes, the main difference lies in the alternating order of the stage of ultraviolet radiation and heat and humidity exposure. The results of field and laboratory climatic tests were compared, based on the results of the bending strength, both immediately after exposure and after desorption of moisture from the material.

Exposure to 18-24 months will make it possible to analyze further changes in mechanical properties during bending, determine the reversible effect of moisture on the material, and also compare the equivalence of accelerated testing modes, find out the reasons for possible differences, and make recommendations on choosing accelerated testing modes for polymer composite materials.

Введение

Одной из причин изменения механических свойств ПКМ под воздействием открытых климатических условий является влага. проникающая в объем образцов [1, 6, 7, 10]. Влагосодержание образцов возрастает при повышении относительной влажности воздуха и количества атмосферных осадков [6]. Количество влаги (W), накапливающейся в образцах ПКМ в открытых климатических условиях, зависит от температуры и относительной влажности воздуха, частоты и объема атмосферных осадков. Сорбируемая композитами влага активирует структурную релаксацию полимерных матриц ПКМ [2], инициирует необратимые реакции гидролиза и доотверждения [3, 1, 4, 5, 9], вызывает обратимое пластифицирующее воздействие на полимеры [6, 8]. Такие действия влаги в эпоксидных матрицах ПКМ являются причинами существенных изменений физико-механических показателей композитов. Очевидно, что для оценки влияния климатического старения необходима информация о соотношении обратимых и необратимых изменений свойств ПКМ при длительном экспонировании в натурных климатических условиях.

Таким образом, при оценке климатического воздействия на механические свойства ПКМ необходимо контролировать влагосодержание и измерять требуемые механические показатели после полного высушивания и предельного увлажнения при температуре 60 °C. Благодаря таким действиям можно отделить эффекты необратимых от обратимых эффектов пластификации, зависящих от изменений количества удерживаемой образцами влаги в момент механических измерений. Указанная рекомендация позволит выявить интервал возможных значений, которые может принимать показатель R на каждом этапе климатических испытаний, и существенно снизить разбросы и флуктуации на зависимостях механических показателей ОТ продолжительности экспонирования.

Целью данной работы является определение изменения предела прочности при изгибе стеклопластика ВПС-53/Т-25 с учетом обратимого воздействия влаги после 12 месяцев экспонирования в натурных условиях умеренного теплого климата и умеренного климата и имитационные лабораторные испытания, отличающихся очередностью чередования агрессивных воздействий.

Материалы и методы

Для исследований был выбран стеклопластик ВПС-53/Т-25 на основе стеклянной ткани Т-25(ВМП) и связующего ВСЭ-34 [11–13].

Плиты стеклопластика экспонировались на открытых стендах в условиях умеренного теплого климата Геленджикского центра климатических испытаний ВИАМ (ГЦКИ) и умеренного климата Московского центра климатических испытаний ВИАМ (МЦКИ). Имитационные лабораторные испытания были проведены по двум режимам.

Режим УКИ 1 – 1 год ускоренных климатических испытаний, имитирующих пребывание на открытом воздухе в условиях умеренного климата, выполняют путем проведения одного за другим следующих воздействий:

1) Повышенная температура 40 °С и влажность воздуха 93 %, в течение 19 суток (ГОСТ Р 51369-99 метод 207-2 [14]);

2) Отрицательная температура по ГОСТ 9.707-81, метод 2, п. 2.5.3. (при –41 °С согласно ГОСТ 16350-80 [15]) в течение 6 часов.

3) Перепады температуры с переходом через 0 °С по ГОСТ 9.707-81, метод 2, п. 2.5.4.7. [16] (56 часовых циклов –15 °С до 25 °С согласно ГОСТ 16350-80 [15] соответствует максимальному количеству дней в году с переходом температуры через нулевое значение).

4) Солнечное излучение в течение 58 суток при интегральной плотности потока излучения 1120 Вт/м² и плотности потока излучения 65 Вт/м² в интервале длин волн 300–400 нм, до достижения дозы суммарного солнечного излучения 5 612 МДж/м² в соответствии с ГОСТ Р 51370-99 [17].

Режим УКИ 2 – 1 год ускоренных климатических испытаний, имитирующих пребывание на открытом воздухе в условиях умеренного климата, выполняют путем проведения одного за другим следующих воздействий:

1) Солнечное излучение, в непрерывном режиме совмещенное с воздействием повышенной влажности воздуха. Испытания проводят в течение 47 суток при интегральной плотности потока излучения 1400 Вт/м² и плотности потока излучения 80 Вт/м² в интервале длин волн 300–400 нм, до достижения дозы суммарного солнечного излучения 5 612 МДж/м².

В течение первых 14 суток от начала воздействия поддерживают температуру воздуха 45 °C без контроля относительной влажности, затем в течение 9,5 суток поддерживают температуру воздуха 40 °C и относительную влажность воздуха 93 %, затем в течение 14 суток поддерживают температуру воздуха 45 °C без контроля относительной влажности, затем в течение 9,5 суток до конца воздействия поддерживают температуру воздуха 40 °C.

2) Отрицательная температура по ГОСТ 9.707-81, метод 2, п. 2.5.3. (при –41 °С согласно ГОСТ 16350-80 [15]) в течение 6 часов.

3) Перепады температуры с переходом через 0 °С по ГОСТ 9.707-81, метод 2, п. 2.5.4.7. [16] (56 часовых циклов –15 °С до 25 °С согласно ГОСТ 16350-80 [15] соответствует максимальному количеству дней в году с переходом температуры через нулевое значение).

После экспозиции были проведены испытания на определение предела прочности при изгибе σ_b по ГОСТ Р 56805-2015 Использовали исходные и экспонированные образцы, без дополнительного кондиционирования, а также образцы, высушенные при 60 °C в течение до равновесного состояния массы.

Результаты и обсуждение

В работе рассмотрены результаты начального этапа сравнительных климатических испытаний. В табл. 1 показано влияние режимов и продолжительности старения на предел прочности при изгибе.

Таблица 1

	Время	Без сушки		После сушки		σ _{h без сушки} /
Состояние	старения, мес.	σ _b , МПа	$k = \sigma_b / \sigma_{b0}$	σ _ь , МПа	$k = \sigma_b / \sigma_{b0}$	σ _{в после сушки}
Исходные	0	1322±21	1,00	1350±21	1,00	0,98
Старение в ГЦКИ	3	1220±66	0,92	1293±38	0,96	0,94
	6	1183±20	0,90	1253±30	0,93	0,94
	9	1160±47	0,87	1172±26	0,87	0,99
	12	1128±38	0,85	1145 ± 40	0,85	0,96
Старение в МЦКИ	3	1193±35	0,90	1327±27	0,98	0,90
	6	1150±61	0,87	1330±35	0,99	0,87
	9	1177±24	0,90	1312±48	0,97	0,90
	12	1242±62	0,93	1287±35	0,95	0,97
Старение по режиму УКИ 1	6	1155 ± 100	0,87	1250±26	0,93	0,92
	12	1257±42	0,95	1255±62	0,93	1,00
	18	1205±28	0,94	1245±38	0,92	1,00
	24	1053 ± 76	0,79	1255±33	0,93	0,84
Старение по режиму УКИ 2	6	1158±38	0,88	1195±9	0,89	0,97
	12	1118±35	0,85	1160±74	0,86	0,96
	18	1186±44	0,90	1213±27	0,90	0,98
	24	1108±15	0,84	1222±64	0,91	0,91

Влияние режимов и продолжительности старения на предел прочности при изгибе стеклопластика ВПС-53/Т-25

Анализ изменения предела прочности при изгибе при натурном экспонировании показал, что влияние влаги значительно больше в условиях МЦКИ: различие в значениях предела прочности при изгибе в «мгновенном состоянии» и после сушки составляет 8%, а в условиях ГЦКИ — 3%. После 12 месяцев старения необратимое снижение предела прочности при изгибе в ГЦКИ в 3 раза больше чем в ГЦКИ (15,1% и 4,7%, соответственно).

Эти результаты подтверждают общую закономерность, согласно которой умеренно теплый климат оказывает более агрессивное воздействие на полимерные композиционные материалы ПКМ по сравнению с умеренным климатом.

Физико-механические испытания, прочность и надежность современных конструкционных и функциональных материалов



Рис. 1 — Изменение предела прочности при изгибе от продолжительности экспонирования на открытой площадке ГЦКИ (а) и МЦКИ (б)

После имитации 12 месяцев старения по режиму УКИ 1 наблюдается необратимое снижение предела прочности при изгибе на 7%, тогда как по режиму УКИ 2 снижение составило 9,5%. На основании полученных результатов можно предположить, что режим УКИ 1 в большей степени соответствует условиям натурного старения в МЦКИ, в то время как режим УКИ 2 отражает условия натурного старения в ГЦКИ. После получения данных о значениях предела прочности при изгибе 2 лет натурного экспонирования эта оценка будет уточнена.



Рис. 2 — Изменение предела прочности при изгибе от продолжительности экспонирования на открытой площадке УКИ 1 (а) и УКИ 2 (б)

Заключение

Результаты, полученные после натурного климатического старения, демонстрируют необратимое изменение прочности при изгибе на уровне 4,7-15,1%. После лабораторных ускоренных климатических испытаний по режимам УКИ 1 и УКИ 2 необратимое снижение прочностных свойств стеклопластика ВПС-53/Т-25 составило 7-9,5%. После продолжения испытаний можно ожидать дальнейшее изменение прочности и дать рекомендации по выбору режимов ускоренных испытаний полимерных композиционных материалов.

Литература

- Старцев О.В., Машинская Г.П, Ярцев В.А. Молекулярная подвижность и релаксационные процессы в эпоксидной матрице композита.
 Эффекты старения во влажном субтропическом климате // Механика композитных материалов.
 1984. No 4. C. 593-597.
- Старцев О.В. Перепечко И.И., Старцева Л.Т., Машинская ГП. Структурные изменения в пластифицированном сетчатом аморфном полимере // Высокомолекулярные соединения. Серия Б, 1983. Т. 25. N 6, С, 457-461.
- Startsev V.O., Panin S.V., Startsev O.V. Sorption and diffusion of moisture in polymer composite materials with drop-weight impact damage // Mechanics of Composite Materials. 2016. Vol.51. No. 6. P. 761-770.
- Панин С.В., Старцев О.В., Кротов А.С. Диагностика начальной стадии климатического старения ПКМ по изменению коэффициента диффузии влаги // Труды ВИАМ. 2014. N 7. Ст. 09.
- Startseva L.T., Panin S.V., Startsev O.V., Krotov A.S. Moisture diffusion in glass-fiber reinforced plastics after their climatic ageing // Doklady Physical Chemistry. 2014. Vol. 456. No. 1. P. 77-81.
- Kablov E.N., Startsev O.V., Krotov A.S., Kirillov V.N. Climatic aging of composite aviation materials: 3. Significant aging factors // Russian Metallurgy (Metally). 2012. No. 4. P. 323-329.
- 128. Каблов Е.Н., Старцев О.В. Фундаментальные и прикладные исследования коррозии и старения материалов в климатических условиях (обзор) // Авиационные материалы и технологии. 2015. N 4 (37). С. 38-52. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-4-38-52.
- 280, Vapirov Y.M., Krivonos V.V., Startsev OV, Interpretation of the anomalous change in the properties of carbon-fiber-reinforced plastic KMU-1u during aging in different climatic regions // Mechanics of Composite Materials, 1994, VoL. 30. No. 2.P 190-194.
- 537. Ефимов В..А., Шведкова А.К., Коренькова Т.Г., Кириллов В.Н. Исследование полимерных конструкционных материалов при воздействии климатических факторов и нагрузок в лабораторных и натурных условиях // Труды ВИАМ. 2013.

10.583. Kin Y, Sasaki Y, What is Environmental Testing // ESPEC Technology Mag. 1996 No, 1.P.1-15.

11. ГОСТР 51369-99 Методы испытаний на стойкость к климатическим внешним воздействующим факторам машин, приборов и других технических изделий. Испытания на воздействие влажности. М.: Госстандарт России, 2000. 15 с.

12. Коваль Т.В. Велигодский И.М., Громова А.А. Исследование пластифицирующего влияния влаги на свойства ПКМ на основе эпоксидного связующего ВСЭ-34 после 5 лет экспозиции в различных климатических зонах // Труды ВИАМ. 2021. № 9 (103). Ст. 11. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 15.08.2024). Dol: 10.18577/2307.6046-2021-0-9-1 05-116.

13. Старцев В.О., Молоков М.В., Постнов В.И., Старостина И.В. Оценка влияния климатического воздействия на свойства стеклопластика ВПС-53К // I Известия Самарского научного центра Российской Академии наук. 2017. Т. 19. № 4 (2). С.220–228.

14. ГОСТ 9.707-81. Единая система защиты от коррозии и старения. Материалы полимерные. Методы ускоренных испытаний на климатическое старение. М.: Издательство стандартов, 1990. 79 с.

15. ГОСТ 16350-80. Районирование и статистические параметры климатических факторов для технических целей. М.: Издательство стандартов, 1981. 150 с.

16. ГОСТ Р 51370-99. Методы испытаний на стойкость к климатическим внешним воздействующим факторам машин, приборов и других технических изделий. Испытание на воздействие солнечного излучения. М.: ИПК Издательство стандартов, 2000. 11 с.

17. Старцев В.О., Славин А.В. Стойкость углепластиков и стеклопластиков на основе расплавных связующих к воздействию умеренно холодного и умеренно теплого климата // Труды ВИАМ. 2021.

№ 5 (99). URL: https://cyberleninka.ru/article/n/stoykost-ugleplastikov-istekloplastikov-na-osnove-rasplavnyh-svyazuyuschih-k-vozdeystviyuumerenno-holodnogo-i-umerenno-teplogo (дата обращения: 28.08.2024).

УДК 669.295 ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ВТ8-1 И ВТ41 С БИМОДАЛЬНОЙ СТРУКТУРОЙ В УСЛОВИЯХ ХОЛОДНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ

Наприенко С.А., Кашапов О.С., Лаврова О.Ю., Рыжков П.В.

Аннотация: В работе исследованы образцы из сплавов ВТ8-1 и ВТ41 после испытания на холодную ползучесть при напряжениях, близких к пределу текучести и пределу прочности. Очагами разрушения образцов являются плоские хрупкие трещины, ориентированные практически перпендикулярно к оси нагружения. После испытаний при напряжении 1000 МПа количество очаговых зон больше, а их размер меньше, чем при 950 МПа. Распределение хрупких трещин в объеме рабочей части неравномерное. Результаты комплексного исследования методом просвечивающей и растровой электронной микроскопии показали, что хрупкие трещины развиваются в плоскости [0001].

Ключевые слова: холодная ползучесть, титановые сплавы, хрупкое разрушение, EBSD-анализ, фрактография

Введение

В процессе эксплуатации детали ротора газотурбинного двигателя из титановых сплавов испытывают циклические воздействие с выдержкой при максимальной нагрузке при температурах ниже 300°С. Анализ литературы показал, что циклическое нагружение с выдержкой при максимальных напряжениях может приводить в эксплуатации к хрупкому разрушению с формированием хрупких фасеток скола (например, разрушение диска вентилятора из сплава Ti-6Al-4V двигателя семейства GP7200 на самолете Airbus A380 30.09.2017г. над Гренландией [1]).

Лабораторные испытания показали, что количество циклов до разрушения у образцов, испытанных на усталость с выдержкой при максимальной нагрузке, значительно ниже, чем у образцов, испытанных по синусоидальному циклу нагружения [2]. Испытания с данным видом нагружения являются очень длительными и дорогостоящими. В случае выдержки в цикле нагружения от 30 до 120 секунд, время испытания увеличивается в 150 – 600 раз по сравнению с усталостными испытаниями при частоте 5 Гц [3] при аналогичном числе циклов до разрушения [4]. Стоит отметить, что при циклическом испытании с выдержкой наблюдается синергетическое взаимодействие усталостного воздействия и низкотемпературной ползучести.

Из ряда работ по исследованию и разработке моделей накопления повреждений при выдержке в цикле нагружения титановых сплавов следует, что в процессе низкотемпературной ползучести в материале происходит перераспределение напряжений между «мягким» и «твердым» «зернами» (обусловлено кристаллографической ориентацией структурных элементов относительно прикладываемой нагрузки) [5, 6, 7], что в результате может приводить к «хрупкому» разрушению. Работы по повышению точности и реалистичности моделей продолжаются.

Таким образом, исследование низкотемпературной ползучести, как основного элемента механизма накопления повреждений в титановых сплавах, является актуальной задачей, которая позволяет приблизиться к решению вопроса об обоснованном назначении ресурса особо ответственных деталей ротора компрессора авиационных двигателей.

Материалы и методы

В качестве объекта исследований использовали образцы из поковок, двухфазных титановых сплавов ВТ8-1 и ВТ41, применяемых для изготовления деталей авиационных газотурбинных двигателей.

На поковки из обоих сплавов был наложен двойной полный отжиг по серийному режиму, что обеспечивает типичную микроструктуру для данной термической обработки титановых сплавов [8]: бимодальную, соответствующую 2 типу 9-типной шкалы микроструктур для штамповок и поковок (α + β)-титановых сплавов по ПИ 1.2.785-09 (рисунок 1). Предел текучести сплава BT8-1 составляет $\sigma_{0,2} = 945$ МПа, предел прочности $\sigma_{\rm B} = 1020$ МПа, удлинение $\delta_5 = 17$ %, сужение $\psi = 35$ %. Предел текучести сплава BT41 составляет $\sigma_{0,2} = 950$ МПа, предел прочности $\sigma_{\rm B} = 1080$ МПа, удлинение $\delta_5 = 14$ %, сужение $\psi = 26$ %.



Рисунок 1 – Микроструктура поковок из сплавов: а, б – ВТ8-1; в, г – ВТ41

Испытания на ползучесть проводили при комнатной температуре при значениях напряжений, близких к пределу текучести и пределу прочности сплавов: на сплаве BT8-1 – при 900, 950 и 1000 МПа, на сплаве BT41 – при 930 МПа на испытательной машине рычажного типа.

Микроструктурные и фрактографические исследования проводили на растровом электронном микроскопе (РЭМ). После испытаний на ползучесть был проведен EBSD-анализ на РЭМ.

Количественный фрактографический анализ проводили посредством программного обеспечения Image Expert Pro 3.

На образцах после испытаний на холодную ползучесть было проведено исследование распределения трещин на рентгеновском компьютерном томографе.

Результаты

Образцы из титанового сплава ВТ8-1 были подвергнуты испытаниям на ползучесть. Результаты испытаний представлены в таблице 1.

Номер образца	Напряжения σ, МПа	Накопленная деформация б, %	Время испытания τ, час	Результат испытания
1	900	2,5*	25	не разрушился
2		2,3*	23	не разрушился
3		2,2*	17	не разрушился
4		2,5*	14	не разрушился
5	950	10,6*	10,5	разрушился
6		6,6 8,2 разруп		разрушился
7		3,6*	29	не разрушился
8	1000	16,5	0,9	разрушился
9		18,5	0	разрушился при нагружении

Таблица 1 – Результаты испытаний на ползучесть

* за 10 часов

Из результатов испытаний видно, что при напряжении 900 МПа из четырех образцов не разрушился ни один, отстояв базу от 14 до 25 ч. Процесс ползучести образцов в течение 10 ч – стабилен, величина накопленной деформации для всех четырех образцов находится в пределах 2,2 – 2,5 %. При испытаниях с постоянно приложенным напряжением σ = 950 МПа из трех образцов разрушилось два после выдержки 10,5 и 8,2 ч. Для двух разрушенных образцов имеет место более высокая остаточная деформация, заметно отличающаяся по значениям на 4%; на образце без разрушения наблюдается минимальная остаточная деформация 3,6% при большем времени испытаний (29 ч). Из двух испытанных образцов при напряжении 1000 МПа разрушились оба, при этом один из них в процессе нагружения, а второй отстоял 0,9 ч. Различия в величине остаточной деформации ДВУХ образцов в этом случае оказались не столь существенными, полученная остаточная деформация сопоставима с величиной относительного удлинения при стандартных статических испытаниях на растяжение.

На разрушенных образцах были проведены фрактографические исследования. Результаты исследований показали, что излом образца, разрушившегося при однократном нагружении, имеет строение, характерное для титановых образцов, испытанных на растяжение и представлен пластичным ямочным рельефом (рисунок 2a) [9]. На изломах образцов 5, 6 и 8 (таблица 1), отстоявших до разрушения 10,5, 8,2 и 0,9 ч на фоне пластичного рельефа наблюдаются ямочного участки, представленные фасетками скола (рисунок 2б, в). Стоит отметить, что изломов, представленных хрупкими площади и размеры участков фасетками, на образцах различаются (рисунок 2г, д, е). На образце, отстоявшем 0,9 ч при нагрузке 1000 МПа, средняя площадь участка с хрупким разрушением составляет 0,004 мм², а их общее количество на поверхности излома – 167 шт., в то время как на образце, отстоявшем 8,2 ч при нагрузке 950 МПа, средняя площадь участка с хрупким разрушением составляет 0,024 мм² при общем количестве 76 шт. (таблица 2). Также установлено, что области с хрупким разрушением не выходят на

поверхность образца. Между хрупкими участками и поверхностью наблюдается узкая полоска шириной несколько десятков микрон с пластичным разрушением.





Рисунок 2 – Строение изломов образцов из сплава ВТ8-1, испытанных на ползучесть при комнатной температуре (выделены области с хрупкими фасетками): а – пластичный мелкоямочный рельеф; б, в – участки с хрупкими фасетками скола; г – общий вид излома образца, разрушившегося при 950 МПа при выдержке 10,5 ч; д – общий вид излома образца, разрушившегося при 950 МПа при выдержке 8,2 ч; е – общий вид излома образца, разрушившегося при 1000 МПа при выдержке 0,9 ч

Таблица 2 – Результаты количественного фрактографического анализа образцов сплава ВТ8-1, разрушенных при ползучести при комнатной температуре

Номер	Напряжени	Время	Накопленна	Площадь	Средняя	Количеств
образц	я σ, МПа	испытани	Я	занятая	площадь	о участков,
а		яτ, час	деформация	фасеткам	участков,	занятых
			δ, %	и скола,	занятых	фасетками
				MM ²	фасеткам	скола, на
					и скола,	изломе,
					MM ²	ШТ.
5	950	10,5	10,6	2,3	0,014	102
6	950	8,2	6,6	3,7	0,024	76
8	1000	0,9	16,5	0,8	0,004	167
9	1000	0	18,5	0	0	0

На образце, отстоявшем 8,2 ч при 950 МПа, были проведены исследования микроструктуры непосредственно под поверхностью разрушения. Для этого из образца методом электроэрозионной резки были вырезаны пластины, перпендикулярные плоскости разрушения с одним краем, выходящим на излом (рисунок 3). Области для вырезки были выбраны таким образом, чтобы одновременно на краю пластины

располагались как участки излома с хрупкими фасетками, так и с вязкими ямками.



Рисунок 3 – Схема вырезки образцов для исследования микроструктуры образца сплава ВТ8-1

Основной задачей при исследовании микрошлифа было определение наличия трещин под поверхностью разрушения.

Результаты микроструктурных исследований показали, что по всему сечению рабочей части образца наблюдаются трещины (рисунок 4). Данные трещины ориентированы под небольшим углом к макроплоскости излома. Большинство образовавшихся в рабочей части трещин имеют небольшое раскрытие и проходят по телу первичных глобулей α-фазы. Однако наблюдаются отдельные трещины, имеющие значительное раскрытие и закругленные вершины (рисунок 4г), что свидетельствует о пластической деформации на данных участках. Стоит отметить, что в первичной α-фазы пределах одного зерна хрупкие трещины ориентированы одинаково, а параллельные трещины соединяются между собой ступеньками (рисунок 4в). При этом несколько изменяется угол развития трещин относительно макроплоскости излома при переходе от одного зерна к другому.



Рисунок 4 – Трещины под изломом образца из сплава ВТ8-1 отстоявшего до разрушения 8,2 ч при испытаниях на ползучесть при 950 МПа при 20°С: а – в – хрупкие трещины с малым раскрытием на глубине до 150 мкм от поверхности разрушения; г – трещины с признаками пластической деформации на расстоянии 5 мм от поверхности разрушения

Аналогичные исследования были проведены на образце, разрушившемся при нагружении. Результаты исследования микроструктуры показали отсутствие трещин по сечению рабочей части.

С целью оценки распределения трещин в рабочей части была проведена РКТ. Результаты исследования показали, что трещины располагаются по всему объему рабочей части образца, отстоявшего 8,2 ч при 950 МПа, а их плоскости практически перпендикулярны оси нагружения. При этом, как и при микроструктурном исследовании, можно разделить трещины на две группы: небольшого размера (до ~0,3 мм) с малым раскрытием и крупные трещины (от ~0,3 мм до ~1 мм) с большим раскрытием. Малые трещины имеют более равномерное распределение,

хотя и наблюдаются их скопления на отдельных участках (рисунок 5а). Крупные трещины располагаются в зоне локализации деформаций – область формирования второй шейки (рисунок 5б). Отдельные крупные трещины выходят на поверхность образца.

На образце, отстоявшем при 950 МПа 29 ч., методом РКТ трещины в рабочей части не выявлены.



Рисунок 5 – Результаты рентгеновской компьютерной томографии образца из сплава ВТ8-1, разрушенного при испытаниях на ползучесть после 8,2 ч при 950 МПа: а – трещины размером менее ~0,3 мм; б – трещины размером от ~0,3 мм до ~1 мм

Вблизи хрупких трещин, расположенных под поверхностью разрушения и представленных на рисунке 46, 4в, провели EBSD-анализ. Результаты анализа показали, что соседние зерна, в которых образуются трещины, имеют различную ориентацию (рисунок 6).

Физико-механические испытания, прочность и надежность современных конструкционных и функциональных материалов



Рисунок 6 – Изображения микроструктуры и EBSD-анализ областей вблизи трещин под поверхностью разрушения образца из сплава BT8-1: а, в – карты кристаллографических ориентировок вблизи хрупких трещин, представленных на рисунках 4б и 4в, соответственно; б, г – микроструктура с изображением границ и кристаллографической ориентировкой разрушенных зерен

Дополнительно было проведено испытание на ползучесть при комнатной температуре образца из титанового сплава ВТ41 при 930 МПа. Время до разрушения образца составило 31 ч, а накопленная деформация за 10 ч составила $\delta = 0,3$ %.

Результаты фрактографических исследований показали, что, аналогично разрушению образцов из сплава ВТ8-1 в условиях холодной ползучести, разрушение развивалось от области, представленной хрупкими фасетками скола (рисунок 7). Стоит отметить, что, в отличие от образцов из сплава ВТ8-1, на образце из сплава ВТ41 наблюдается только один участок с хрупкими фасетками, однако он занимает 3,2 мм², что составляет

16% от общей площади излома. Статический долом представлен пластичным мелкоямочным рельефом.



Рисунок 7 – Строение изломов образца из сплава ВТ41, испытанного на ползучесть при комнатной температуре; а – общий вид излома образца; б – участки с хрупкими фасетками скола

Обсуждение и заключения

Результаты исследований образцов после испытаний показали, что в условиях ползучести сплава ВТ8-1 при комнатной температуре при напряжениях, близких к пределу текучести и пределу прочности, на отдельных участках происходит разрушение с формированием хрупких фасеток скола. Аналогичное разрушение наблюдается при усталостном нагружении титановых сплавов с выдержкой при максимальной нагрузке [10, 11]. Свободная от фасеток поверхность разрушения испытанных образцов представлена пластичным мелкоямочным микрорельефом и разрушения аналогична поверхности образцов, испытанных на Можно предположить, что хрупкие фасетки являются растяжение. очаговыми зонами разрушения в условиях ползучести.

Результаты микроструктурных исследований под поверхностью разрушения показывают наличие плоских хрупких трещин на образце,
разрушенном в процессе ползучести, в отличие от образца, разрушенного при нагружении. Данный результат подтверждает, что в процессе ползучести происходит формирование хрупких фасеток, которые являются очагами разрушения.

Количественный анализ показал, что площадь, занятая хрупкими фасетками, имеет линейную зависимость с удлинением (остаточной деформацией) образцов. В эту зависимость также укладывается образец с отсутствием участков с хрупкими фасетками, разрушенный при нагружении, удлинение которого составило $\delta = 18,5\%$ (рисунок 8).



Рисунок 8 – Зависимость удлинения образов от площади изломов, занятой хрупкими фасетками

При напряжении 1000 МПа количество очаговых зон больше, а их размер меньше, чем при 950 МПа. Можно предположить, что при более низких напряжениях, следовательно, и при более длительных выдержках до разрушения, происходит рост и объединение отдельных участков с фасетками.

Результаты микроструктурных исследований и EBSD-анализа вблизи трещин под поверхностью разрушения показали, что «хрупкие» трещины

формируются внутри зерен α-фазы. При этом трещины меняют свое направление при переходе от одного зерна к другому. В случае, если в пределах одного зерна формируется несколько трещин, то ОНИ параллельны друг другу, а их объединение происходит с формированием ступенек. Полученный результат свидетельствует о том, что «хрупкое» разрушение в условиях ползучести происходит по определенным кристаллографическим плоскостям и зависит от кристаллографической При этом не вполне ясно, каким образом ориентации зерен α-фазы. появление отдельных микротрещин в процессе испытаний сказывается на перераспределении локальных напряжений, и направление развития вновь образующихся трещин.

Распределение хрупких трещин в объеме рабочей части разрушенного образца из сплава ВТ8-1 неравномерно, и, возможно, обусловлено наличием текстурных макрозон, имеющих благоприятную ориентацию относительно оси нагружения для «хрупкого» разрушения в условиях ползучести [12].

Результаты исследования методом EBSD-анализа показали, что хрупкие трещины развиваются в плоскости [0001]. Данная плоскость является характерной для «хрупкого» разрушения титановых сплавов при усталостном нагружении с выдержкой при максимальной нагрузке [13].

Разрушение сплава ВТ41 в условиях холодной ползучести имеет те же фрактографические особенности, что и разрушение сплава ВТ8-1. Это позволяет сделать вывод о том, что разрушение с формированием хрупких фасеток является типичным для титановых сплавов.

Выводы

- При холодной ползучести титановых сплавов ВТ8-1 и ВТ41 при напряжениях, близких к пределу текучести, разрушение развивается от хрупких фасеток скола.
- 2. Хрупкие фасетки распределены в объеме рабочей части образца.
- Площадь излома разрушенных образцов после испытаний на «холодную ползучесть», занятая фасетками скола, находится в прямой зависимости от величины пластической деформации.
- Хрупкие фасетки скола проходят по кристаллографической плоскости [0001] первичных зерен α-фазы.

Список литературы

1. Investigation report. Accident to the AIRBUS A380-861 equipped with Engine Alliance GP7270 engines registered F-HPJE operated by Air France on 30 September 2017 in cruise over Greenland (Denmark)// BEA2017-0568.en. Paris. September 2020. P - 85

2. Z. Zheng, D.S. Balint, F.P.E. Dunne, Investigation of slip transfer across HCP grain boundaries with application to cold dwell facet fatigue, Acta Mater. 127 (2017) 43–53. doi:10.1016/j.actamat.2017.01.021

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

4. Горбовец М.А., Ходинев И.А., Карашаев М.М., Рыжков П.В. Испытания на малоцикловую усталость с выдержкой в цикле жаропрочных металлических материалов (обзор) //Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2022. №5. Ст.11. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения 20.07.2023г.). DOI: 10.18577/23007-6046-2022-0-5-123-137.

5. F.P.E. Dunne, D. Rugg, On the mechanisms of fatigue facet nucleation in titanium alloys, Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct. 31 (2008) 949–958. doi:10.1111/j.1460-2695.2008.01284.x.

6. A.N. Stroh, The Formation of Cracks as a Result of Plastic Flow, Proc.
R. Soc. A Math. Phys. Eng. Sci. 223 (1954) 404–414.
doi:10.1098/rspa.1954.0124.

7. Zebang Zheng, Daniel S. Balint, Fionn P.E. Dunne. Dwell fatigue in two Ti alloys: An integrated crystal plasticity and discrete dislocation study. Journal of the Mechanics and Physics of Solids 96 (2016) P. 411–427

8. Каблов Е.Н., Кашапов О.С., Павлова Т.В., Ночовная Н.А. Разработка опытно-промышленной технологии изготовления

полуфабрикатов из псевдо-альфа-титанового сплава ВТ41. // Титан, 2016. №2 (52). С.33-42.

9. Калашников В.С., Решетило Л.П., Чучман О.В., Наприенко С.А. Характеристики прочности и выносливости прутков и штамповок лопаток из серийных жаропрочных титановых сплавов и нового титанового сплава псевдо-α-класса //Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2022. №2. Ст.02. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения 28.07.2023г.). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-2-13-31

10. M.R. Bache. A review of dwell sensitive fatigue in titanium alloys: the role of microstructure, texture and operating conditions. International Journal of Fatigue 25 (2003). P. 1079–1087

11. M. Mills, S. Ghosh, S. Rokhlin, M. Brandes, A. Pilchak, J. Williams. The Evaluation of Cold Dwell Fatigue in Ti-6242// Atlantic City International Airport. February 2018. P- 198

12. E. Wielewski1, M. Arthington, C. Siviour, N. Petrinic. Characterising the Effects of Strain Rate, Crystallographic Texture and Direction of Loading on the Mechanical Behaviour of Ti-6Al-4V / J. dynamic behavior mater. (2015) 1:462–471. DOI 10.1007/s40870-015-0040-4

13. W. Zhihong, K. Hongchao , C. Nana, X. Zhicheng, F. Jiangkun, T. Bin, L. Jinshan. Recent developments in cold dwell fatigue of titanium alloys for aero-engine applications: a review. Journal of Materials Research and Technology. Volume 20, September-October 2022, Pages 469-484.

РАЗРАБОТКА СОСТАВА ДЛЯ FDM- ПЕЧАТИ МАТЕРИАЛА НА ОСНОВЕ ЖАРОПРОЧНОГО ПОРОШКА INCO 718.

Чучков Андрей Александрович.

Аннотация: Были проведены исследования над жаропрочным порошком Inco 718. Работа состояла в том, что в жаропрочный порошок добавляли различные компоненты, а именно алюминий (Al), в качественно него была взята алюминиевая пудра и порошок титана и гидрида титана (TiH₂). В результате были получены различные компоненты смеси с разной вариации и соответсвенно их прессовали, а затем подвергали горячему спеканию при температуре 750°C, 1 час рабочей выдержки. Наиболее удачный результат показала вариация смеси 30% содержания от общего количества алюминия и титана в соотношении 3:1 соответственно и 70% Inco 718. В результаты работы была определена фаза Ni3AlTi и фаза Лавеса.

Введение

В последние годы 3D печать с использованием металлических порошков стала одним из наиболее перспективных направлений в аддитивных технологиях. Этот инновационный метод открывает новые возможности для производственных процессов, позволяя создавать сложные и уникальные детали с высокой точностью и эффективностью. Актуальность 3D печати с металлическими порошками связана не только со способностью сокращать время на разработку и производство изделий, но и с возможностью оптимизации затрат и упрощения логистических цепочек.

Inco 718 является многообещающим высокотемпературным конструкционные материалы в аэрокосмической и автомобильной промышленности [6]. Для сплава Inco 718 традиционные технологии

производства экономически неэффективны и требуют больших затрат времени из-за высокой стоимости материала и сложности механической обработки. Технология изготовления SLM с почти чистой формой широко используется для изготовления сложных компонентов Inco 718. Поэтому порошок из сплава Inco 718 был выбран для исследования влияния повторного использования порошка на конечные детали SLM. Технология компьютерной томографии высокого разрешения была внедрена для ЭВОЛЮЦИИ были анализа механизма пор, a также исследованы соответствующие микроструктуры и свойства при растяжении при комнатной температуре. Эта работа даст полезную информацию о повторном использовании порошка и будет способствовать устойчивому развитию процесса SLM [6].

Однако многократные циклы нагрева и охлаждения с быстрым затвердеванием вовремя SLM приводят к образованию микрогетерогенной микроструктуры с повышенной плотностью дислокаций и выделению дисперсных твердеющих фаз, включая мелкие карбиды и оксиды [8-12], что может негативно сказаться на механических и эксплуатационных свойствах суперсплава Inco 718.

Принтеры на основе технологии DLMS (прямое лазерное спекание металлов) широко применяются для создания металлических компонентов. Однако из-за специфики работы этих станков полученные образцы часто требуют дополнительной обработки для достижения нужной геометрии. В связи с этим возникла идея разработки технологии, позволяющей получать образцы с помощью низкотемпературного аддитивного формирования. Это поможет устранить необходимость в дополнительной обработке, снизить затраты на расходные материалы и повысить экономическую эффективность производства [4].

Для достижения поставленных целей оптимальным решением является 3D-печать металлом методом FDM. При этом методе деталь

формируется послойно путем выдавливания материала через сопло. Предлагается использовать композитные полимерные прутки, содержащие металлический порошок, связанный полимерным веществом (таким как PCL, PETG или ABS). В результате данного процесса печати получается сырая деталь, которую впоследствии необходимо подвергнуть термообработке в печи с целью спекания [5].

В данной работе рассматривается оптимизация состава сплава на Inco 718. основе Основная идея заключается В использовании легкоплавкого материала для жидкофазного спекания жаропрочного порошка Inco 718. В качестве добавки был выбран алюминий, и была проведена оценка фазовой диаграммы Al-Ni. Сплав Inco 718 проявляет высокие показатели жаропрочности и жаростойкости, а для достижения максимального соответствия по физико-механическим свойствам подходит фаза AlNi3. Эта фаза отличается жаростойкостью и жаропрочностью, однако является хрупкой. При проведении испытаний на растяжение при комнатной температуре временное сопротивление литого алюминида никеля со стехиометрическим составом (31,5 % Al) варьируется от 20 до 110 МПа при отсутствии относительного удлинения. Интерметаллид нестехиометрического состава с содержанием алюминия 25-28 % демонстрирует прочностные характеристики в пределах 140-220 МПа, однако при этом наблюдается нулевое относительное удлинение. Предел прочности на изгиб при комнатной температуре составляет около 980 МПа. Для повышения прочности данного образца целесообразно добавить титан в исходную смесь. Этот металл способствует упрочнению материала, особенно интересна фаза Al3Ti, которая имеет микротвердость около 600 МПа.

Механические свойства интерметаллида Al₃Ti при комнатной температуре сильно зависят от чистоты по примесям, типа и параметров микроструктуры, величины и формы микрозерна. Поэтому механические

свойства интерметаллида Al₃Ti меняются в широких пределах: $\sigma_{\rm B} = 420-600$ МПа, $\delta = 0-0,5$ %. Модули упругости в меньшей степени зависят от указанных выше факторов и составляют: E = 140 ГПа; G = 52,5 ГПа.

Материалы и методы.

В ходе работы были подобраны несколько вариации смесей различных концентрацией, а именно для их изготовления были взяты порошки Inco 718, алюминиевая пудра (Al), Ті и гидрид титана (TiH2). Химический состав веществ соответствует таблице 1.



Рисунок 1 – А - Шлиф порошка Inco 718; Б - Алюминиевая пудра; В - Порошок титана; Г – Порошок гидрида титана.

Хим.элемент%	Ni	Cr	Fe	Мо	Nb	Ti	Al	Η
Порошок								
Inco 718	53	20,6	17,4	4,6	3	1		
TiH2						95,96		4,04
Ті порошок						99,9		
Алюминиевая							99,98	
пудра								

Таблица 1 – Хим. Состав используемых порошков

Исследования микроструктуры проводили с помощью сканирующий электронного микроскопа Zeiss evo 10.

Прессовка образцов осуществлялась благодаря оборудованию Prontopress-2.

Шлифовка проходила на оборудовании марки Abramin.

Рентгеноструктурный фазовый анализ проводился на установке ДРОН-6.

Так же обработка некоторых снимков проводили с помощью программного обеспечения ImageJ.

Результаты и их обсуждения.

В ходе проведения работы были подготовлены различные смеси из приведено выше компонентов (Таблица 2).

Таблица 2 – состав смесей

Inco 718 осн. + Al 5%	Inco 718 + 5% Al → 150 гр. Навески = 7,5 гр. Al + 142,5 Inco 718
Inco 718 осн. + Al 10%	Inco 718 + 10% Al→ 150 гр. Навески = 15 гр. Al + 135 Inco 718
Inco 718 осн. + Al 15%	Inco 718 + 15% Al→ 150 гр. Навески = 22,5 гр. Al + 127,5 Inco 718
Inco 718 осн. + (3Al + Ti) 10%смеси	Inco 718 + 10% (Al+Ti)→ 200 гр. Навески = 20 гр. Al= 5 гр. + Ti 15 гр. + 180 Inco 718

Физико-механические испытания, прочность и надежность современных конструкционных и функциональных материалов

Inco 718 осн. + (3Al + Ti)	Inco 718 + 20% (Al+Ti)→ 120 гр. Навески = 24 гр.
20%смеси	Al= 18 rp. + Ti 6 rp. + 96 Inco 718
Inco 718 осн. + (3 Al + Ti) 30%	Inco 718 + 30% (Al+Ti)→ 150 гр. Навески = 45 гр.
смеси	Al= 33,75 rp. + Ti 11,25 rp. + 105 Inco 718
Inco 718 осн. + (3Al + TiH2)	Inco 718 + 10% (Al+TiH2)→ 120 гр. Навески = 45
10%смеси	гр. Al= 9 гр. + TiH2 3 гр. + 108 Inco 718
Inco 718 осн. + (3Al + TiH2)	Inco 718 + 20% (Al+TiH2)→ 120 гр. Навески = 45
20%смеси	гр. Al= 18 гр. + TiH2 6 гр. + 96 Inco 718
Inco 718 осн. + (3Al + TiH2)	Inco 718 + 30% (Al+TiH2) → 120 гр. Навески = 45
30%смеси	гр. Al= 27 гр. + TiH2 9 гр. + 84 Inco 718



Рисунок 2 – Фрагменты изображений Inco + Al 5%

На данном рисунке изображены фрагменты изображений Inco + Al 5%. На данном рисунке видно, что частицы Inco видны, а на их поверхности растекся алюминий, не образовав характерного каркаса, так же можем заметить, что есть большие углубления размером примерно 21-32мкм. Данное спекание проводилось 1 час при 750°С, в аргоне.



Рисунок 3 - Inco + Al 10% при 950°С 3 часа

На данных изображениях представлены Inco + Al 10% температура спекания 950°С, время выдержки 3 часа, в аргоне. Тут мы можем видеть, что алюминий образовал некоторую матрицу, частицы Inco так же видно, но видны поры и трещины, но характерных углублений и «ям» не были обнаружены.



Рисунок 4 - Inco + Al 15%

На данных двух рисунках представлены образцы Inco + Al 15% режим спекания проводился при 750°С 1 час в аргоне. Данные изображения не чем, не отличаются от Inco + Al 5%, нет характерной матрицы между частицами.

Физико-механические испытания, прочность и надежность современных конструкционных и функциональных материалов



Рисунок 5 - Inco + (Al+Ti)10%

На данных изображениях Inco + (Al+Ti)10% режим спекания проводился при 750°С 1 час в аргоне. На рисунке видно частицы титана, что говорит, при таком режиме он не провзаимодействовал с алюминием и Inco. Алюминий в свою очередь расплавился и расположился на поверхности частиц Inco.



Рисунок 6 - Inco + (Al+Ti)30%

На данном слайде представлен шлиф образца Inco + (Al+Ti)30%, режим спекания проводился при 750°С 1 час в аргоне. Тут уже видна характерная монолитная структура. Частицы никакого из компонентов – не обнаружены. Видны большие поры и трещины. Возможно предположить, по данному изображению, что частицы Inco «утянули» на себя алюминий и образуются большие поры.



Рисунок 7 – Inco 718+ (Al+TiH2)20% и шлиф порошка Inco 718

На данном изображение отчетливо видно, как проимзаиодейсвовали частицы между собой. Образовались две фазы, одна наиболее светлая, другая наиболее темная (серая). Явно, что светлая фаза – Inco. А для определения серой фазы, нужны были провезти исследования, какие там находятся элементы.



Рисунок 8 – СЭМ изображение с определением элементов

Отдельного внимания заслуживают данные частицы для изучения их элементного состава.



Рисунок 9 - СЭМ изображение с определением элементов



На данном графике видны основные элементы сплава. Желтой линией обозначен алюминий, голубой – никель. Как мы видим он начинает появляться не сразу, то есть большого количества в изначальном сплаве его не было. Но в процессе спекания видно его активное взаимодействие с другими элементами, что говорит нам об образовании фазы с алюминием.



Рисунок 10 – Дифрактограмма порошка Inco 718

На данном слайде представлены штрих-диаграммы фаз, которые соответствуют данным максимумам. Там указаны сплавы FeNi и CrNi, а также трехкомпонентной фазы с ГЦК может быть тройной сплав Cr-Fe-Ni на основе ГЦК решетке Ni.

Также стоит обратить внимание на асимметричность трех основных рентгеновских линий. Особенно хорошо заметно большеугловой максимум. Это говорит о наличии в образцах как минимум двух фаз с ГЦК решеткой, но разного химического состава.



Рисунок 11 – Образец чистый Inco полученный аддитивным формированием.

На данном слайде представлена дифрактограмма образца чистого инконеля. Тут мы можем видеть основную фазу представляет собой ГЦК структуру, которой соответствуют фазы такие как Fe6.6Cr1.7Ni1.2Si0.2Mo0.1, Al0.5CNi3Ti0.5. Помимо этих фаз, на указанные линии также хорошо накладываются и множество других фаз, имеющихся в базе данных, например, FeNi или Cr-Ni-Fe-C. Говорить о том, что в образце присутствуют именно эти фазы нельзя, поскольку мы имеем многокомпонентной системой. В дело С данном случае образец характеризуют наличием фаз той или иной кристаллической решетки, что делается в большинстве статей. Помимо ГЦК фазы в образце И присутствует еще одна ГЦК структура, которая на дифрактограмме была идентифицирована как FeNi.



Рисунок 12 – Дифрактограмма для Inco + Al 10%



Рисунок 13 – Дифрактограмма для Inco + Al 15%

Фазовый состав следующих обазцов получился очень схожим. Первое, что необходимо отметить, это заметное уменьшение ширины линий по сравнению с исходным образцов inco 718, указывающая на увеличение размеров зерен (кристаллитов). Второе, это выделение фазы Лавеса, которая на дифрактограмме обозначена как (Al0.5Cr0.5)Fe. Далее, если сравнивать исходный образец с дифрактограммой инко 718, то хорошо заметно, что положение линий от ГЦК фазы смещается влево и больше соответствуют фазе Ni3(Al, Ti). То есть ее химический состав изменился. Помимо основных фаз – ГЦК и фазы Лавеса, в образце присутствует какая-то смесь других фаз в небольшом количестве. Лучше всего на данные пики удалось наложить Cr3Ni2, Nb2Co3Si и NbC.



Рисунок 14 – Дифрактограмма для Inco + (Al +Ti)30%

Дифрактограмма образца 10 сильно отличается от остальных. В данном образце отсутствует ГЦК фаза, а основной является фаза Лавеса, причем положение ее пиков довольно сильно смещено влево. Помимо этого, в образце присутствует Al2O3 ромбической сингонии и Ni3(Al,Ti). Необходимо дифрактограммы отметить, что все характеризуются увеличением фона слева направо. Это обусловлено постепенным вторичной флуоресценцией из-за присутствия в образцах таких элементов как Cr и Ti. Важное замечание является, что на трех последних дифрактограмм не было обнаружено чистого алюминия, что говорит о том, что в данных сплавах его нет.

Выводы.

1) Был исследован жаропрочный порошок Іпсо 718. А именно его элементный фазовый состав состав, И распределение частиц, преимущественная фаза составляет Cr-Fe-Ni.После такого как проведена 3Dпорошка печать фаза представляет собой ИЗ Fe6.6Cr1.7Ni1.2Si0.2Mo0.1.

2) Были изготовлены экспериментальные образцы Inco 718 с алюминием (ПАП-2), Inco 718 с порошком титана и алюминием (Ti+Al) и Inco 718 с гидридом титана и алюминием (TiH2+ Al). В результате эксперимента установлено, что в процессе взаимодействия, как состав так и концентрация изменяет фазовый состав, увеличение концентрации алюминия в диапазоне от 5% - 15%, приводит к образованию фазе Лавеса, введение титана приводит к тому, что образуется Ni3AlTi. Согласно результату фазового анализа после спекания алюминия в свободном виде не было обнаружено, что указывает на то, что можно проводить оптимизируя состава смеси, добавляя больше алюминия и титана соответственно.

Список используемых источников.

1. ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СТРУКТУРА СПЛАВА INCONEL 718, ПОЛУЧЕННОГО ПО ТЕХНОЛОГИИ ПОСЛОЙНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ// М.Ю. Грязнов, 1,2 С.В. Шотин, 1 В.Н. Чувильдеев

2. Розенберг В.М. Основы жаропрочности металлических материалов. М.: Металлургия, 1973. 324 с.

3. Фридляндер И.Н., Сенаторова О.Г., Осинцев О.Е. и др. Машиностроение: Энциклопедия. М.: Ма- шиностроение, 2001. Т. II-3: Цветные металлы и сплавы. Композиционные металлические материалы

/ Под общ. ред. И.Н. Фридляндера. 880 с.

4. Nieh T.G., Wadsworth J., Sherby O.D. Superplas- ticity in metals and ceramics. Cambridge Univ. Press, 1997. 251 p.

5. Xue H., Lijun W., Hui X. et al. // Journal of Materials Processing Technology. 2003. V. 137. I. 1–3. P. 17–20.

6. Smith G.D., Patel S.J. // Source of the Document Proceedings of the International Symposium on Superal- loys and Various Derivatives. 2005. P. 135–154.

7. Hong J.K., Park J.H., Park N.K. et al. // Journal of Materials Processing Technology. 2008. V. 201. I. 1–3. P. 515–520.

8. Chang L., Sun W., Cui Y. et al. // Journal of Al- loys and Compounds. 2014. V. 590. P. 227–232.

Amato K.N., Gaytan S.M., Mur L.E. et al. // Acta Materialia. 2012.
 V. 60. I. 5. P. 2229–2239.

Qingbo Jia, Dongdong Gu // Journal of Alloys and Compounds.
 2014. V. 585. P. 713–721.

11. Liu F., Lin X., Huang Ch. et al. // Journal of Al- loys and Compounds. 2011. V. 509. I. 13. P. 4505–4509

12. Microstructures and mechanical behavior of Inconel 718 fabricated by selective laser melting// K.N. Amato , S.M. Gaytan, L.E. Murr , E. Martinez , P.W. Shindo , J. Hernandez , S. Collins c, F. Medina b

13. Mehrabian R, Kear BH, Cohen M, editors. Rapid solidification processing. Baton Rouge, LA: Claitor's Publishing Division; 1978.

14. Patterson RJ, Cox AR, vanReuth EC. J Metals 1980;32(9):34–9.

15. Kirman I, Warrington OH. J Inst Metals 1971;99:197–202.

УДК 669.15 ИССЛЕДОВАНИЯ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА НА БАЗЕ СИСТЕМЫ NI-CO-CR ПРИ МЕХАНИЧЕСКОМ И ТЕПЛОВОМ НАГРУЖЕНИИ

И.И. Власов¹, к.т.н. Г.С. Севальнёв¹, И.В. Валюхова¹, О.А. Дьяченко¹

STUDIES OF A HIGH-ENTROPY ALLOY BASED ON THE NI-CO-CR SYSTEM UNDER MECHANICAL AND THERMAL STRESS

I.I. Vlasov¹, G.S. Sevalnev¹, I.V. Valuhova¹, O.A. Dyachenko¹ vlasovteh@yandex.ru

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

¹Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute» (NRC «Kurchatov Institute» - VIAM)

В работе Аннотация: проведены исследования изменения механических свойств В зависимости ОТ температуры испытания высокоэнтропийного сплава на системы NiCoCrWNbAlTiReC вакуумной горячей деформации. индукционной выплавки И По результатам исследований и испытаний было установлено, что с увеличением температуры испытания происходит уменьшение как прочностных, так и высокоэнтропийного При пластических характеристик сплава. 20 °C происходит реализация температуре испытания механизма деформационного упрочнения, при повышенных температурах данный эффект наблюдается при температурах 900°С и 1000°С. После горячей деформации прочностные характеристики сплава выросли, а пластические упали.

Ключевые слова: энтропийный сплав, механические свойства, энтропия смешивания.

Abstract: The paper investigates changes in mechanical properties depending on the temperature of testing a high-entropy alloy for NiCoCrWNbAlTiReC systems of vacuum induction melting and hot deformation. According to the results of research and testing, it was found that with an increase in the test temperature, both the strength and plastic characteristics of the high-entropy alloy decrease. At a test temperature of 20 ° C, the deformation hardening mechanism is implemented; at elevated temperatures, this effect is observed at temperatures of 900 °C and 1000 °C. After hot deformation, the strength characteristics of the alloy increased, while the plastic characteristics decreased.

Key words: entropy alloy, mechanical properties, mixing entropy.

Реферат: В последние десятилетия наблюдается стремительный рост интереса к разработке и исследованию новых материалов, которые могут обеспечить благодаря формируемой структуре уникальный комплекс физико-механических характеристик. Одним ИЗ наиболее направлений является разработка перспективных И исследование энтропийных сплавов (ЭС) или сплавов с высокой энтропией смешения. Эти материалы реализуют перспектив новые В современном необычные комбинации материаловедении, предлагая физикомеханических свойств, которые делают их чрезвычайно привлекательными для различных инженерных и технологических приложений.

Введение

В последние десятилетия наблюдается значительный прогресс в области материаловедения, и одним из самых захватывающих направлений исследования стали энтропийные сплавы. Эти материалы, характеризующиеся высоким уровнем диссиметрии в их кристаллической структуре, привлекают внимание ученых и инженеров своим уникальным сочетанием механических свойств, термостойкости и коррозионной стойкости. Исследования, начатые в начале 2000-х годов, позволили не только расширить спектр применения энтропийных сплавов, но и внести значительные изменения в понимание термодинамических процессов в сплавах.

Первые упоминания об энтропийных сплавах можно найти в статье, опубликованной в 2004 году группой исследователей из Университета Калифорнии, вовлеченных в проекты по разработке новых легких и прочных материалов. Они продемонстрировали, что использование нескольких компонентов в сплаве может привести к тому, что материалы будут демонстрировать более высокую прочность и лучшее поведение при различных температурах [1].

К примеру, переведя внимание на сплавы на основе элементов, которые обычно не применяются в традиционных материалах, таких как алюминий и медь, стало возможно создать сплавы с порядком, который был бы невозможен для получения в стандартизированных легированных системах, где часто используется только один-два главных элемента. Исследования показали, что такие системы, как NiCoFeCrMn, могут справляться с высокими термическими воздействиям и обеспечивать исключительную механическую прочность [2].

Энтропийные сплавы обладают несколькими выдающимися характеристиками, которые отличают их от традиционных металлов и сплавов. Одной из ключевых особенностей является их высокая прочность

при низкой плотности – важный критерий для многих промышленных приложений, включая авиацию и автомобилестроение. Кроме того, ЭС демонстрируют отличные характеристики при высоких температурах, что делает их идеальными для использования в аэронавтике и энергетических установках [3].

Ещё одной важной характеристикой являются их свойства коррозионной стойкости, что делает их перспективными для применения в агрессивных химических средах. Как показали исследования, такие сплавы могут использоваться в энергетических установках, производящих электроэнергию, а также в химической промышленности, где имеется необходимость в материалах, которые могут противостоять коррозии [4].

Благодаря своим уникальным свойствам, энтропийные сплавы открывают новые горизонты в ряде технологий. Например, в аэрокосмической индустрии, где требования к материалам невероятно высоки, возможности применения энтропийных сплавов стали особенно актуальными. В одном из исследований была продемонстрирована возможность использования таких сплавов в авиационных компонентах, которые требуют высокой прочности при минимальном весе [5].

С другой стороны, в энергетическом секторе важность ЭС также невозможно переоценить. Сплавы, которые могут выдерживать экстремальные условия эксплуатации без значительных изменений своих свойств, становятся все более актуальными, особенно в контексте разработки новых решений в области альтернативной энергетики [6].

Несмотря на уже достигнутые успехи, область энтропийных сплавов все еще находится на стадии активного исследования. Необходимость изучения новых легирующих компонентов, а также нахождения оптимальных условий для их получения и обработки открывает новые горизонты для будущих исследований. Важнейшими задачами остается разработка моделей, позволяющих предсказать механические свойства ЭС,

более эффективных методов их обработки также создание a И производства. Исследования, проведенные в последние годы, показывают, что понимание сложных взаимодействий между элементами В многокомпонентных системах может значительно улучшить как теоретическую, так и практическую базы для будущей работы в этом направлении [7].

Особенности формирования структуры энтропийных сплавов на базе системы Ni-Co-Cr предположительно позволяет использовать их для изготовления различных узлов агрегатов и хранилищ, посредством которых может проводиться транспортировка коррозионно-агрессивных веществ. Однако помимо коррозионно-агрессивных веществ в составе транспортируемых материалов также могут присутствовать и абразивные частицы, которые в свою очередь при перемещении приводят к интенсивному изнашиванию металлических поверхностей. Низкая стойкость материалов к контактно-деформационному воздействию при интенсивном изнашивании может приводить к ускоренному выходу узлов агрегатов из строя и снижению ресурса всего изделия.

Сплавы на никелевой основе в большинстве случаев обладают достаточно низкой износостойкостью ввиду объемного упрочнения без значительного искажения кристаллической решетки и формирования низких показателей твёрдости. Энтропийные сплавы на базе системы Ni-Co-Cr также обладают низкими показателями твёрдости, однако за счет эквиатомного соотношения компонентов в кристаллической решётке могут обеспечивать высокую степень деформационного упрочнения. Ранее было исследовано [8, 9], что сплавы на основе железа, обладающие высокой степенью деформационного упрочнения могут эффективно работать в условиях интенсивного изнашивания контактных поверхностей при реализации сухого трения скольжения. Исследователи, работающие в данном направлении, нередко показывают превосходство средне- и высокоэнтропийных сплавов над современными конструкционными сплавами на железной, никелевой, титановой и других основах по жаропрочности, удельной прочности и износостойкости. В работах [10-12] на примере сплава GRX-810 показано, что за счет формирования высокой энтропии смешения в сплаве реализуется более высокая прочность при повышенных температурах, а также длительная прочность в сравнении с современными жаропрочными никелевыми сплавами.

В рамках данной работы проведены исследования механических свойств высокоэнтропийного сплава NiCoCrWNbAlTiReC при испытании в условиях высоких температур.

Материалы и методы

В качестве объекта исследования использовали высокоэнтропийный сплав системы NiCoCrWNbAlTiReC. Содержание Ni, Co и Cr реализовано в эквиатомном состоянии, остальные компоненты присутствуют в качестве легирующих элементов. Общее содержание легирующих элементов для данного сплава составляет около 5%. Выплавку слитков проводили в вакуумно-индукционной печи при нагреве в интервале температур 1500-1600°C. Разлив жидкого расплава после выдержки при температуре расплавления производили в стальные трубы, температура которых соответствовала температуре окружающей среды. Масса полученного слитка после выплавки составила 17 кг. Для оценки изменения структуры и свойств, часть полученных заготовок подвергнута горячей деформации для получения квадратных прутков со стороной квадрата 30 мм. Степень обжатия заготовок и температурный интервал горячей деформации подбирался опытным путем.

Механические свойства сплавов при комнатной температуре определяли на образцах, полученных из литых и горячедеформированных

заготовок, в соответствии с ГОСТ 1497-84. Для определения механических свойств путем статического растяжения при повышенных температурах в интервале от 900 °C до 1100 °C использовали образцы, вырезанные из заготовок, в соответствии с ГОСТ 9651-84. Определение предела длительной прочности образцов сплавов проводили по ГОСТ 10145-81.

Результаты и обсуждения

оценки механических характеристик высокоэнтропийного Для сплава системы Ni-Co-Cr после литья были проведены испытания на статическое растяжение при температурах 20, 900, 1000, 1100 °C. Диаграммы после испытаний на статическое растяжение при различных температурах представлены на рисунке 1. Анализ диаграммы статического растяжение при комнатной температуре показал, что характер диаграммы схож с диаграммами сплавов обладающих TRIP-эффектом – в результате высоких пластических деформаций реализуется процесс упрочнения материала за счет сдвигового $\gamma \rightarrow \alpha'$ превращения, а так же за счет процесса двойникования высокий зерна реализуется уровень пластических характеристик. При увеличении температуры испытания в интервала 900-1100 °С данный эффект не наблюдается. С увеличением температуры испытания от 1000 до 1100 °С образуется зуб текучести (Рисунок 1, б), что может свидетельствовать о перераспределении дислокаций и протекании активных структурно-фазовых превращений под действием теплового воздействия. Так же при увеличении температуры испытания происходит снижение как прочностных, так и пластических характеристик. Было замечено, что после температуры 1000 °С происходит практически линейное предела уменьшение прочности И предела текучести. Относительное удлинение при повышении температуры испытания убывает с высокой скоростью с 48 % до 32 %, что характерно для процесса ускоренного накопления дислокаций вследствие высоких пластических деформаций.



Рисунок 1. Диаграмма растяжения литых образцов из высокоэнтропйиного сплава NiCoCrWNbAlTiCReC при температурах 20, 900, 1000, 1100 °C (а) и при температурах 1000, 1100 °C (б).

Для исследования влияния изменения прочностных и пластических характеристик высокоэнтропийного сплава системы NiCoCrWNbAlTiCReC после горячей деформации были проведены испытания при комнатной и повышенных температурах (Рисунок 2). По результатам испытаний образцов после горячей деформации было установлено, что при комнатной произошло увеличение прочностных температуре И пластических характеристик сплава по сравнению с литым. Это может быть связвно с измельчением зерна сплава после горячей деформации и выделением больщого количества избыточных фаз в структуре. При комнатной температуре, как у литого материала, TRIP-эффект не наблюдается. Также было установлено, что горячая деформация сплава привела к образованию высокого количества дислокаций, что привело к образованию зуба текучести при комнатной и повышенных температурах. Повышение температуры испытания показало снижение прочностных характеристик, а также уменьшение относительного удлинения. В результате анализа диаграмм растяжения было замечено, что предел прочности и предел текучести снижаются с повышением температуры на 100 °С примерно на 900 50%. при температуре испытания °C наблюдается Также деформационное упрочнение, что, скорее всего, связано с высокой дислокационной вследствие проведенной активностью горячей деформации. Уменьшение прочностных и пластических характеристик связано с высокой концентрацией внутренних дефектов, которые. предположительно, скапливаются на границе зерна, что приводит к преждевременному разрушению. С увеличением температуры испытания до 900°С возрастает удлинение высокоэнтропийного сплава системы NiCoCrWNbAlTiCReC. С дальнейшим повышением температуры испытания на статическое растяжение наблюдается резкое снижение значений относительного удлинения с 50 % до 27 %. Наблюдаемый эффект может быть связан с увеличением подвижности дислокаций, которые образовались в сплаве при горячей деформации, и активному их скоплению на границе зерна, что и ведет к преждевременному разрушению снижению пластических характеристик сплава при повышенных И температурах испытания.



Рисунок 2. Диаграмма растяжения образцов после горячей деформации высокоэнтропийного сплава системы NiCoCrWNbAlTiCReC при температурах 20, 900, 1000, 1100 °C (а) и увеличенные графики 900, 1000, 1100 °C (б)

Для оценки влияние горячей деформации на механические характеристики высокоэнтропийного сплава системы NiCoCrWNbAlTiCReC был проведен сравнительный анализ диаграмм после статического растяжения при комнатной температуре и повышенных в температурном интервале 900–1100 °C. По результату сравнения графиков растяжения при комнатной температуре наблюдается, что по сравнению со сплавом после литья отсутствует TRIP-эффект и изменился характер полученной диаграммы. Анализируя графики испытаний при повышенных температурах, было замечено, что при температуре 900 °C у сплава после горячей деформации формируется зуб текучести, который отсутствует на графике литого материала, и происходит деформационное упрочнение при 10 % деформации. При температуре испытания 1000 °C зуб текучести наблюдается как на графике сплава после горячей деформации, так и на графике сплава после литья. Деформационное упрочнение сплава после горячей деформации слабо выражено, по сравнению с литым материалом. При температуре испытания 1100 °С по характеру поведения оба состояния сплава ведут себя одинаково. После зуба текучести формируется незначительное упрочнение сплава с дальнейшем снижением нагрузки до разрушения. Стоит заметить, что сплав после горячей деформации превосходит сплав после литья по прочностным и пластическим характеристикам только при комнатной температуре.



XVII Всероссийская конференция по испытаниям и исследованиям свойств материалов «ТестМат»



Рисунок 3. Сравнение графиков растяжения энтропийного сплава после литья и горячей деформации при: 20 (а), 900 (б), 1000(в) и 1100(г) °С.

Заключение

В рамках данной работы было проведено исследования механических характеристик при комнатной и повышенных температурах высокоэнтропийного сплава системы NiCoCrWNbAlTiCReC в литом и горячедеформированном состояниях и было установлено следующее:

- По результату испытания на статическое растяжение при комнатной температуре было зафиксироанного деформационное упрочнение сплава, которое с повышением температуры исчезает.
- 2) По результату исрытания на статическое растяжение при комнатной и повышенных температурах сплава после горячей деформаии было установлено, что при всех температурах наблюдается зуб текучести, который формируется из за высокого содержания дислокаций образованных во время горячей деформации;
- 3) Сравнительный анализ графиков на статическое растяжение образцов энтропийного сплава после литья и горячей деформации показал, что сплав после горячей деформации превосходит по прочностным и пластическим характеристикам только при комнатной температуре.

Список литературы

1. Yeh, J. W., Chen, S. K., et al. (2004). "Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements: novel alloy design concepts and outcomes." *Advanced Engineering Materials*.

2. Cantor, B., Chang, I. et al. (2004). "Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys." Materials Science and Engineering: A.

3. Miracle, D. B., & Senkov, O. N. (2017). "A critical review of high entropy alloys and related concepts." Acta Materialia.

4. Li, Z., et al. (2016). "High-entropy alloys: A new era of metals." Nature Reviews Materials.

5. Gonzalez, M., et al. (2018). "Applications of high entropy alloys in aerospace technologies." Journal of Alloys and Compounds.

6. Zhang, Y., & Yang, S. (2018). "Energy applications of high-entropy alloys." Materials Today.

7. George, E. P., et al. (2019). "High entropy alloys: A potential new property paradigm." Materials Today.

8. Moghaddam P. V., Hardell J., Vuorinen E., Prakash B. The role of retained austenite in dry rolling/sliding wear of nanostructured carbide-free bainitic steels //Wear. 2019. V. 428. P. 193-204.

9. Harzallah R., Mouftiez A., Felder E. et al. Rolling contact fatigue of Hadfield steel X120Mn12 //Wear. 2010. V. 269. №. 9-10. P. 647-654.

10. Smith T. GRX-810: NASA High Temperature Alloy Development for Additive Manufacturing //Lawrence Livermore National Lab Seminar. – 2022 [сайт]. URL: https://ntrs.nasa.gov/citations/20220013032 (дата обращения: 25.07.2024).

11. Smith T. High Temperature Alloy Development for AM–GRX-810
//Bridging the Gap Webinar: Emerging Additive Manufacturing Materials. –
2023 [сайт]. URL: ntrs.nasa.gov/citations/20230010486 (дата обращения:

25.07.2024).

12. NASA's New Material Built to Withstand Extreme Conditions [сайт]. URL: https://www.nasa.gov/aeronautics/nasas-new-material-built-to-withstandextreme-conditions/ (дата обращения: 25.07.2024).

УДК 669:539.4+539.67 ИЗУЧЕНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ И НЕУПРУГИХ ХАРАКТЕРИСТИК УГЛЕПЛАСТИКА ВКУ-39 ПРИ ЦИКЛИЧЕСКИХ НАГРУЗКАХ

Петров Марк Григорьевич (admin@viam.ru)2 к.т.н., Двирная Елена Вячеславовна (admin@viam.ru)1, Корниенко Герман Викторович (admin@viam.ru)1, Старцев Олег Владимирович (admin@viam.ru)1 д.т.н.

М. G. Petrov2, E. V. Dvirnaya1, G. V. Kornienko1, O. V. Startsev1 1НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, ГЦКИ, Геленджик, Россия 2ФАУ «Сибирский научно-исследовательский институт авиации им. С. А. Чаплыгина», Новосибирск, Россия

Аннотация: Исследование прочности углепластика выполнено на основе кинетического подхода к разрушению. Прочностные свойства материала оцениваются с помощью таких методов испытаний, которые раскрывают суть происходящих в нём внутренних термодинамических процессов.

Annotation: The strength of carbon fiber was studied on the basis of a kinetic approach to fracture. The strength properties of a material are evaluated using test methods that reveal the essence of the internal thermodynamic processes occurring in it.

Реферат: Рассматриваются методы испытаний на растяжение – сжатие образцов углепластика, из результатов которых определяются как прочностные, так и реологические свойства композита. Выявляются различия в его разрушении при растяжении и сжатии, а также области нагрузок, определяющие усталостную долговечность. Представление результатов усталостных испытаний основывается на связи неупругости материала со временем его разрушения, являющегося единой мерой прочности при любом характере нагружения. Силовые зависимости
энергии активации разрушения, как и в металлических сплавах, служат основой прогнозирования долговечности композитов в условиях переменных нагрузок и температуры.

Ключевые слова: прочность, долговечность, неупругость, разрушение Keywords: strength, durability, inelasticity, fracturing

Введение. Приоритетной задачей материаловедения авиационного назначения является разработка и совершенствование новых материалов, позволяющих повысить ресурс и эксплуатационную долговечность конструкций на основе композиционных материалов [1,2]. Использование полимерных материалов в различных областях, в том числе авиационной, сопровождается изменением их свойств и старением [3-5]. Полимерные материалы со временем становятся менее стабильными под воздействием различных факторов, таких как тепло, влага, механические воздействия и др. Сложность прогнозирования срока службы полимерных материалов связана с отсутствием прямой связи между элементарными атомными процессами, происходящими в ходе эксплуатации, и макроскопическими свойствами твердого тела [6]. Основные подходы к определению долговечности материалов И прогнозированию ИХ срока службы основываются на изучении процесса разрушения нагруженных твердых тел [7-10]. В настоящее время существует две теории о физико-химических процессах разрушения, позволяющих приблизиться к решению задачи прогнозирования. Теория предельных состояний направлена на определение границ перехода от целого материала к разрушенному. Однако изучение процесса ползучести показывает растянутое во времени разрушение в соответствии с приложенной нагрузкой. В связи с этим, было неизбежно возникновение кинетической теории разрушения, которая учитывает накопление пластической деформации вследствие изменения внутренних состояний материала с начала приложения нагрузки [11].

обширная Прочность материалов область знаний, исследованиями в которой занимаются разные группы специалистов. Материаловеды изучают структуру материалов, eë связывая характеристики с технологическим процессом получения материала и его прочностными свойствами. Механики, рассматривая только внешнюю сторону процесса разрушения, ищут и находят способы расчёта долговечности материалов в тех или иных условиях нагружения. Физики изучают именно то, что происходит внутри материала, стараясь понять природу происходящих событий и процессов.

Наше исследование основывается на представлениях о разрушении и деформировании материалов как физических процессах [12]. Расчёты долговечности материалов в общем случае должны, видимо, выполняться на основе объединения знаний и методов физики, механики и физического материаловедения. Это, в свою очередь, влечёт и соответствующие методы испытаний, позволяющие получить требуемую для подобных задач информацию.

Разрушение рассматривается как кинетический процесс течения материала и накопления в нём повреждений в виде несплошностей (микротрещин, пор и т.п.), достижение пороговой концентрации которых приводит к переходу процесса на следующий структурный уровень образование макротрещин, расслоений и пр. Этот кинетический процесс характеризуется скоростью, определяющейся температурой и напряжениями. Кинетика разрушения уже достаточно хорошо изучена на металлах, сплавах, полимерах и композитах [12]. За условную единицу повреждённости материала принимаем величину, изменяющуюся от нуля до единицы. При достижении интеграла от скорости разрушения по времени этого значения повреждённости наступает макроразрушение материала. Данный подход, именуемый кинетической концепцией прочности (ККП) и применённый к анализу разрушения углепластика, показал свои преимущества и перспективность [13, 14].

Изучение кинетики разрушения твёрдых тел показало, что во многих случаях выполняется следующая зависимость долговечности τ от абсолютной температуры T и напряжений σ

$$\tau = \tau_0 \exp\left(\frac{U_0 - \gamma\sigma}{RT}\right),\tag{1}$$

называемая формулой Журкова. Здесь U_0 — начальная энергия активации разрушения (ЭАР), γ — структурно-чувствительный коэффициент (активационный объём), R — универсальная газовая постоянная, τ_0 — усреднённый период тепловых колебаний атомов в твёрдом теле, обратную величину которого называют характерной дебаевской частотой [12].

Скорость разрушения при напряжениях, изменяющихся во времени, определим как обратную величину долговечности

$$\dot{\omega} = v_0 \exp\left(-\frac{U_0 - \gamma \sigma(t)}{RT}\right),\tag{2}$$

где $v_0 = 1/\tau_0$ означает эффективную частоту попыток преодоления атомами энергетического барьера. Выражение, стоящее в числителе дроби под экспонентой в (1), называют силовой зависимостью ЭАР. Результаты испытаний материалов в структурно-стабильном состоянии показывают её линейную зависимость от напряжений. В противном случае требуется изучение отклонений от этой зависимости, то есть изменения γ во времени.

Методы испытаний. Вместо стандартных испытаний «на прочность» с монотонно нарастающими нагрузками нагружение осуществляется ступенчато нарастающими циклическими нагрузками. На

каждой ступени выполняется несколько повторяющихся циклов и вычисляется величина раскрытия петель неупругости.

Испытывались корсетные образцы с размерами 150×28 мм в соответствии с методикой, описанной в работе [14]. Нагружение выполнялось ступенчато нарастающей амплитудой с шагом 10 МПа до амплитуды 620 МПа при средних напряжениях цикла, равных нулю. Если блок образец выдерживал такой нагружения, блоки нагружения повторялись. На рисунке 1 показан результат испытаний одного из образцов, разрушившегося во втором блоке нагружения, но при меньшей амплитуде. Нагружение осуществлялось с частотой 0,5 Гц, а усилия и перемещения на длине рабочей части образцов оцифровывались с частотой 50 Гц. Из шести испытанных образцов два разрушились во втором и третьем блоках, остальные в первом блоке нагружения.



Рис. 1. Результат испытаний образца углепластика ступенчато нарастающими амплитудами нагружения. Звёздочками отмечен момент времени окончательного разрушения образца

Чтобы оценить прочность материала, нужно привести время его разрушения к какому-либо значению напряжений, например, максимальному. Численно интегрируя выражение (2) по временным шагам, приравниваем результат ($\omega = 1$) к такому же событию, происходящему за эквивалентное время разрушения τ_{eq} , например, при

максимальных напряжениях, которые кратковременно выдержал образец материала, но если бы они действовали постоянно,

$$\int_{0}^{t_{*}} \dot{\omega}(t,\sigma) dt = \tau_{eq} \nu_{0} \exp\left(-\frac{U_{0} - \gamma |\sigma_{\max}|}{RT}\right).$$
(3)

Здесь t₀ — момент времени макроразрушения образца. В формулу (3) следует подставлять абсолютное значение напряжений, так как разрушение происходит при сжатии, показывая те же закономерности процесса, как при растяжении. При разрушении от сжатия повреждения от растягивающих напряжений, действующих относительно кратковременно, можно не учитывать.

Одновременно в этих испытаниях определяются неупругие деформации образцов. Результатом является амплитудная зависимость раскрытия петель неупругости, которая характеризует области амплитуд нагружения, связанные с появлением локальных пластических деформаций в материале, сопровождающих образование и развитие усталостных повреждений. Различие неупругих деформаций В материале при нагрузках свидетельствует растягивающих И сжимающих 0 соответствующем различии в свойствах композита. Для вычисления ширины петли неупругости её средняя часть аппроксимируется кривыми второго порядка и определяется максимум раскрытия петли по методике, изложенной в статье [14].

Скорость пластических деформаций, как общей, так и локальных, описывается выражениями, подобными (2):

$$\dot{\varepsilon}_{p} = \varepsilon_{*} v_{0} \exp\left(-\frac{Q_{0} - \alpha \sigma(t)}{RT}\right), \qquad (4)$$

указывающими на тесную связь с разрушением [15]. Начальная энергия активации процесса пластического течения материала Q_0 и активационный объём α определяют кинетику течения в зависимости от внутренних

напряжений и вида напряжённо-деформированного состояния и могут совпадать со значениями U_0 и γ . Множитель ε_0 характеризует соотношение процессов пластического течения и разрушения. Он равен произведению вкладов различных механизмов массопереноса в общую деформацию твёрдого тела и зависит от энтропии активации ΔS [16]. Произведение скорости пластической деформации (4) и времени разрушения (1) даёт остаточную деформацию, которая имеет примерно одно и то же значение в случае стабильной структуры материала [15]. При усталостном разрушении активационные объёмы γ и α в (3) и (4) определяют уровень внутренних напряжений, воспроизводя в расчётах кинетику локальных процессов деформирования и разрушения структурно-неоднородной среды [15].

Анализ и представление результатов испытаний. Выполняется термоактивационный анализ нагружения с циклически нарастающими напряжениями, и строятся силовые зависимости ЭАР. Для этого зависимость напряжений от времени при нагружении интерпретируется как зависимость скорости разрушения от напряжений и температуры и приводится к единой мере — времени разрушения, пересчитываемому для максимального, например, уровня напряжений, которые кратковременно выдержал материал. По силовой зависимости ЭАР можно пересчитать прочность материала (то есть его долговечность) на другие температурносиловые условия нагружения. Ha рисунке 2 приведён результат термоактивационного анализа шести испытанных образцов по программе, изображённой на рисунке 1, показывающий разделение образцов по прочности на две группы.

Значение начальной ЭАР $U_0 = 155,3$ кДж/моль было принято на основании результатов испытаний других марок углепластика, показавших

такой же результат [13, 14]. Обработка экспериментальных данных, представленная на рисунке, выполнена в двух вариантах.

Если вычислять τ_{eq} по формуле (3) для максимальных значений напряжений, полагая их действующими постоянно, получим разброс ЭАР по напряжениям при незначительной разнице во времени. Вычисляя же время разрушения для некоторого меньшего значения напряжений (например, 500 МПа), получаем разброс по времени. То есть, — прямое сравнение прочности образцов — по времени разрушения. Значения ЭАР в обоих случаях будут располагаться на тех же прямых $U(\sigma)$. Для определения значения начальной ЭАР требуется больший диапазон напряжений, и нужно, следовательно, увеличивать диапазон температуры испытаний ИЛИ длительности нагружения. Изменения В силовой зависимости ЭАР показывают, как изменилась прочность материала в связи различного рода воздействиями, например, климатическими [14].



Рис. 2. Силовые зависимости ЭАР образцов при циклическом нагружении со ступенчато нарастающей амплитудой: 1 и 2 — две группы образцов, отличающиеся по прочности, 3 — общая зависимость для всех образцов

По амплитудной зависимости неупругости материала выбирались режимы усталостных испытаний, относящиеся к первой ветви кривой усталости, начиная от предела выносливости. На рис. 3 показана амплитудная зависимость раскрытия петли неупругости одного из

образцов. Стрелкой на рисунке показана амплитуда появления в материале неупругости гистерезисного типа (σ_{a0}), связанной с локальными пластическими деформациями в материале и усталостным разрушением. Подобные зависимости для углепластиков были получены и при растягивающих нагрузках [17].



Рис. 3. Амплитудная зависимость раскрытия петли неупругости образца при циклическом нагружении со ступенчато нарастающей амплитудой: 1 — амплитудно-независимое внутреннее трение, 2 — суммарная зависимость с добавлением неупругости гистерезисного типа

Для каждого из шести испытанных образцов были определены амплитуды появления пластического гистерезиса, которые находились в интервале от 68 до 236 МПа. Следующий прирост неупругости, отмеченный стрелкой (σ_{a1}), приходился на интервал от 305 до 437 МПа. Поэтому для усталостных испытаний был выбран диапазон амплитуд нагружения σ_a от 250 до 310 МПА: 250, 270, 290 и 310 МПа.

Предел выносливости определяется по амплитудной зависимости повреждённости материала за цикл нагружения для данной частоты и температуры испытаний. Для других марок углепластика выявлены и другие ветви кривых усталости, связанные с образованием и развитием усталостных повреждений в других локальных объёмах материала в соответствии с его структурной неоднородностью [17, 18]. То есть, общая кривая усталость является огибающей кривых, каждая из которых относится к локальным процессам разрушения материала ввиду его структурной неоднородности. В этом проявляется аналогия разрушения материала и конструкций [19].

В результате кривые усталости, отражающие структурную неоднородность материала, изображаются для данных условий испытаний совокупностью обратно пропорциональных зависимостей долговечности от разности амплитуд нагружения и появления локальных пластических деформаций В соответствующих объёмах материала. Поэтому В экспериментальных данных периодически обнаруживаются разрывы в кривых выносливости. На рис. 4 изображена первая ветвь кривой усталости, описываемая формулой

$$N=1/[K_d(\sigma_a-\sigma_{a0})].$$

Здесь $K_d = d(1/N)/d\sigma_a$ — коэффициент, вычисленный по средним логарифмическим значениям выносливости для каждой амплитуды нагружения. Данное представление кривых выносливости является формальным описанием экспериментальных данных для частного случая, хотя и отражает физические закономерности усталостного разрушения. Им можно пользоваться для сравнения усталостной прочности материала до и после, например, климатических воздействий, при тех же, разумеется, условиях испытаний.

Физико-механические испытания, прочность и надежность современных конструкционных и функциональных материалов



Рис. 4. Кривая выносливости образцов углепластика при симметричном цикле нагружения. Стрелкой показан предел усталости (239,5 МПа)

Фиксируя в экспериментах тот или иной параметр цикла нагружения, получаем серию кривых для каждого значения фиксируемого параметра. Каждая серия таких кривых, будучи умноженной на ряд значений частоты температуры испытаний, даёт И множество экспериментальных кривых, не решающих задачу прогнозирования долговечности материала. Для решения этой задачи и применяются математические модели, построенные на уравнениях физической кинетики [17, 20]. Усталостные данные необходимы только для параметрической идентификации математических моделей и нужны только для проверки расчёта. При ЭТОМ режимы нагружения выбираются метода ПО амплитудной зависимости неупругости.

Асимметрия нагружения характеризуется более корректной и понятной величиной — показателем асимметрии $a = \sigma_m / \sigma_a$ [19]. Изменяя при постоянной амплитуде показатель асимметрии OT нуля В положительную или отрицательную сторону, становятся видны принципиальные различия в разрушении композита при растягивающих и сжимающих нагрузках как различных материалов. На рисунке 5 приведена зависимость выносливости корсетных образцов из углепластика АСМ 102С200Т толщиной 2,5 мм саржевого плетения от средних напряжений цикла, полученная в пробном эксперименте в ходе исследования этого композита в работе [17].



Рис. 5. Зависимость выносливости образцов углепластика от средних напряжений цикла при амплитуде нагружения 180 МПа и частоте нагружения 40 Гц. Стрелкой отмечена выносливость образца, не доведённого до окончательного разрушения

Наблюдаются такие же закономерности в разрушении, как и металлических сплавов: при растяжении — линейная зависимость логарифма выносливости от средних напряжений цикла. При сжатии композит ведёт себя как металл при растяжении, но это уже иная зависимость, и переход от преобладания сжимающих напряжений к преобладанию растягивающих требует специального изучения.

Заключение. Применение кинетического подхода к прочности материалов и соответствующих методов испытаний дают информацию об их прочностных характеристиках, отсутствующую при стандартных методах испытаний. А методы обработки получаемой информации дают представление о внутренних процессах, происходящих в материалах под нагрузкой и эти характеристики определяющих.

Финансирование работы. Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-19-00009, https://rscf.ru/project/24-19-00009/.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

 Малая Е. В., Саввин А. И. Композиционные материалы в современной авиации //Актуальные исследования. – 2022. – №. 49. – С. 128.

2. Колобков А. С. Полимерные композиционные материалы для различных конструкций авиационной техники (обзор) //Труды ВИАМ. – 2020. – №. 6-7 (89). – С. 38-44. Ст. 05. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 22.01.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-67-38-44

3. Раскутин А. Е. Российские полимерные композиционные материалы нового поколения, их освоение и внедрение в перспективных разрабатываемых конструкциях //Авиационные материалы и технологии. – 2017. – №. S. – С. 349-367. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-349-367

4. Б., E. Лаптев Α. Николаев B., Колпачков E. Д. Термодинамические характеристики старения полимерных материалов В условиях реальной композиционных эксплуатации //Авиационные материалы и технологии. – 2018. – №. 3 (52). – С. 80-88. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-3-80-88

5. Старцев В. О., Валевин Е. О., Гуляев А. И. Влияние старения поверхности полимерных композиционных материалов на их механические свойства //Труды ВИАМ. – 2020. – №. 8 (90). – С. 64-76. Ст. 07. URL: http://www.viam-works.ru (дата обращения: 30.01.2025). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-8-64-76

6. Regel' V. R. Kinetic theory of strength as a scientific basis for predicting the lifetime of polymers under load //Polymer Mechanics. $-1971. - T. 7. - N_{\odot}. 1. - C. 82-93.$

7. Черникова Т. М., Иванов В. В., Михайлова Е. А. О кинетике разрушения материалов при их растяжении //Вестник Кузбасского государственного технического университета. – 2005. – №. 2. – С. 75-77.

8. Perveitalov O. G. et al. Calculation of durability and fatigue life parameters of structural alloys using a multilevel model of acoustic emission pulse flow //Metals. -2022. -T. 13. $-N_{\odot}$. 1. -C. 4. DOI: 10.3390/met13010004

9. Михайлова Е. А. Контроль процесса разрушения композиционных материалов на основе изменения частоты импульсного электромагнитного излучения при нагружении //Ползуновский вестник. – 2010. – №. 2. – С. 78-81.

10. Еренков О. Ю. КОНТРОЛЬ ПРОЦЕССА РАЗВИТИЯ
ДЕФЕКТОВ И РАЗРУШЕНИЯ СТЕКЛОПЛАСТИКАМЕТОДОМ
АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ //Ученые заметки ТОГУ. – 2018. – Т. 9. –
№ 2. – С. 610-617.

11. Gusev E. L., Bakulin V. N. Application of Modern Provisions of the Kinetic Theory of Strength for the Development of Generalized Models of Durability of Composites //Recent Developments in High-Speed Transport: Selected Contributions from International Conference on High-Speed Transport Development 2022. – Singapore: Springer Nature Singapore, 2023. – C. 219-227. DOI: 10.1007/978-981-19-9010-6_19

12. Петров В. А., Башкарев А. Я., Веттегрень В. И. Физические основы прогнозирования долговечности конструкционных материалов. — СПб.: Политехника, 1993. — 475 с.

 Петров М. Г., член-корреспондент РАН Лебедев М. П., Старцев
 О. В., Копырин М. М. Влияние низких температур и влаги на прочностные свойства углепластика // Доклады РАН. Химия, науки о материалах. — 2021. — Т. 500. — С. 62–68.

14. Petrov M. G., Startsev O. V., Lebedev M. P., Kopyrin M. M., Salnikov V.G. Strength Characteristics of Carbon Fiber Reinforced Plastic in Shear and Cyclic Extension – Compression after 7 Years of Climate Exposure // Universal Journal of Carbon Research. — 2024. — V. 2, Issue 1. — P. 1–13. DOI: 10.37256/ujcr.2120244131.

15. Степанов В. А., Песчанская Н. Н., Шпейзман В. В. Прочность и релаксационные явления в твёрдых телах. — Л.: Наука, 1984. — 248 с.

16. Свелин Р. А. Термодинамика твёрдого состояния / Пер. с англ.
 — М.: Металлургия, 1968. — 316 с.

17. Петров М. Г. Долговечность и неупругость композиционных материалов // Композиты и наноструктуры. — 2024. — Т. 16, вып. 2. — С. 121–134.

18. Лебедев М. П., Петров М. Г., Старцев О. В. Эффекты влияния экстремально холодного и тёплого влажного климата на циклическую прочность и долговечность углепластиков / Материалы VIII Всероссийской конференции «Климат-2023: современные подходы к оценке воздействия внешних факторов на материалы и сложные технические системы», Москва, 29 сентября 2023 г. [Электронный ресурс]. — М.: НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, 2023. — С. 7–14,

Сопротивление усталости элементов конструкций / А.З
 Воробьёв, Б. И. Олькин, В. Н. Стебенев и др. — М.: Машиностроение,
 1990. — 240 с.

20. Petrov M. Fracturing of Solids as a Thermodynamic Process / Alloys. — 2023. — 2, P. — 122–139. DOI: 10.3390/alloys2030009.

УДК 539.3:620.17:678.017 ПРИМЕНЕНИЕ ДИФФУЗИОННОЙ МОДЕЛИ ПРИ АНАЛИЗЕ ИЗМЕНЕНИЯ МОДУЛЯ СДВИГА УГЛЕПЛАСТИКА В УСЛОВИЯХ РАЗЛИЧНОГО КОНДИЦИОНИРОВАНИЯ

¹Корниенко Г.В., ¹Старцев О.В. ¹НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, Москва, 105005, Россия E-mail: <u>admin@viam.ru</u>

Аннотация: В данной работе были исследованы изменения модуля сдвига (G_{12}) и массы углепластика с разными защитными покрытиями после 8 и 13 лет экспозиции, при различном кондиционировании. Для аппроксимации изменения показателя G_{12} во время сушки и увлажнения были использованы второй закон Фика и его модификация, модель Ленгмюра. Был проведен анализ достоверности применения двух моделей. А также была проанализирована зависимость G_{12} от влагосодержания в ходе процессов сорбции и десорбции. Среднее значение коэффициента детерминированности приведенной эмпирической модели составило 0,86.

Ключевые слова: Модуль сдвига в плоскости листа, влагосодержание, пластификация, углепластик, моделирование.

APPLICATION OF THE DIFFUSION MODEL IN THE ANALYSIS OF CHANGES IN THE CFRP SHEAR MODULUS DURING THE DRYING AND MOISTURIZING CYCLE

¹Kornienko G.V., ¹Startsev O.V. ¹NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, Moscow, 105005, Russia E-mail: <u>admin@viam.ru</u>

Annotation: In this paper, carbon fiber reinforced plastic with different protective coatings was studied after 8 and 13 years of exposure. Mass and shear modulus (G_{12}) changes were being determined during the processes of humidification and drying. Fick's second law and the Langmuir model were

used to approximate the dependence of the ΔG_{12} on time. The convergence of using of the two models was analyzed. Furthermore the dependence of G_{12} on moisture content during sorption and desorption processes was analyzed. The average coefficient of determination of the empirical model is 0,86.

Ключевые слова: In plane shear modulus, moisture content, plasticization, carbon fiber reinforced plastic, modeling.

Введение

В современном мире углепластики (УП) находят широкое различных отраслях, таких применение В как машиностроение, авиастроение, судостроение и т.д. В настоящее время важной задачей является разработка и изучение свойств новых УП. При старении композиционных материалов (ПКМ) в полимерных них протекает приводящих свойств. множество процессов, к снижению ИХ Разносторонние исследование процессов воздействия различных внешних факторов на структуру и состояние ПКМ занимает большую часть в изучении современных материалов [1].

При эксплуатации материалов из УП неизбежно влияние влаги. Данный фактор вызывает, как обратимые изменения свойств, связанные с пластификации, процессами релаксации И так И необратимые. инициируемые процессами гидролиза и доотверждения. В обоих случаях неизбежное наблюдается изменение физических, механических И термомеханических свойств ПКМ. Изучение изменения данных характеристик при различном воздействии влаги позволяет детально изучить протекаемые процессы и глубже разобраться во вкладе данного фактора в старение ПКМ. В связи с высокой практической ценностью информации об эффектах, вызываемых влагой, на механические свойства ПКМ, в настоящий момент данное направление в изучении свойств ПКМ является одним из наиболее приоритетных [2].

Таким образом, в работе [3] приведены результаты изменения комплекса механических свойств при увлажнении и сушке образцов углепластика ВКУ-25. При влагосодержании (w) равном 0,8-0,9 % наблюдалось снижение относительной прочности при сжатии на 7 %, при изгибе — на 10 % и при межслойном сдвиге — на 13 %. Аналогичные испытания были проведены для образцов ПКМ, изготовленных на основе волокна Кевлар-49 и эпоксидной смолы [4]. Авторы отмечают, что при поглощении 1 % влаги прочность при сжатии, изгибе и межслойном сдвиге упали всего на 5, 2 и 4 % соответственно.

В работе [5] описаны испытания ПКМ на основе эпоксидной смолы E-51, армированной базальтовыми волокнами и стекловолокнами. За 90 дней погружения в морской воде, образцы набрали 0,42 и 0,37 % влаги соответственно. При этом прочность при растяжении упала на 27 и 24 %, а прочность при изгибе упала на 42 и 34 % для базальтопластика (БП) и стеклопластика (СП).

В большинстве представленных выше работ приводятся зависимости механических характеристик композитов от времени погружения в воду или атмосферу повышенной влажности. Зависимость же механических свойств от w формальны и построены на эмпирических соотношениях. Если из многих вариантов влияния влаги на ПКМ выбрать в качестве главного варианта модель, по которой при малых деформациях ПКМ следует закону Гука, а при сорбции влаги происходит пластификация связующего, вызывающая уменьшение межмолекулярного взаимодействия и модулей упругости, то можно использовать математический формализм Фиковского влагопереноса.

В нашей работе в качестве механической характеристики был выбран модуль сдвига в плоскости листа (G₁₂), который при малых

деформациях зависит от модуля сдвига полимерной матрицы, снижающегося при пластификации влагой. Главным преимуществом определения данной механической характеристики является возможность испытывать одни и те же образцы без разрушения [6], что особенно ценно при испытании ПКМ, склонных демонстрировать непостоянство свойств от образца к образцу. Влага диффундирует в объем пластины ПКМ по 2 закону Фика (или его разновидности закону Ленгмюра), следовательно, изменение модуля сдвига можно моделировать похожим законом Фика.

При детальном изучении обратимых эффектов влияния влаги из разных вариантов ПКМ наилучшим является тот материал, в котором у связующего достигнута структурная стабилизация и слабо выражены химические превращения. А именно УП после нескольких лет пребывания в открытых климатических условиях является наиболее подходящим вариантом для исследований [6].

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

Материалы и методы

В качестве объекта исследования были выбраны пластины УП из препрега КМКУ-2м.120, на основе эпоксидного связующее. Пластины толщиной 3,3 мм состояли из 23 слоев с укладкой [0,90]. Все образцы были покрыты грунтовкой ЭП-0104, а также двумя вариантами эмалей: ВЭ-46 (фторэпоксидная) или AC-1115 (акриловая) различных цветов (таблица 1).

Пластины углепластика прошли длительную экспозицию на открытой площадке в г. Геленджик. Для каждой серии из плиты были вырезаны квадратные образцы со стороной 100х100 (образцы 1-2) и 50х50 (образцы 3-5).

Таблица 1

Шифр плиты УП	Срок экспозиции	Марка ЛКП	Цвет ЛКП	Средняя толщина, мм
Γ1	13 лет	ВЭ-46	Светло-серый	3,31
Г2	8 лет	ВЭ-46	Серо-голубой	3,18
Г3	8 лет	ВЭ-46	Изумрудный	3,54
Г4	13 лет	ВЭ-46	Голубой	3,70
Г5	13 лет	ВЭ-46	Темно-зеленый	3,25
Г6	8 лет	ВЭ-46	Красный	3,25
Γ7	13 лет	AC-1115	Оранжевый	3,38
Г8	8 лет	AC-1115	Желтый	2,92
Г9	8 лет	AC-1115	Синий	3,56

Плиты углепластика КМКУ-2м.120, исследованные в работе

Прежде всего образцы были подвержены сушке при 60 °С над прокаленным силикагелем в эксикаторах. Далее образцы выдерживали над поверхностью воды в эксикаторах при относительной влажности воздуха φ = 98 ± 2 %, также при T = 60 °C. Массы образцов измерялись с погрешностью 0,1 мг на аналитических весах. Относительное влагосодержание определяли по следующей формуле:

$$w = \frac{m(t) - m(0)}{m(0)} * 100\%,$$

где m(t) – масса материала в процессе кондиционирования, г, m(0) – минимальная масса образца в процессе сушки, г.

Параллельно с этим измеряли показатель G_{12} , в соответствии с стандартной методикой, с помощью метода кручения [7] (рис. 1). При этом получали график деформации, на начальном участке которого определяли показатель G_{12} . На каждом образце нагружение проводили по двум осям с каждой стороны. На полученных графиках определяли значения нагрузки F_1 и F_2 при величинах деформаций γ_1 и γ_2 , используя которые находили G_{12} по формулам:

$$G_{12} = \frac{0.75\Delta a' a'' K}{1000h^3},$$
$$\Delta = \frac{F_1 - F_2}{\gamma_1 - \gamma_2},$$

где a', a" — среднее значение стороны образца, мм; h – среднее значение толщины, мм; К — поправочный коэффициент; γ_1 , γ_2 — значения деформации на начальном этапе; F_1 , F_2 — соответствующие данной деформации нагрузки, Н.

По среднему значению G_{12} , измеренному по всем осям всех образцов из серии считали относительное изменение модуля сдвига в плоскости листа $\Delta G_{12}(t)$ по формуле, аналогичной относительному изменению массы:

$$\Delta G_{12}(t) = \frac{G_{12}(t) - G_{12}(0)}{G_{12}(0)} * 100 \%,$$

Где $G_{12}(t)$ – модуль сдвига в плоскости листа материала в процессе кондиционирования, ГПа, $G_{12}(0)$ – минимальное значение модуля сдвига в плоскости листа материала в процессе сушки, ГПа.



Рис. 1. Образец ГЗ.1 в условиях нагружения во время испытаний

Результаты, моделирование и обсуждение

Используя диффузионное моделирование, можно соотнести водопоглощение с экспериментальными данными, показывающими, как

положение воды в материале вызывает изменения сдвиговых свойств. Таким образом зависимость $\Delta G_{12}(t)$ было решено аппроксимировать, используя второй закон Фика [8] (рис. 2).

$$\Delta G_{12}(t) = \Delta G_{12}(0)(1 - 8SUM_n)$$

$$SUM_n = \sum_{i=0}^{N-1} \frac{exp[-n^2dt]}{n^2};$$

$$d = D/R^2; n = \pi(2i+1); i = [0..N-1]$$

$$R = (50,100),$$
(1)

Где $\Delta G_{12}(0)$ – предельное значение ΔG_{12} , %; D – коэффициент диффузии, мм²/сут.; R – сторона образца, мм.

А также дополнительно было исследовано применение модели Ленгмюра (рис. 3) [9].

$$\Delta G_{12}(t) = \frac{\beta}{\gamma + \beta} \Delta G_{12}(t) + \Delta G_{12}(0) \left(1 - \frac{\gamma}{\gamma + \beta} exp[-\beta t] - \frac{\beta}{\gamma + \beta} \right)$$
(2)
$$\Delta G_{12}(t) = \Delta G_{12}(0) (1 - 8SUM_n)$$

где β - вероятность в единицу времени превращения связанной воды в мобильную, 1/сут.; γ - вероятность в единицу времени превращения мобильной воды в связанную, 1/сут.

Применение данной модели предполагает, что существуют различные стадии влажности, включающие как свободную, так и связанную воду. Начальная стадия диффузионного механизма – это в первую очередь диффузия свободной воды через полимерную матрицу, а вторая стадия — это переходная область, где вода все больше связывается на границе волокна и матрицы.



Рис. 2. Моделирование изменения показателя G₁₂ с помощью модели (1) для плит Г4, Г5, Г6 со стороной 100 мм (*a*) и с помощью модели (2) для плит Г1, Г2, Г3 со стороной 50 мм (*б*). Обозначение точками – экспериментально полученные данные, обозначение сплошными линиями – результаты моделирования.



Рис. 3. Моделирование изменения показателя G12 для образцов Г9.1-5 со стороной 50 и 100 мм с помощью модели (1) (а) и с помощью модели (2) (б). Обозначение точками – экспериментально полученные данные, обозначение сплошными линиями – результаты моделирования.

Таблица 2

Плита	Сторона, мм	$\Delta G_{12}(0)$	$\Delta G_{12}(0)d$	pq	$\Delta G_{12}(0)s$	Ds	SME	\mathbf{R}^2
L1	100	-12,0	-11,7	1864	-17,3	14171	66,8	06'0
Г	50	-8,0	-11,9	1301	-20,6	374	272,6	0,80
Γ2	100	-9,0	-9,3	1511	-18,1	10781	68,7	0,92
Γ2	50	-2,5	-7,6	1931	-23,4	192	269,5	0,84
Γ3	100	-3,3	-195,0	3,9	-11,8	7787	63,9	0,81
Γ3	50	-9,8	-13,0	1287	-21,6	632	290,0	0,81
Γ4	100	-3,8	-3,0	2060	-12,1	6304	58,2	0,84
Γ4	50	6'6-	-12,5	5108	-23,1	537	260,4	0,84
Γ5	100	-7,7	-8,6	2571	-11,9	6298	50,7	0,88
Γ5	50	-8,7	-12,7	1236	-25,9	128	321,1	0,78
Γ6	100	-1,8	1237	0,04	-11,7	7877	136,1	0,66
Γ6	50	-6,9	-8,6	1801	-35,2	69	237,6	0,84
Γ7	100	-7,2	-7,0	2401	-15,4	7458	145,6	0,78
Γ7	50	-7,9	-8,9	2630	-31,3	161	294,0	0,86
Γ8	100	-8,9	-9,6	4569	-15,3	13670	38,7	0,94
Γ8	50	-3,6	-451	0,2	-22,2	116	370,1	0,54
$\Gamma 9$	100	-3,7	-621	1,4	-12,0	10076	91,6	0,76
Γ9	50	-14,8	-15,7	245	-17,8	2119	628	0,52

Результаты применения модели (1) к зависимости ΔG12 от времени

Здесь $\Delta G_{12}(0)$ – исходное предельное значение ΔG_{12} , %; $\Delta G_{12}(0)$ d и $\Delta G_{12}(0)$ s – предельные значения ΔG_{12} на стадии предварительной сушки и на стадии увлажнения, %; Dd и Ds – коэффициент «диффузии» на стадии предварительной сушки и на стадии увлажнения, мм²/сут; SME – невязка модели; R² – коэффициент детерминированности модели.

В таблице 3, помимо описанных выше параметров моделирования, также присутствуют коэффициенты β и γ из модели (2).

На стадии предварительной сушки используется только модель (1), а на стадии увлажнения было решено сравнить модели (1) и (2). В качестве характерного размера моделей R взяты размеры стороны образцов (50 или 100 мм). Результаты моделирования, используя модель (1) представлена в таблице 2, а для модели (2) – в таблице 3. Из полученных данных видно, что при использовании модели (2) среднее значение R² по всем образцам

больше на 0,1, а сумма SME в 2,35 раза меньше, чем для модели (1), что показывает бОльшую сходимость модели (2) с экспериментальными данными.

Таблица 3

Плита	Сторона, мм	$\Delta G_{12}(0)$	∆G ₁₂ (0)d	Dd	$\Delta G_{12}(0)s$	Ds	β	γ	SME	\mathbb{R}^2
Γ1	100	-11,97	-11,4	10923	-16,9	14020	4008,7	106900	49,5	0,93
Γ1	50	-8,05	-11,9	1302	-83,2	12,03	39,1	5,12	124,9	0,91
$\Gamma 2$	100	-9,01	-8,9	10076	-19,6	18651	0,13	0,06	36,6	0,95
$\Gamma 2$	50	-2,51	-7,6	1931	-67,3	18	1,19	0,15	193,9	0,88
Γ3	100	-4,00	-3,3	2807	-14,0	620	12411	15811	26,3	0,92
Γ3	50	-9,83	-13,0	5131	-7463,8	0,12	771	1,15	96,7	0,94
Γ4	100	-3,80	-3,2	1178	-14,3	749	8378	7865	18,8	0,95
Γ4	50	-9,90	-12,5	5108	-61,7	23	29,2	6,28	115,7	0,93
Γ5	100	-7,67	-8,5	3001	-13,4	12097	0,11	0, 10	27,8	0,93
Γ5	50	-8,68	-12,7	1478	-23956	0,04	9915	3,30	118,1	0,91
Γ6	100	-1,81	1237,4	0,0	-13,6	14003	0,09	0,07	106,3	0,73
Γ6	50	-6,90	-8,6	1801	-72,8	17	8,32	0,78	81,1	0,93
Γ7	100	-7,18	-7,1	2027	-16,8	17603	0,11	0,08	112,9	0,83
Γ7	50	-7,90	-8,9	2629	-43,8	52	1,48	0,38	97,8	0,94
Γ8	100	-8,92	-9,6	4596	-15,0	13868	2994	122430	18,0	0,97
Γ8	50	-3,64	-451,3	0,2	-30,3	38	1,91	0,57	199,5	0,70
Γ9	100	-3,75	-568,3	1,5	-11,7	7774	11223	39816	80,4	0,79
Γ9	50	-14,81	-15,7	253	-573	3176	0,00	0,03	58,0	0,95

Результаты применения модели (2) к зависимости ΔG12 от времени

Важно отметить, что наибольшая сходимость в случае обеих моделей наблюдается для образцов со стороной 100 мм. При чем при использовании второго закона Фика ошибка модели для образцов со стороной 50 мм в 4 раз больше, чем для образцов со стороной 100 мм. На рисунках 2 и 3 хорошо видно, что на начальном этапе увлажнения, когда ΔG_{12} снижается почти линейно, обе модели демонстрируют высокое соответствие экспериментальным данным, но при дальнейшем увлажнении

(примерно после 20 сут.) более заметные отклонения наблюдаются при использовании модели (1) (рис. 2 (а) и рис. 3 (а)). Это связано с разной скоростью выхода на плато механического показателя G_{12} для образцов разного размера при увлажнении, а также с большей детализированностью модели (2). Для выхода на плато образцов со стороной 100 мм необходимо примерно 51 суток, в то время как для образцов со стороной 50 мм на данном этапе продолжается стадия активного снижения G_{12} .

Как видно из полученных результатов, при моделировании с использованием второго закона Фика параметр $\Delta G_{12}(0)$ s для образцов со стороной 100 мм всегда меньше, чем для образцов со стороной 50 мм и составляет в среднем 40-80%. А для образцов со стороной размером 100 мм параметр Ds, коэффициент диффузии на стадии увлажнения, более чем в 10 раз больше, чем для образцов со стороной 50 мм. Те же параметры для модели Ленгмюра еще больше отличаются для образцов разного размера. При чем, если параметр $\Delta G_{12}(0)$ s отличается на 19-49 %, то коэффициент Ds на 2-3 порядка. Данное явление также связанно с особенностью протекания процессов сорбции и десорбции в образцах разного размера.

Далее было решено проследить зависимость механического показателя G₁₂ от относительного изменения массы при сушке и увлажнении. На рисунке 4 представлены примеры графиков зависимостей двух определяемых показателей для некоторых плит.

Так как временные зависимости и массы влаги и модуля сдвига можно определять с использованием моделей (1 и 2), при исключении из этой системы параметра время можно получить смоделированную зависимость модуля от массы. Однако при таком подходе необходимо учитывать ряд факторов (влияние состава и ориентации слоев ПКМ, дополнительные процессы, протекающие при увлажнении). Потому в данной работе в качестве модели для аппроксимации была взята эмпирическая формула (3) [6]: Физико-механические испытания, прочность и надежность современных конструкционных и функциональных материалов

$$G_{12} = G_{12}(0) - b_1 (1 - exp(-kw)) - b_2 w,$$
(3)

где b_1, b_2 – коэффициенты пластифицирующего воздействия, зависящий от структуры и состава материала, k – скорость релаксации напряжения, вызванная проникшей в образец влагой. Результаты моделирования представлены в таблице 4.



Рис. 4. Применение модели (3) к зависимости G12 от влагосодержания для образцов Г1.1-2 со стороной 100 мм (а), для образцов Г1.3-5 со стороной 50 мм (б)

По полученным результатам можно отметить достаточно высокую сходимость моделирования для образцов разного размера: сумма невязок моделей для каждого образца составила всего 5,87, а среднее значение коэффициента детерминированности модели – 0,86. Практически для всех материалов, за исключением плит Г2 и Г8, параметры модели (3) b₂ для образцов со стороной 100 мм меньше, чем для 50 м, что также может быть обусловлено особенностями процессов сорбции для образцов с разного размера.

При сравнении параметров моделей (1, 2, 3) для образцов с ЛКП разного цвета, на основе различных материалов после 8 и 13 лет экспозиции зависимости параметров моделей от времени экспозиции не выявлено. Причиной этому может служить тот факт, что основные потери

механических свойств приходятся на первые несколько лет старения образцов ПКМ, а дальнейшие изменения менее значительны.

Таблица 4

Плита	Сторона	G ₁₂ (0)	b 1	k	b ₂	SME	R ²
Г1	100	5,03	0,79	17,3	0,11	0,16	0,90
Г1	50	4,91	0,40	10,3	0,32	0,55	0,82
Г2	100	6,27	0,88	21,0	0,22	0,16	0,95
Г2	50	5,39	0,50	3,3	0,26	0,60	0,86
Г3	100	4,46	0,32	18,1	0,13	0,05	0,93
Г3	50	5,18	0,52	22,2	0,29	0,50	0,87
Г4	100	3,72	0,26	14,1	0,13	0,03	0,94
Г4	50	4,38	0,46	13,0	0,26	0,37	0,87
Г5	100	4,87	0,41	28,2	0,20	0,14	0,85
Г5	50	5,32	0,44	20,9	0,40	0,69	0,79
Г6	100	5,95	0,51	32,5	0,32	0,24	0,82
Г6	50	6,15	0,19	28,4	0,90	0,60	0,85
Γ7	100	5,31	0,45	18,8	0,16	0,24	0,87
Γ7	50	5,79	0,53	12,4	0,24	0,36	0,94
Г8	100	5,57	0,89	17,9	0,02	0,17	0,91
Г8	50	4,81	0,12	5,5	0,18	0,56	0,66
Г9	100	4,34	0,42	11,7	0,07	0,14	0,79
Г9	50	4,96	0,63	35,7	0,18	0,33	0,88

Результаты моделирования (3) зависимости G₁₂(w)

Заключения

На примере образцов УП (КМКУ-2м.120) с различными покрытиями (ВЭ-46 и AC-1115) было продемонстрировано применение двух моделей: второго закона Фика (1) и модели Ленгмюра (2) для изменения модуля сдвига в плоскости листа (G₁₂) при увлажнении и сушке.

В первом случае сумма невязок модели (SME) составила 3663, а среднее значение коэффициента детерминированности модели (\mathbb{R}^2) – 0,80, а во втором – 1562 и 0,89 соответственно.

Зависимость механического показателя G_{12} от влагосодержания была представлена линейной моделью (3). Данная модель показала высокую сходимость с экспериментальными значениями: $\Sigma(SME) = 5,87$, R^2 ср. = 0,86.

С помощью изучения результатов аппроксимации моделями (1, 2, 3) были установлены некоторые особенности процессов сорбции и десорбции образцов разного размера. Например, выявлена разная скорость выхода на плато показателя G₁₂ на стадии увлажнения.

При сравнении параметров моделей (1, 2, 3) для образцов после 8 и 13 лет экспозиции зависимости параметров моделей от времени экспозиции не выявлено.

Финансирование работы

Данная работа финансировалась за счет гранта Российского научного фонда № 24-19-00009.

Библиографический список

1. Гуляев И. Н., Павловский К. А. Высокомодульные углепластики для изделий гражданской авиационной техники (обзор) // Труды ВИАМ. 2023. №. 3 (121). Ст. 9. http://www.viam-works.ru (дата обращения 15.05.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-3-95-106.

2. Коваль Т. В., Велигодский И. М., Громова А. А. Исследование пластифицирующего влияния влаги на свойства ПКМ на основе эпоксидного связующего ВСЭ-34 после 5 лет экспозиции в различных климатических зонах // Труды ВИАМ. 2021. №. 9 (103). Ст. 11. http://www.viam-works.ru (дата обращения 05.06.2024). DOI: 10.18577/2307-6046-2021-0-9-105-116.

3. Николаев Е. В., Кириллов В.Н., Скирта А.А., Гращенков Д.В. Исследование закономерностей влагопереноса и разработка стандарта по определению коэффициента диффузии и предельного влагосодержания для оценки механических свойств углепластиков // Авиационные материалы и технологии. 2013. №. 3 (28). Ст. 9.

4. Akay M., Mun S. K. A., Stanley A. Influence of moisture on the thermal and mechanical properties of autoclaved and oven-cured Kevlar-

49/epoxy laminates //Composites science and technology. 1997. Vol. 57. №. 5. P. 565-571. DOI: 10.1016/S0266-3538(97)00017-1.

5. Shetty K., Srihari S., Manjunatha C. M. A survey on the environmental effects on aerospace fibre reinforced plastic composites // Proceedings of 14th ISAMPE national conference on composites (INCCOM-14). India. Hyderabad. 2016. P. 33-41.

6. Старцев О.В., Корниенко Г.В., Гладких А.В., Горбовец М.А. Неразрушающие измерения модуля сдвига в плоскости листа при старении полимерных композиционных материалов // Клеи. Герметики. Технологии. №3, 2024, с.21-30, DOI: 10.31044/1813-7008-2024-0-3-21-30.

 ГОСТ 33843-2016. Композиты полимерные. Метод определения модуля сдвига в плоскости методом кручения. М.: Стандартинформ. 2016.
 11 с.

8. Crank J. The mathematics of diffusion. //Second edition. Clarendon press. Oxford. 1975. 414 p.

9. Yuan Z., Wang C., Jin L., et al. A modified Langmuir model for moisture diffusion in UGFRE of composite insulator considering the composite degradation // Polymers. 2022. Vol. 14. №. 14. P. 2922 DOI:10.3390/polym14142922

УДК 539.4:666.2 НЕКОТОРЫЕ ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ХРУПКИХ КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Вадим Грантович Цверава, к.г.н., Дмитрий Владимирович Алексеев, к.т.н., Александр Васильевич Терехин, Павел Юрьевич Якушкин

Государственный научный центр Российской Федерации. Акционерное общество «Обнинское научно-производственное предприятие «Технология» им. А.Г. Ромашина» (АО «ОНПП «Технология» им. А.Г. Ромашина») (Калужская обл., г. Обнинск, 249031, Россия;

*e-mail: terekhinav@technologiya.ru)

Аннотация: Работа посвящена некоторым особенностям механизма разрушения стеклокерамики на основании использования фрактографического анализа макрорельефа поверхностей излома образцов в зависимости от их механической предыстории и характера нагружения (статика, циклирование).

Ключевые слова: стеклокерамика, разрушение, фрактография, циклирование, зона медленного роста трещины

SOME FEATURES OF DESTRUCTION OF FRAGILE CERAMIC MATERIALS

V. G. Tsverava, D.V. Alekseev, A.V. Terekhin, P.Yu. Yakushkin

Annotation: Work is devoted to some features of the mechanism of destruction of glass ceramics on the basis of use of the fraktografichesky analysis of a macrorelief of surfaces of a break of samples depending on their mechanical background and the nature of loading (a statics, cycling).

Keywords: glass ceramics, destruction, fraktografiya, cycling, zone of slow growth of a crack

Реферат: В работе проведен фрактографический анализ изломов образцов стеклокерамики ОТМ-357 размером 7 х 7 х 60 мм с различной механической предысторией и условиями нагружения. Испытания проходили при нормальных условиях. Нагружение образцов проводилось в процессе трехточечного изгиба сосредоточенной нагрузкой (расстояние между опорами 5 см) с использованием испытательной машины УТС-111 и специализированного программного обеспечения. Циклирование осуществлялось по схеме нагрузка – разгрузка. Размах цикла составлял 0,2 – 52 кгс, скорость нагружения 1,5 мм/мин. Нагрузка 52 кгс составляла около 75 % от средней разрушающей нагрузки для исследуемого материала. Показано, что независимо от условий нагружения и механической предыстории образцов, при их разрушении на несколько фрагментов, зона медленного роста трещины на вторичных фрагментах отсутствует. Она сохраняется только на его конечных фрагментах. Это говорит об отсутствии признаков поэтапности образования вторичных фрагментов и том, что образуются они одновременно, независимо от их количества, лишь на этапе формирования и роста магистральной трещины. При циклировании проявился большой разброс механических свойств образцов, когда, например, из трех образцов два разрушились соответственно на 291 и 311 циклах, а третий выдержал 1000 циклов и был разрушен после отдыха в течение 3 суток, показав прочность 17,1 кгс/мм².

Введение

Одним из средств информации о закономерностях разрушения является изучение морфологии поверхностей разрыва. Давно замечено, что на поверхностях разрушения твердых тел можно различить ряд зон с характерным рельефом — «зеркальную» или гладкую зону, зону с достаточно грубым рельефом в виде веерообразно расходящейся системы выступов и впадин и зону грубых сколов. Гладкая зона имеет обычно очертания, близкие к круговым очертаниям, её поверхность отличается незначительной шероховатостью по сравнению с остальными зонами разрушения [1, 2]. Это область «медленного» роста трещины. Специальными исследованиями установлено, что скорость развития трещины в начале процесса в 10 – 100 миллионов раз меньше, чем в его заключительной фазе [3]. Часто в этой зоне можно обнаружить точку начала разрушения или фокус излома. Поэтому визуальный анализ характера изломов и сегодня сохраняет свое значение [3].

Материалы и методы испытаний

В керамических образцов образцы качестве испытывались радиопрозрачной стеклокерамики из материала ОТМ-357 размером 7 х 7 х 60 мм. Испытания проходили при нормальных условиях и заключались В исследовании особенностей рельефа поверхностей разрушения образцов в зависимости от их механической предыстории и характера нагружения (статика, циклирование). При этом особое внимание случаям, когда разрушение образца происходило уделялось С образованием нескольких крупных фрагментов.

Нагружение образцов проводилось в процессе трехточечного изгиба (расстояние между опорами 50 мм) с использованием испытательной машины УТС-111 и специализированного программного обеспечения. Циклирование осуществлялось по схеме нагрузка – разгрузка при: размах цикла составлял 0,2 – 52 кгс, скорость нагружения 1,5 мм/мин. Нагрузка 52 кгс, составляющая около 75 % от средней разрушающей нагрузки для исследуемого материала, была выбрана в связи с тем, что продолжает оставаться актуальной задача обеспечения работы материалов и конструкций в условиях эксплуатации, близких к предельным.

Результаты и обсуждение

Исследование механических свойств образцов стеклокерамики показало их большой разброс. Так при оценке влияния статической усталости на остаточную прочность (60 минутная выдержка под нагрузкой 50 кгс) были получены следующие результаты (табл. 1).

Таблица 1 – Результаты испытаний образцов на статическую усталость

	Разрушающая нагр	узка (Р) и величина	Предел
Номер образца	перемещения траве	рсы (L) на момент	прочности при
	разрушения образц	а при трехточечном	трехточечном
	изгибе		изгибе
	Р, кгс	L, мм	σ, кгс/мм2
1111-23-024-12	73,6	0,15	15,6
1111-23-024-13	50 кгс разруш. на 45 с		-
1111-23-024-14	50 кгс	разруш. на 22 с	-

Из таблицы 1 следует, что лишь один образец из рассматриваемой партии выдержал нагрузку 50 кгс в течение 60 мин (образец 1111-23-024-12), а затем был разрушен при усилии 73,6 кгс. Остальные образцы эту нагрузку держали менее 1 минуты.

Большой разброс был получен и при циклировании образцов, что следует из анализа таблицы 2.

Таблица 2 – Результаты испытаний образцов на циклостойкость

Номер образца	Разрушающая нагрузка (Р) и величи перемещения траверсы (L) на момент разрушения образца при трехточечно	на м изгибе	Предел прочности при трехточечном изгибе
	Р, кгс	L, мм	σ, кгс/мм2
1111-22-1081-14	49,0 (разруш. на 311 цикле)	-	
1111-22-1081-15	1111-22-1081-15 50,0 (разруш. на 291 цикле) 0,11		
1111-22-1081-16	78,6 (выдержал 1000 циклов)	0,16	17,1

Ниже рассмотрим особенности разрушения образцов из стеклокерамики. Образец 239-01 был разрушен без предварительных механических нагрузок. При разрушении этого образца образовалось четыре фрагмента А, Б, В и Г (рис.1).



Рис.1. Общий вид центральной части разрушенного образца и обозначение фрагментов разрушения

Стрелкой на рис.1 указано место приложения индентора к образцу и направление его движения в процессе испытания.

На рис.2 приводятся фотографии поверхностей разрушения для каждого фрагмента. Анализ этих поверхностей показывает, что гладкая зона или зона медленного роста трещины хорошо видна на фрагментах А (нижний правый угол рисунка) и Г (нижний левый угол). Их периметр приблизительно обведен черной линией. Многочисленные исследования поверхностей изломов показывают, что зона медленного роста трещины формируется на определенных этапах нагружения в объеме образца, а затем уже в процессе его разрушения делится на две сравнительно симметричные части. Поэтому зона медленного роста трещины всегда па́рная (понятие «па́рная» введено в [4]). При разрушении образца на две части зона медленного роста трещины наблюдается на каждой из его частей. В случае разрушения образца на несколько частей, эта зона наблюдается только на концевых фрагментах разрушенного образца. В данном случае это фрагменты А и Г.

Например, очень четко они сформировались на поверхностях 1 и 2 фрагмента Б. На поверхностях фрагмента В ее границы размываются. Здесь следует отметить, что не всегда границы вторичных фрагментов зарождаются непосредственно вблизи зоны медленного роста трещины. Нередко они зарождаются с некоторой «задержкой» уже в области грубого рельефа, т.е. на начальной стадии развития магистральной трещины. Ниже (рис.3) приводится пример такого разрушения. На нём вторичный фрагмент совмещен с соответствующим конечным фрагментом. Видно, что его граница значительно удалена от области медленного роста трещины.

Таким образом в объеме одного образца при его разрушении вторичные фрагменты могут формироваться одномоментно непосредственно у периметра зоны медленного роста трещины и на некотором расстоянии от этой зоны.



фрагмент А



фрагмент Б, поверхность 1



фрагмент В, поверхность 4

Рис.2. Фотографии поверхностей разрушения фрагментов образца 239-01 без механической предыстории (х≈3,5), стрелками указано направление движения индентора


Рис.3. Конечный и вторичный фрагменты разрушенного образца: 1, 2, 3 - фокус зарождения трещины, зона медленного роста трещины, магистральная трещина (соответственно); 4- вторичный фрагмент (х 4,3)

Отсутствие зоны медленного роста трещины на дополнительных объяснить фрагментах, можно только фрагменты тем, что ЭТИ образовались уже после того, как сформировались и зародыш разрушения (если он раньше не находился в объеме образца), и зона медленного роста трещины, т.е. на этапе формирования и роста магистральной трещины и долома. Этим фактом подтверждается не только поэтапность процесса разрушения материала, но И впервые наглядно демонстрируется последовательность и особенности формирования вторичных фрагментов образца. Тем при разрушении керамического самым также [4] предположение подтверждается, высказанное В 0 TOM, ЧТО дополнительные фрагменты возникают вслед за первичным разрушением. Поэтому ЭТИ фрагменты вторичными. Согласно можно назвать предположению [4], одним из источников их образование может быть звуковых волн. В [5] также подчеркивается, что взаимодействия подведенная к телу энергия только частично затрачивается на образование новых поверхностей. Определенная ее часть рассеивается в виде тепла, звуковых и электромагнитных волн. Необычным в этом процессе является то, что у вторичных фрагментов, как уже отмечалось, отсутствуют и очаг разрушения, и зона медленного роста трещины, т. е. отсутствуют признаки поэтапности их образования. Следовательно, все они образуются одновременно, независимо от размеров и количества.

При анализе поверхностей разрушения образцов с механической предысторией, следует различать случаи, когда образец разрушился в процессе циклирования или когда он выдержал определенное количество циклов, а затем был разрушен при однократном нагружении. При этом следует также учитывать характер разрушения образца – с образованием дополнительных фрагментов, или без них. Все это в определенной степени будет сказываться на особенностях рельефа поверхностей разрушения материала.

Ниже рассматривается случай разрушения образца 075-16 на 195 цикле. Образец в процессе циклирования разрушился на две части. Фрактограммы поверхностей разрушения в области растяжения показаны на рис 4. На нём, при сравнительно небольшом увеличении, хорошо просматриваются и место или очаг зарождения трещины, и области рельефа, характеризующие этапы роста трещины. На рис. 4 (а) очаг зарождения трещины проявился в виде конусообразного возвышения с притупленной вершиной (1). Граница зоны медленного роста трещины выражена неотчетливо и поэтому очерчена достаточно условно (2). Эта зона представляет из себя шероховатую поверхность в виде роя мелких впадин и возвышений, переходящую в область более грубого рельефа (3), а затем скола и долома (4).

На рис. 4 (б) показаны совмещенные две части разрушенного образца таким образом, чтобы получить общий вид зоны медленного роста трещины и сравнить рельеф очага зарождения трещины на двух частях разрушенного образца.



Рис.4. Фрактограмма поверхности излома образца 075-16 разрушенного на 195 цикле (а) х $\approx 7,3)$

Обращает на себя внимание то, что очаг зарождения трещины на рис.4 (б) выглядит как отпечаток очага с рисунка 3 (а), т.е. в виде небольшой впадины. Анализ результатов испытаний, примерно, 30 образцов стеклокерамики показал, что такая картина разрушения является типичной, если очаг разрушения выражен достаточно четко.

Рассмотрим теперь разрушение образца 093-16. Он разрушился на 193 цикле с образованием трех фрагментов (рис. 5, 6). Образцы 075-16 и 093-16 выдержали фактически одинаковое количество циклов - 195 и 193, но характер разрушения оказался существенно различным. На поверхностях разрушения образца 093-16, в отличие от предыдущего, очаг зарождения трещины явно не выражен (см. фрагменты A и B на рис.5). Место зарождения трещины можно лишь приблизительно определить по общей ориентации рельефа холмов и впадин, а также мелких уступов, на поверхностях фрагментов A и B.

Физико-механические испытания, прочность и надежность современных конструкционных и функциональных материалов



Рис.5. Общий вид центральной части образца 093-16, разрушенного на 193 цикле с обозначением вторичных фрагментов, а также места и направления воздействия индентора (х 2,3)

Звездочкой на рис. 5 (а, б) ориентировочно показана область, в которой должен находиться очаг зарождения трещины в объеме образца. На рис. 5 (б) фрагмент Б удален. Особенность разрушения этого образца заключается и в том, что фрагмент Б сформировался на значительном удалении от области, в которой находится зона медленного роста трещины.



Поверхность фрагмента A (x 2,1)



Поверхность Б2 фрагмента Б



Поверхность Б1 фрагмента Б (х 2.1)



Поверхность фрагмента В (х 5,2)

Рис.6. Фрактограммы поверхностей разрушения образца 093-16 и его фрагментов

На рис. 7 и 8 показан общий вид разрушенного образца 1081-16 и его вторичных фрагментов разрушения. Механическая предыстория этого

образца заключалась в том, что он перед разрушением выдержал 1000 циклов при трехточечном изгибе. После отдыха в течение 3 суток, образец был разрушен при статической нагрузке с усилием 78,6 кгс, показав остаточную прочность 17,1 кгс/мм².

Перед разрушением образец был проверен на наличие трещин с помощью пенитратного красителя. Трещин и сколов обнаружено не было.



Рис.7. Общий вид центральной части разрушенного образца 1081-16 и его фрагментов (х 4,3)

Физико-механические испытания, прочность и надежность современных конструкционных и функциональных материалов



поверхность 2



поверхность 1



поверхность 3



поверхность 2а



поверхность За



поверхность 4

Рис.8. Фотографии поверхностей излома фрагментов образца 1081-16, разрушенного при статическом трехточечном изгибе с усилием 78,6 кгс. (Поверхность 4 (х7,0)

При сравнении фрактограмм образца 1081-16 с фрактограммами образцов, рассмотренных выше, обращает на себя внимание бо́льшая площадь зоны медленного роста трещины. Качественно этот факт говорит о том, что начальная стадия разрушения этого образца была более длительной, чем у других рассмотренных образцов. Фокус излома на этом образце проявился в виде усеченного конуса. Он сформировался на участке излома, прилегающем к самой поверхности грани образца (поверхность 4 на рис.8).

Ниже приводится график (рис. 9) циклирования и последующего разрушения образца 1081-16. Обращает на себя внимание то, что площадь петли гистерезиса при циклировании фактически не сформировалась. Это означает, что циклирование проходило в упругой области материала.



Рис.9. График циклирования и разрушения образца 1081-16 в координатах нагрузка/перемещение (траверсы). Разрушен после 1000 циклов; отдых после циклирования 3 суток

Характерной особенностью разрушения образцов с образованием вторичных фрагментов является то, что вид разрушения всегда представляет из себя клинообразную форму с острием, направленным в область растяжения (см. рис.1, 5, 7). При этом, зона медленного разрушения всегда формируется вблизи острия этого «клина» на концевых фрагментах образца.

Заключение

образца при трехточечном изгибе более, чем на Разрушение 2 фрагмента происходит таким образом, что два концевых его фрагмента в зоне медленного роста трещины всегда являются парными и не всегда на них визуализируется очаг или фокус разрушения. Вторичные фрагменты разрушения формируются таким образом, что у них отсутствует зона «медленного» роста трещины, а на каждой поверхности разрушения наблюдается свой, специфический рельеф распространения магистральной трещины и долома. Следовательно, зона «медленного» роста трещины, сформировавшаяся на поверхностях разрушения двух концевых общим фрагментов, является генератором зарождения И роста магистральных трещин для каждой из поверхностей сформировавшихся фрагментов разрушенного образца. При этом в объеме одного образца при могут его разрушении вторичные фрагменты формироваться одномоментно непосредственно у периметра зоны медленного роста трещины и на некотором расстоянии от этой зоны. Таким образом подтверждена не только поэтапность процесса разрушения материала, но и впервые наглядно демонстрируется последовательность и особенности формирования вторичных фрагментов при разрушении керамического образца.

Наглядно подтверждено высказанное в ряде исследований предположение, что при разрушении образца более, чем на две части, формирование дополнительных фрагментов начинается уже после того, как сформировались и фокус излома, и зона «медленного» разрушения, т.е. в период формирования и роста магистральной трещины и долома.

Литература

1. Бессонов М.И. Механическое разрушение твердых полимеров. УФН т. LXXXIII, вып. 1, 1964

2. Гордеева Т.А., Жегина И.П. Анализ изломов при оценке надежности материалов. М., «Машиностроение», 1978. 200 с.

3. Солнцев С.С., Морозов Е.М. Разрушение стекла. М.; ЛЕНАНД, 2018.-152 с.

4. О. Джонсон, П. Гиббс. Хрупкое разрушение германия. Сб. Разрушение твердых тел. «Металлургия». М. 1967. С. 122-145.

5. Ерасов В.С., Орешко Е.И., Луценко А.Н. Образование новых поверхностей в твердом теле на стадиях упругой и пластической деформаций, начала и развития разрушения. //Труды ВИАМ №2 (62), 2018. С.101-112.

УДК 620.178.746.22 ОЦЕНКА МЕХАНИЗМОВ РАЗРУШЕНИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ ПРИ УДАРНОМ ИЗГИБЕ С ПОМОЩЬЮ ДИАГРАММЫ «УСИЛИЕ – ПРОГИБ»

M.A. Валов; А.В. Моляров, <u>maksim.valov@tmk-group.com</u>, <u>aleksey.molyarov@tmk-group.com</u>, ООО «Исследовательский центр ТМК»

Аннотация: С распространением инструментированных маятниковых копров, позволяющих регистрировать диаграмму деформирования при ударном изгибе, стандартные испытания на ударный изгиб перестали рассматриваться только лишь как технологические сдаточные испытания для оценки качества металла нормативным требованиям. Запись диаграммы деформирования образца осциллографическим способом в ходе его нагружения позволяет получить более объективную оценку сопротивления металла разрушению и в целом расширить представление о механизме разрушения, особенно в интервале переходных температур. В настоящей работе показано, что диаграммы ударного изгиба содержат необходимую информацию о процессах разрушения образца и могут использоваться для определения с высокой вязкой составляющей (ДBC) без точностью доли применения фрактографического анализа. Рассмотрена роль характерных точек и величины скачка на диаграмме ударного изгиба для оценки степени охрупчивания стали. Проведено сопоставление и выявлена корреляция значений ДВС, полученных расчетным методом и прямым визуальным измерением по изломам.

Ключевые слова: ударная вязкость, диаграмма ударного изгиба, доля вязкой составляющей, хрупкое разрушение, вязко-хрупкий переход.

Введение

Проведение испытаний на ударный изгиб широко используется для оценки склонности сталей к хрупкому разрушению. Такие испытания особенно актуальны для конструкционных сталей, работающих при низких температурах, для которых требуется с большой точностью определить характерные точки наступления хрупкого состояния и дальнейшее поведение материала в реальных условиях эксплуатации. Однако по вязкости не всегда можно определить ударной надежно порог хладноломкости с явными признаками его приближения. Например, стали с ОЦК решеткой характеризуются резким переходом из вязкого состояния в хрупкое [1]. В таких случаях необходимо дополнительно прибегать к более надежному качественному анализу в виде прямого визуального измерения хрупкой составляющей непосредственно по изломам испытанных образцов. Однако в случае большого количества образцов данный способ на основе фрактографического анализа изломов является достаточно трудоемким и требует определенных временных затрат.

Применение современных маятниковых копров, оснащенных инструментированным бойком с возможностью автоматической записи в ходе испытания кривой деформирования в координатах «усилие – прогиб», позволяет не просто фиксировать уровень энергоемкости деформации и разрушения образца, но также получать сведения о характере разрушения и количественном соотношении вязкой и хрупкой составляющей в изломе [2, 3]. Процедура расчета доли вязкой составляющей (ДВС) в изломах испытанных образцов по значениям усилий в характерных точках диаграммы ударного изгиба основывается на использовании эмпирических корреляций, В настоящее время регламентируемых двумя международными стандартами ISO 14556:2023 [4] и ASTM E2298-24 [5].

В связи с вышеизложенным, целью настоящей работы является

проверка и экспериментальное обоснование применимости параметров динамической кривой ударного изгиба для оценки расчетным методом доли вязкой составляющей в изломах путем прямого сопоставления полученных результатов с фактическими данными фрактографического анализа.

Материал и методика исследования

Материалом для исследований служил ряд конструкционных низколегированных марок сталей 06ГФБА, 26ХМФА и 35ХГМА, применяемых для производства труб. Образцы для исследований вырезали из середины толщины стенки горячекатаных бесшовных труб в состоянии поставки после термической обработки по режиму закалка и высокий отпуск. Дополнительная термическая обработка образцов не проводилась. Все стали характеризовались микроструктурой сорбита отпуска, а также структурной однородностью как в продольном, так и в поперечном направлении, без признаков текстуры деформации и структурной полосчатости.

Исследования проводили на стандартных образцах на ударный изгиб размерами 10,0 × 10,0 × 55,0 мм с V-образным надрезом [3]. Продольная ось образцов была перпендикулярна направлению продольной оси трубы, а надрез расположен перпендикулярно поверхности трубы.

Испытания на ударный изгиб осуществляли на инструментированном маятниковом копре RKP-450 с максимальной энергией удара 450 Дж при скорости движения маятника в момент удара 5,0±0,5 м/с. Частота регистрации данных при записи диаграммы деформирования составляла 1,0 МГц. Исследование макростроения изломов разрушенных образцов выполняли на оптическом микроскопе Stemi 308 (Carl Zeiss) при увеличениях до 20 крат с использованием программы анализа изображений ThixometPro, микростроение изломов

оценивалось на сканирующем электронном микроскопе JEOL JSM IT-500LV.

Общее количество образцов для испытаний по всем сталям составило 170 штук, обеспечивая достаточность для статистически значимой оценки результатов эксперимента. В выборке участвовали образцы с ДВС от 0 до 100 %, что достигалось путем варьирования температуры испытания в диапазоне от комнатной до температуры жидкого азота (минус 196 °C).

Обработка данных

Обработка первичных кривых ударного изгиба

Отличительной особенностью всех динамических кривых в координатах «усилие – прогиб», записываемых в автоматическом режиме в процессе испытания на ударный изгиб, является непременное наличие инерционных осцилляций (шума) из-за высокочастотных колебаний маятника копра при его контактном взаимодействии с образцом [6]. Наиболее существенные осцилляции на диаграмме проявляются в области упругих деформаций и на заключительной стадии разрушения, когда происходит долом образца. В результате для более точного определения значений характерных точек требуется дополнительная обработка и анализ записанных диаграмм ударного нагружения.

В настоящей работе для уменьшения наложенных шумов и сглаживания динамической кривой ударного изгиба к исходному массиву точек по усилию и перемещению применяли последовательно два фильтра [7]: медианный фильтр с окном 80 точек, а затем фильтр Савицкого-Голея, описывающий набор точек полиномом второй степени, с окном в 60 точек. На рис. 1 показан пример сглаживания исходной кривой ударного нагружения после комплексного применения двух фильтров.

Физико-механические испытания, прочность и надежность современных конструкционных и функциональных материалов



Рис. 1 – Пример сглаживания исходной кривой ударного изгиба с наложенными фильтрами

Определение параметров кривых ударного изгиба для расчета ДВС

В зависимости от характера разрушения образцов диаграммы деформирования при ударном изгибе можно разделить на три типа:

- тип I, при котором разрушение протекает в условиях стабильного распространения трещины; излом полностью вязкий (рис. 2a);

 тип II, при котором зарождение трещины переходит в стадию ее стабильного развития с последующей резкой сменой на нестабильную; излом смешанного характера (рис. 26);

– тип III, при котором зарождение трещины приводит к нестабильному разрушению; излом полностью хрупкий (рис. 2в).

Одним из основных параметров, который возможно извлечь из диаграммы ударного изгиба, является усилие в характерных точках (см. рис. 2). Каждая точка соответствует различным стадиям разрушения образца. P_{gy} – усилие, соответствующее началу пластической деформации. P_m – максимальное усилие, предшествующее разрушению образца. P_{bf} – усилие, соответствующее началу нестабильного развития трещины (хрупкого разрушения). P_a – усилие в момент завершения стадии нестабильного развития трещины и перехода в режим вязкого долома.



Физико-механические испытания, прочность и надежность современных конструкционных и функциональных материалов



Рис. 2 – Типичные диаграммы ударного изгиба с нанесенными характерными точками в зависимости от вида разрушения: вязкий (а),

смешанный (б), хрупкий (в)

Значения усилий в характерных точках на предварительно сглаженных диаграммах определяли с помощью первой и второй производных. Точка P_{gy} рассчитывалась как минимальное значение второй производной при положительном значении первой производной, точка P_{bf} – как минимальное значение второй производной при отрицательном значении первой производной и точка P_a – как максимальное значение второй производной. Точку P_m определяли, как максимальное усилие во всем интервале значений диаграммы деформирования.

Полученные значения усилий в характерных точках использовали для анализа ДВС расчетным методом. Расчет ДВС производили по одной из эмпирических формул стандарта ASTM E2298-18, показавшей хорошую корреляцию и малый разброс по данным [8]:

$$\mathcal{ABC} = \left(1 - \frac{P_{bf} - P_a}{P_m + k \cdot (P_m - P_{gy})}\right) \cdot 100 \%, \qquad (1)$$

где *P*_{bf}, *P*_a, *P*_m, *P*_{gy} – усилия в характерных точках кривой изгиба, кН; *k* – коэффициент, равный 0,5.

Результаты исследования и их обсуждение

Анализ характерных точек диаграммы ударного изгиба

Проведенные исследования показали, что значения усилий Pgy, Pm, P_{bf} и P_a в четырех характерных точках диаграммы ударного изгиба имеют зависимость от температуры испытания (рис. 3). Так, для параметров P_{gy}и *Р_т* наблюдается незначительное монотонное повышение с понижением температуры (рис. 3a, б). Такое закономерное увеличение усилий P_{gy} и P_m является следствием процессов упрочнения при понижении температуры испытания. Для величины P_{bf} температурная зависимость характеризуется области наличием резкого скачка В вязко-хрупкого перехода, соответствующего для стали 35ХГМА минус 30 °С (рис. 3в). Дальнейшее понижение температуры испытания приводит к устойчивому росту величины P_{bf}, что связано с уменьшением длины пробега вязкой трещины под надрезом. В отличие от рассмотренных параметров величина P_a , падает с характеризующая усилие остановки хрупкой трещины, понижением температуры, достигая при определенной температуре (минус 75 °С для стали 35ХГМА) минимально возможного значения в ноль кН из-за недостаточной вязкости материала образца для остановки хрупкого разрушения (рис. 3г).

Физико-механические испытания, прочность и надежность современных конструкционных и функциональных материалов



Рис. 3 – Зависимость усилий P_{gy} (а), P_m (б), P_{bf} (в), P_a (г) в характерных точках диаграммы ударного изгиба для стали 35ХГМА от температуры испытания (цветовой маркировкой указано распределение образцов по ДВС)

Перемещение маятника копра при ударе определяется податливостью образца и, как следствие, позволяет провести оценку различных стадий его разрушения и в целом пластичности материала исходя из расположения характерных точек X_{gv} , X_m , X_{bf} , X_a относительно оси деформирования на диаграмме изгиба. Так, прогиб образца X_m в точке наибольшего усилия Р_т на кривой ударного нагружения показывает общий уровень его пластичности, а значения величин X_{bf} и X_a - степень сопротивления появлению и росту хрупкой трещины при разрушении. Чем больше протяженность каждой стадии прогиба образца X_{gv}, X_m, X_{bf} и X_a , тем большую пластичность с меньшими признаками хрупкой компоненты в изломе показывает образец.

Некоторое рассеяние значений характерных точек в интервале вязко-хрупкого перехода, наблюдаемое на графиках (рис. 3), связано не столько с погрешностью определения самого параметра на сглаженной динамической кривой, сколько с особенностью образования перед фронтом растущей трещины локальных неоднородных областей с различным уровнем вязкости [9].

Зависимость ДВС от величины скачка на диаграмме ударного изгиба

Информативным для оценки степени охрупчивания стали является линейный участок на ниспадающей части кривой деформирования при ударном изгибе. Экспериментально установлено, что резкое падение усилия («срыв нагрузки») на данном участке свидетельствует о наличии хрупкого разрушения образца, а величина скачка ($P_{bf} - P_a$) соответствует доле хрупкой составляющей в изломе. Это подтверждает обоснованность использования параметра ($P_{bf} - P_a$) в качестве одной из переменных в формуле (1) и объясняет вносимый им наиболее существенный вклад в расчет ДВС.

Для всех исследуемых сталей 06ГФБА, 26ХМФА и 35ХГМА зависимость значений ДВС, определенных расчетным методом, от величины скачка на диаграмме ударного изгиба имеет явно выраженный характер (рис. 4a, б, в) и может быть описана функцией гиперболического тангенса с коэффициентом детерминации (R^2) не менее 0,95:

$$\mathcal{ABC} = 0.5 \cdot (US + LS) + 0.5 \cdot (US - LS) \cdot \tanh(\frac{T - DBTT}{C}), \qquad (2)$$

где LS, US – значения нижней и верхней полки, соответственно;

T – температура испытания, °C;

DBTT, *C* – параметры модели



Физико-механические испытания, прочность и надежность современных конструкционных и функциональных материалов

B)

Рис. 4 – Зависимость значений ДВС от величины скачка (*P*_{bf} -*P*_a) на кривой ударного изгиба для сталей 35ХГМА (а), 26ХМФА (б), 06ГФБА (в)

Характер изменения ДВС от величины скачка качественно коррелирует с видом и поведением сериальной кривой хладноломкости. Так, стали 35ХГМА и 26ХМФА демонстрируют монотонное пологое изменение значений ДВС как для функции от величины скачка, так и для функции от температуры, а наблюдаемый более резкий спад ДВС для стали 06ГФБА соответствует области крутого вязко-хрупкого перехода. В результате для описания этих двух зависимостей ДВС от величины скачка и температуры может быть использован один тип статистически значимой кривой аппроксимации (формула 2).

Сопоставление вычисленных значений ДВС с фактическими данными

Обработка результатов испытаний на ударный изгиб и изучение поверхностей изломов, разрушенных образцов позволили произвести оценку ДВС по двум методам: экспериментальному и расчетному. Экспериментальным методом были определены фактические значения путем измерения площади хрупкой составляющей ДВС прямого непосредственно по изображению поверхности излома и ее сопоставлению с общей площадью поперечного сечения образца в месте надреза. Для всех исследованных сталей 06ГФБА, 26ХМФА и 35ХГМА переход от вязкого разрушения к хрупкому происходит последовательно путем увеличения области хрупкой составляющей по мере уменьшения температуры испытания. В случае расчетного метода применялась формула (1) с коэффициентом k, равным 0,5.

Связь значений ДВС, полученных прямым измерением и расчетным сталей 06ГФБА, 26ХМФА И 35ХГМА методом, ДЛЯ имеет корреляционную зависимость линейного характера с определенной шириной разброса (рис. 5). Уровень точности взаимосвязи укладывается в допускаемый диапазон разброса в 20 % для 98 % образцов из всей выборки. Сравнение конфигурации множества точек полученных значений показывает, что их рассеяние смещено относительно условной идеальной прямой, проходящей через начало координат. Так, определенная расчетным методом ДВС дает более консервативную оценку для изломов с фактическим значением ДВС более 20 %.

Наличие линейной корреляции между значениями ДВС, определенными по двум методам, имеет высокий уровень статистической достоверности – коэффициент детерминации R^2 для полной выборки по всем образцам составляет 0,97. Если в выборке рассматривать только

образцы с ненулевой ДВС, то полученные 116 образцов обеспечивают меньший коэффициент детерминации (величина достоверности аппроксимации) R^2 , равный 0,93. Для образцов с полностью вязким изломом результаты определения ДВС по двум методам показали фактически полное совпадение, поскольку для таких образцов можно считать усилие P_{bf} равным P_a и, соответственно, ДВС по формуле (1) всегда будет 100 %.



Рис. 5 – Корреляция значений ДВС, полученных расчетным методом и прямым измерением по изломам (фактические данные) (*R*² = 0,97)

Заключение

Использование значений усилий P_{gy} , P_m , P_{bf} , P_a в характерных точках на предварительно сглаженной динамической кривой ударного изгиба в координатах «усилие – прогиб» позволяет получать информацию о строении излома образца и определять ДВС расчетным методом без фрактографического анализа поверхности разрушения. Сопоставление значений ДВС, полученных прямым измерением по изломам и расчетным методом по формуле (1), показало наличие корреляционной зависимости линейного характера с высоким уровнем статистической достоверности (коэффициент детерминации $R^2 = 0,97$). Сильная корреляционная связь ДВС и величины скачка свидетельствует, что хрупкая составляющая в изломе образуется в момент появления резкого спада усилия на диаграмме.

Список литературы

- Павлов В.А. Физические основы холодной деформации ОЦК металлов. – М.: Наука, 1978. – 208 с.
- Штремель М.А. Информативность измерений ударной вязкости / Металловедение и термическая обработка металлов. 2008. № 11 (641). С. 37 – 51.
- ASTM E23 24. Standard Test Method for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials. – West Conshohocken, PA: ASTM International, 2024. – 27 p.
- ISO 14556:2023. Metallic materials Charpy V-notch pendulum impact test – Instrumented test method. – Switzerland: International Organization for Standardization, 2023. – 19 p.
- ASTM E2298 24. Standard Test Method for Instrumented Impact Testing of Metallic Materials. – West Conshohocken, PA: ASTM International, 2024. – 9 p.
- Kobayashi T., Niinomi M., Koide Y., Matsunuma K. Instrumented impact testing of ceramics / Transactions of the Japan Institute of Metals. 1986. Vol. 27. № 10. P. 775 – 783.
- Savitzky A., Golay M.J.E. Smoothing and differentiation of data by simplified least squares procedures / Analytical chemistry. 1964. Vol. 36. № 8. P. 1627 1639.
- Sreenivasan P.R., Shastry C.G., Mathew M.D., Rao K.B.S., Mannan S.L., Bandyopadhyay G. Dynamic fracture toughness and Charpy transition properties of a service-exposed 2.25 Cr-1Mo reheater header pipe / Journal

of Engineering Materials and Technology. 2003. Vol. 125. № 2. P. 227 – 233.

 Кантор М.М., Боженов В.А. Рассеяние значений ударной вязкости низколегированной стали в критическом интервале хладноломкости / Материаловедение. 2013. № 11. С. 3 – 14. **Системные требования**: Intel Pentium; 1,3 ГГц и выше; Windows 7/10; Adobe Reader 6.0 и выше; дисковод CD-ROM.

Использованное программное обеспечение: Microsoft Office Word 2010

Статьи представлены в авторской редакции

За содержание статей, точность приведенных фактов и цитирование несут ответственность авторы публикаций

Объем издания: 17 Мб.

Тираж 100 экз.

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

Изд-во НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ admin@viam.ru