



ВЫСОКОТЕХНОЛОГИЧНЫЕ МЕТОДЫ КОНТРОЛЯ КИНЕТИКИ РОСТА УСТАЛОСТНОЙ ТРЕЩИНЫ В СПЕЧЕННОМ ДИФфуЗИОННО-ЛЕГИРОВАННОМ ПОРОШКОВОМ МАТЕРИАЛЕ Fe–Ni–Cu–Mo

Егоров М. С. ORCID ID 0000-0002-4289-1601,

Егорова Р. В. ORCID ID 0000-0002-1082-3970,

Жеволуков В. Е. ORCID ID 0009-0005-0280-5966,

Коробка И. О. ORCID 0009-0008-6007-6820, Егоров А. М.

*Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение
«Донской государственный технический университет»,
Ростов-на-Дону, Российская Федерация, e-mail: aquavdonsk@mail.ru*

Цель исследования – установление закономерностей роста усталостной трещины в спеченном порошкoвом материале системы Fe–Ni–Cu–Mo марки ПЛ–Н2Д2М при циклическом изгибе в зависимости от пористости и времени спекания. Образцы изготавливали методом холодного прессования из порошка ПЛ–Н2Д2М с пористостью 10, 15 и 20 %, затем спекали при 1050 °С в течение 30, 60 и 90 мин. Испытания на циклический изгиб проводили с частотой 7 Гц и амплитудой 3,5 мм. Кинетику роста трещины фиксировали методом электропотенциалов с непрерывной записью сигнала в реальном времени. Все образцы демонстрируют S-образную кинетику роста трещины с тремя этапами: зарождение повреждений, стабильный рост и ускоренное разрушение. Снижение пористости с 20 до 10 % увеличивает число циклов до разрушения и снижает скорость роста трещины. Увеличение времени спекания наиболее эффективно для низкопористых образцов. Микроструктурный анализ выявил наличие тройного твердого раствора Fe–Cu–Ni, создающего локальные концентраторы напряжений. Установлен трехстадийный характер усталостного разрушения. В условиях проведенных испытаний снижение пористости сопровождалось увеличением усталостной долговечности. Подтверждена применимость метода электропотенциалов для непрерывного контроля длины трещины в реальном времени без остановки испытаний.

Ключевые слова: порошковая металлургия, диффузионно-легируемый порошок, усталостная трещина, циклический изгиб, метод электропотенциалов, пористость, время спекания, кинетика разрушения

HIGH-TECH METHODS OF CONTROLLED FRACTURE GROWTH KINETICS IN SINTERED DIFFUSION-ALLOYED POWDER MATERIAL Fe–Ni–Cu–Mo

Egorov M. S. ORCID ID 0000-0002-4289-1601,

Egorova R. V. ORCID ID 0000-0002-1082-3970,

Zhevolukov V. E. ORCID ID 0009-0005-0280-5966,

Korobka I. A. ORCID 0009-0008-6007-6820, Egorov A. M.

*Federal State Budgetary Educational Institution “Don State Technical University”,
Rostov-on-Don, Russian Federation, e-mail: aquavdonsk@mail.ru*

The aim of the study is to establish the patterns of fatigue crack growth in the sintered powder material of the Fe–Ni–Cu–Mo system of the PL–N2D2M brand under cyclic bending depending on the porosity and sintering time. Samples were made by cold pressing from the PL–N2D2M powder with porosity of 10, 15 and 20 %, then sintered at 1050°C for 30, 60 and 90 minutes. Cyclic bending tests were performed at a frequency of 7 Hz and an amplitude of 3.5 mm. The crack growth kinetics were recorded using the electro-potential method with continuous real-time signal recording. All samples exhibit an S-shaped crack growth kinetics with three stages: damage initiation, stable growth, and accelerated failure. Reducing the porosity from 20 % to 10 % increases the number of cycles before failure and reduces the crack growth rate. Increasing the sintering time is most effective for low-porosity samples. Microstructure analysis revealed the presence of a triple solid solution Fe–Cu–Ni, creating local stress concentrators. The three-stage nature of fatigue fracture is established. Porosity is a determining factor of fatigue durability. The applicability of the method of electro-potentials for continuous monitoring of the crack length in real time without stopping the tests is confirmed.

Keywords: powder metallurgy, diffusion-alloyed powder, fatigue crack, cyclic bending, electro-potential method, porosity, sintering time, fracture kinetics

Введение

Конструкционные материалы и изделия из них являются самым распространенным видом продукции порошковой металлургии. Они широко применяются в машино- и приборостроении, новых отраслях техники. К этому классу материалов относятся материалы как на основе железа, так и на основе цветных металлов [1]. Это могут быть как материалы общего назначения, заменяющие обычные углеродистые и легированные стали, чугуны, сплавы цветных металлов, так и материалы с особыми свойствами – высокой прочностью, пластичностью, износостойкостью, используемые при создании новых типов машин, приборов, механизмов, а также для промышленного улучшения технических характеристик существующих машин и приборов [2].

Одной из важнейших характеристик порошкового сырья для классических и аддитивных технологий металлургии является морфология частиц. Практика показывает, что частицы правильной сферической формы обеспечивают наилучшие показатели сыпучести и стабильность дозирования материала при подаче в зону построения, а это, в свою очередь, напрямую коррелирует с качеством получаемой структуры готового изделия [3]. Наиболее распространенными промышленными технологиями изготовления таких порошков служат методы распыления жидкого металла – газовое, вакуумное и центробежное [4]. Несмотря на широкое распространение, данные методы имеют серьезные ограничения: они плохо приспособлены для получения порошков с нестандартным химическим составом, а также экономически нецелесообразны при выпуске малых объемов материала [5].

Конструкционные порошковые материалы используются для получения многочисленной номенклатуры изделий: это шестерни, храповики, собачки, эксцентрики, рычаги, шайбы, заглушки, колпачки, крышки, фланцы, корпуса подшипников, детали насосов, пишущих и счетных машин и др.

Автомобильная промышленность [6] использует значительное количество спеченных деталей, в основном в качестве компонентов трансмиссий и двигателей. Шестерни – это детали, которые больше всего выигрывают с точки зрения экономии средств благодаря технологии порошковой металлургии, позволяющей получать изделия практически чистой формы. Однако пористость наряду с неоднородной микроструктурой может негативно влиять на механическое поведение, особенно на усталостную прочность [7].

Реальные кристаллические тела при пластической деформации склонны к образованию макроскопических трещин. Данное явление объясняется следующим образом: процесс пластического течения в кристаллах сопровождается дислокационным скольжением, причем дислокации концентрируются в определенных плоскостях, что позволяет отдельным частям кристалла смещаться друг относительно друга не полностью, а по схеме незавершенного сдвига.

Для спеченных материалов порошкового происхождения, которые отличаются структурной неоднородностью, характер разрушения не является единообразным и может существенно различаться даже для близких по составу материалов [8]. Ключевыми переменными здесь выступают: особенности внутреннего строения, химический состав, состояние границ и поверхности, режим нагружения, внешние условия эксплуатации и др. Варьирование этих параметров способно перевести механизм разрушения от одного крайнего типа (внешнее хрупкое) к противоположному (замедленное пластически-вязкое) [9]. В связи с этим, чтобы уметь заранее оценивать риск разрушения твердотельного спеченного изделия и сознательно регулировать его сопротивление, исследователь должен располагать систематизированными сведениями о микромеханизмах разрушения, реализующихся в зависимости от конкретной структуры материала.

Цель исследования – установление закономерностей кинетики роста усталостной трещины в спеченном диффузионно-легированном порошковым материале системы Fe–Ni–Cu–Mo (марки ПЛ-Н2Д2М) при циклическом изгибе.

Материалы и методы исследования

В качестве исходного сырья был взят отечественный порошок марки ПЛ-Н2Д2М (ТУ 14-5402-2002) производства ПАО Северсталь (г. Череповец). Порошок ПЛ-Н2Д2М – это диффузионно легированный железный порошок, полученный методом отжига смеси порошков, содержащие легирующие добавки. Химический состав используемого порошка представлен в таблице [5, 6].

С целью определения однородности порошковой смеси, распределения легирующих элементов, а также с целью определения структурных составляющих, характера разрушения в изломах порошковых материалов применялся электронный микроскоп марки S-3400N фирмы HitachiHigh – Technologies Corporation (Япония), оснащенным рентгеновским энерго-дисперсионным спектрометром NORAN.

Химический состав порошка марки ПЛ-Н2Д2М

Марка порошка	Содержание элементов, масс. %								
	C	O	Mo	Ni	Cu	Mn	Si	S	P
ПЛ-Н2Д2М	0,02	0,25	0,3–0,7	1,5–2,5	1,5–2	0,15	0,05	0,02	0,02

Примечание: составлена авторами на основе источника [5].

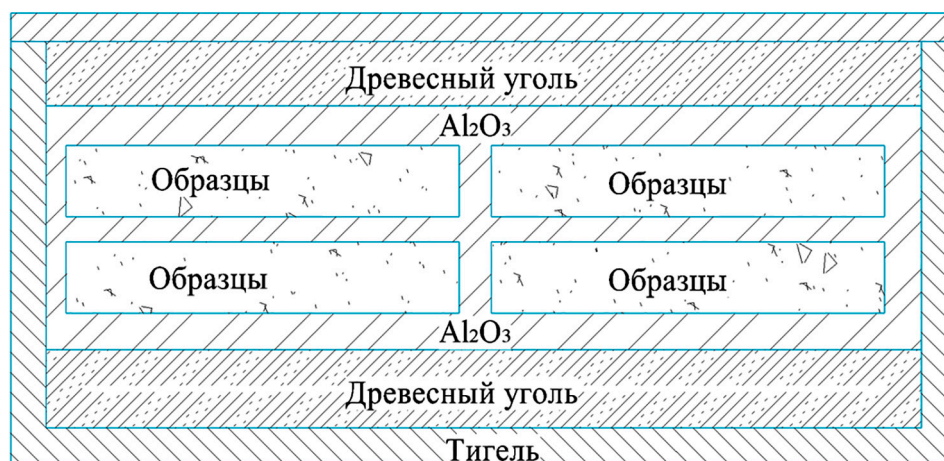


Рис. 1. Схема размещения образцов в тигле при спекании
Примечание: составлен авторами по результатам данного исследования

Статическое холодное прессование призматических образцов проводилось на гидравлическом прессе модели TS0500-6 (Китай) с максимальным усилием в 50 т, в лабораторных пресс-формах [9]. Образцы изготавливались с пористостью 20, 15, 10 % размерами 10x10x55 мм. Гомогенизирующее спекание производили в лаборатории термической обработки кафедры «Материаловедение и технология металлов» в муфельной электропечи модели SNOL 6,7/1300 при температуре 1050 °С. Условия нагрева исключали контакт заготовок с окислительной средой: вокруг них формировалась газовая прослойка, насыщенная CO и CO₂, которые появляются при реакции Будуара (взаимодействие древесного угля с атмосферным кислородом). Рисунок 1 демонстрирует способ укладки изделий в тигли. Трехслойная угольная обсыпка играет защитную роль – она отделяет углерод от поверхности частиц легированного железа. Это не дает развиваться цементитной фазе в локальных объемах материала. Следовательно, исключается процесс контактного плавления (образование жидкости) и полное расплавление образцов. Общая длительность спекания принимала три значения: 30, 60 и 90 мин [10]. На каждом режиме испытывали не менее трех образцов. Общее количество изготовленных

образцов – 27 (3 уровня пористости × 3 времени спекания × 3 образца на режим). Перед спеканием во всех образцах выполняли V-образный надрез. Надрез располагался посередине одной из широких граней (10×55 мм) перпендикулярно продольной оси образца. Глубина надреза составляла 1,0 мм, угол при вершине – 60°, радиус скругления в вершине – не более 0,1 мм. Надрез служил концентратором напряжений для инициирования усталостной трещины.

Испытания на циклический изгиб проводили с использованием испытательной машины лабораторной установки (рис. 2) в автоматическом режиме с помощью персонального компьютера [11].

В состав установки входили: стенд для наведения усталостной трещины, а также оборудование для исследования и фиксации кинетики ее развития. Процесс возникновения и последующего развития трещины фиксировался методом электропотенциалов [11, 12]. Блок-схема для фиксации кинетики роста трещины в реальном времени приведена на рис. 3. Для этого на образец (4), имеющий V-надрез, через балластное сопротивление 3 от понижающего трансформатора РНО-250-5 (2) подавался переменный электрический ток промышленной частоты 50 Гц, величину которого можно было регулировать.



Рис. 2. Установка для усталостных испытаний образцов на циклический изгиб
Примечание: составлен авторами по результатам данного исследования

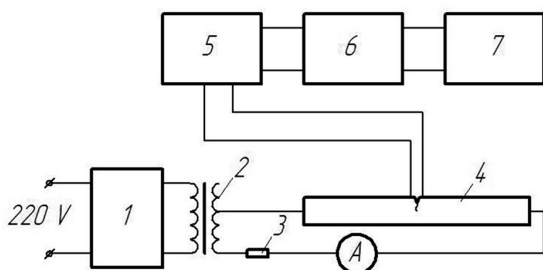


Рис. 3. Блок-схема измерения разности потенциалов
Примечание: составлен авторами по результатам данного исследования

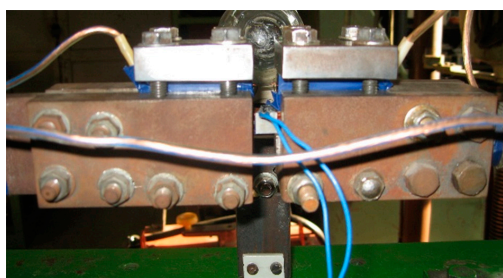


Рис. 4. Образец в зажимах стэнда с подсоединенными проводами у надреза
Примечание: составлен авторами по результатам данного исследования

Электропитание данного блока лабораторной установки осуществлялось через стабилизатор напряжения С-09 (1). Такое техническое решение было принято для исключения возможного влияния флуктуаций напряжения в сети на достоверность регистрируемых данных. В процессе ини-

цирования и распространения трещины в зоне исходного надреза фиксировалась разность электрических потенциалов. Ее значения измерялись с помощью милливольтметра (5), работающего на переменном токе и имеющего коэффициент усиления, равный 7. С выхода милливольтметра сигнал подавался на вход АЦП Е-154 (6), изготовленного фирмой L-Card. Задача АЦП заключалась в оцифровке аналогового сигнала и его последующей передаче на компьютер (7). На компьютере было установлено программное обеспечение LGraph2. Это ПО давало возможность в непрерывном режиме записывать изменение падения напряжения на образце, причем запись велась синхронно с ростом усталостной трещины и в масштабе времени, близком к реальному [11, 12].

Частота колебаний вибростенда была постоянной и составляла 7 Гц. Амплитуда колебаний по всей видимости должна была быть ниже, чем у монолитных образцов аналогичного химического состава. Поэтому она была задана в 1,5 ниже, то есть составила 3,5 мм. С другой стороны, электрическое сопротивление образцов порошковых сталей было больше, чем монолитных. Поэтому и падение напряжения у краев надреза должно было быть больше и, таким образом, напряжение и ток, подаваемые на образец, должны были быть меньше.

Фактическая нагрузка, создаваемая вибростендом, не измерялась непосредственно, а задавалась через амплитуду перемещения свободного конца образца. Напряжение в вершине надреза не приводится в статье, однако оно оставалось постоянным для всех испытываемых образцов, что позволяло корректно сравнивать их усталостную долговечность.

На рис. 5 представлен образец после испытаний на усталостный излом. Показания роста длины трещины снимали каждые 12–15 мин, что составляло примерно $5 \cdot 10^3$ циклов.

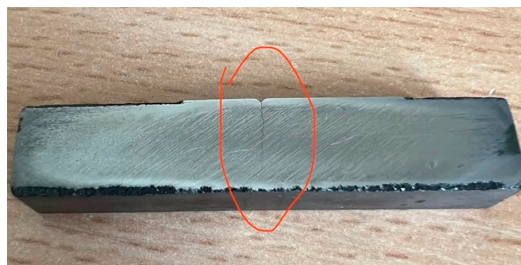


Рис. 5. Образец после испытаний на усталостный изгиб
Примечание: составлен авторами по результатам данного исследования

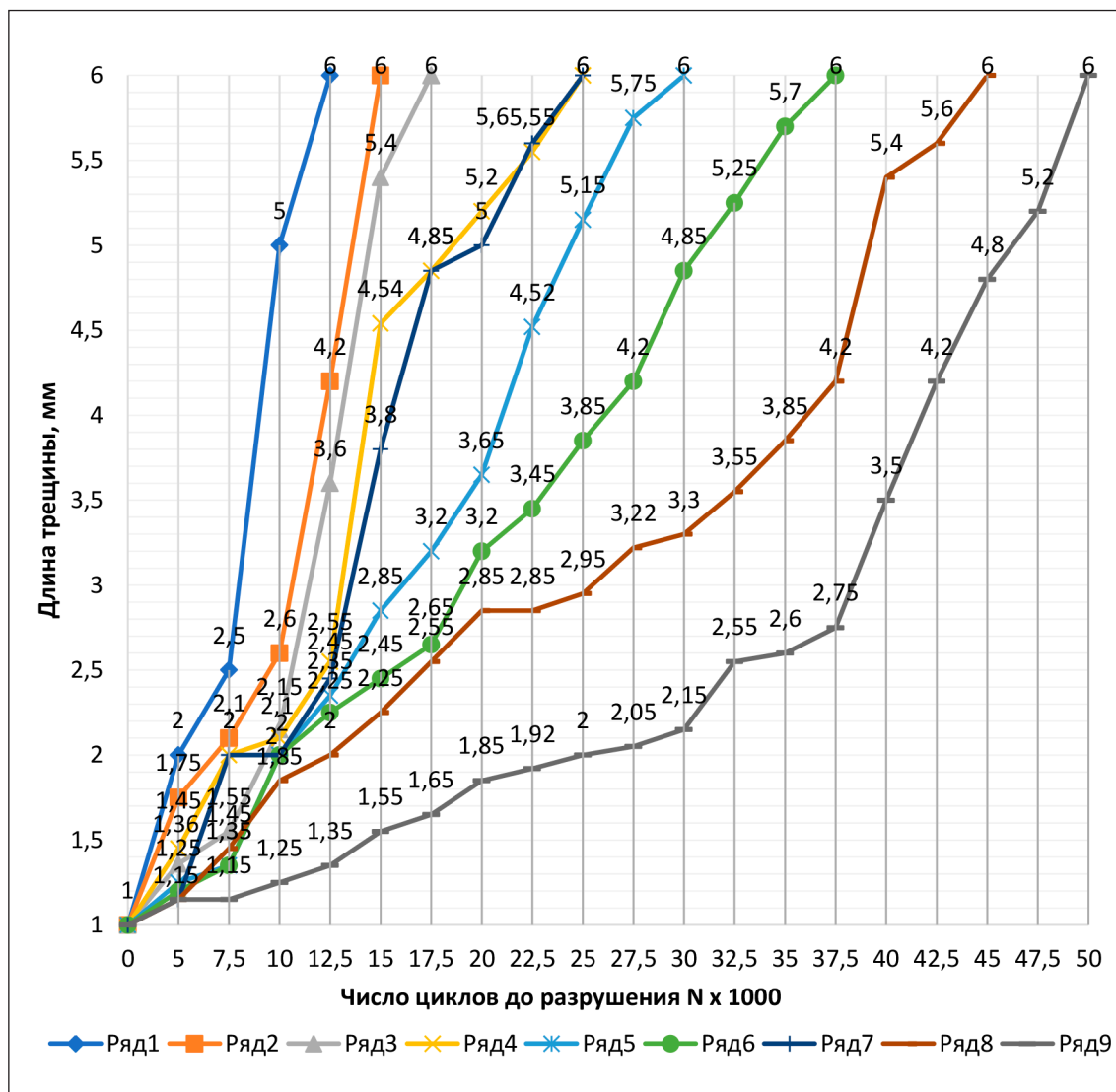


Рис. 6. Зависимость длины усталостной трещины от числа циклов усталостных испытаний для спеченного материала Н2Д2М. Температура спекания 1050°C. Обозначение рядов: ряд 1 – П = 20 %, τ = 30 мин; ряд 2 – П = 20 %, τ = 60 мин; ряд 3 – П = 20 %, τ = 90 мин; ряд 4 – П = 15 %, τ = 30 мин; ряд 5 – П = 15 %, τ = 60 мин; ряд 6 – П = 15 %, τ = 90 мин; ряд 7 – П = 10 %, τ = 30 мин; ряд 8 – П = 10 %, τ = 60 мин; ряд 9 – П = 10 %, τ = 90 мин. Примечание: составлен авторами по результатам данного исследования

На рис. 6 представлены экспериментальные зависимости длины усталостной трещины от количества циклов нагружения для спеченного порошкового материала марки ПЛ-Н2Д2М. Испытания проводились при фиксированной температуре спекания 1050 °С. Переменными параметрами являлись пористость образцов (10, 15 и 20 %) и время изотермической выдержки при спекании (30, 60 и 90 мин) [11]. Всего на графике приведены девять кривых, каждая из которых соответствует определенному сочетанию пористости и времени спекания.

Для каждого сочетания пористости и времени спекания обрабатывали данные не менее трех образцов. Определяли средние значения числа циклов до разрушения, средней скорости роста трещины на линейном участке и длительности начального этапа. Погрешность измерения числа циклов определялась стабильностью частоты нагружения ($7 \pm 0,1$ Гц) и составляла около 1,5 %. Погрешность амплитуды колебаний не превышала $\pm 0,1$ мм. Построение кривых усталостного разрушения выполняли по средним значениям для каждого режима.

Все девять кривых имеют S-образную (сигмоидальную) форму, характерную для усталостного разрушения материалов, с тремя последовательными этапами: начальным (зарождение субмикроскопических повреждений), линейным (стабильный рост трещины) и завершающим (ускоренное разрушение) [12]. Кривые для образцов с пористостью 20 % (ряды 1–3) располагаются левее всех, что свидетельствует о наименьшем числе циклов до разрушения и наибольшей скорости роста трещины. Образцы с пористостью 10 % (ряды 7–9) демонстрируют максимальную усталостную долговечность, наиболее продолжительный начальный этап и наименьший наклон линейного участка. При сравнении кривых с одинаковой пористостью установлено, что увеличение времени спекания с 30 до 90 мин оказывает наиболее заметное положительное влияние на усталостную прочность для низкопористых образцов (10 %), тогда как при высокой пористости (20 %) влияние времени спекания выражено слабо [13].

На рис. 7 приведены микроструктуры спеченных образцов, отражающие кинетику усталостного разрушения на различных его этапах. Микроструктура характеризуется чередованием зон с разной травимостью [14]. В областях повышенной травимости выявляются дисперсные кристаллы пла-

стинчатой и (частично) равноосной формы, тогда как в зонах пониженной травимости структурные составляющие оптически не дифференцируются.

Включения в виде продолговатых светлых участков являются тройным твердым раствором Fe–Cu–Ni, состав которого варьируется по сечению в зависимости от локального соотношения меди и никеля, с максимумом концентрации в центральной части глобулы. Наличие такой неоднородной структуры связано с режимом спекания: низкая температура и короткая выдержка препятствуют полному растворению легирующих компонентов, вследствие чего формируется отмеченная структурная неоднородность [15, 16].

Опираясь на данные работ [5, 9], можно с уверенностью говорить, что в пористых спеченных материалах, с учетом степени деформации и температуры нагрева, реализуются два механизма зарождения центров рекристаллизации, которые непосредственно влияют на сопротивление зарождению и распространению трещин: коалесценция субзерен и выгибание высокоугловой границы с образованием выступа [17]. Формирование данных центров определяет структурную неоднородность, от которой зависит склонность материала к микротрещинообразованию на ранних стадиях нагружения [11, 12].

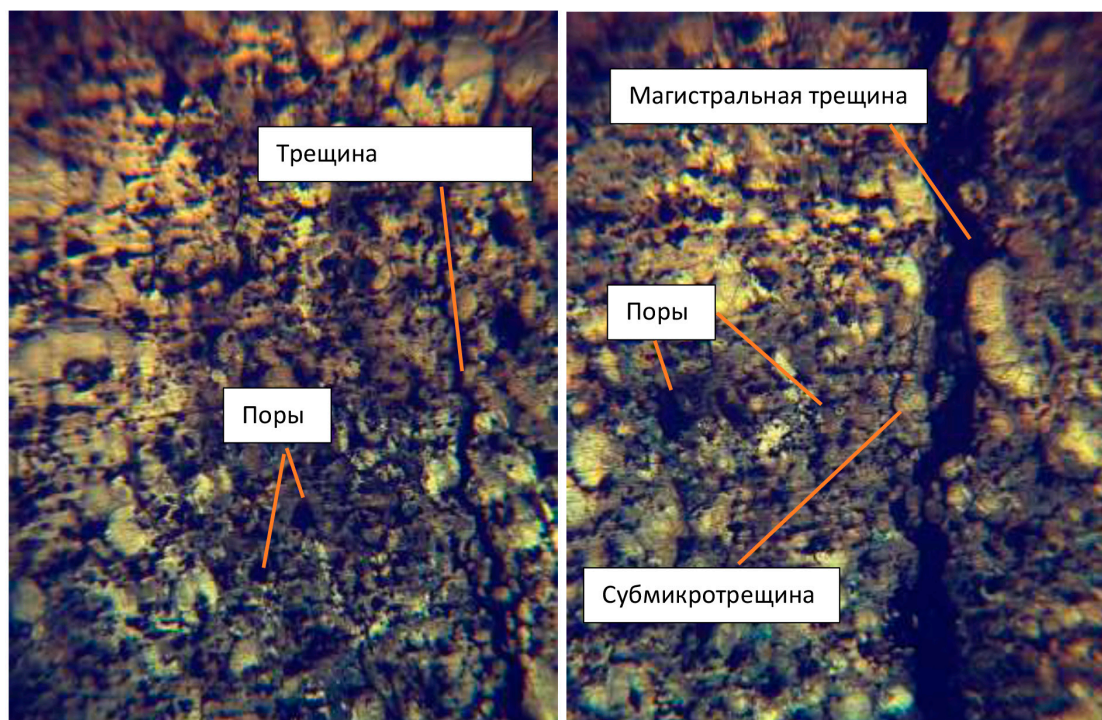


Рис. 7. Кинетика развития трещины в спеченных образцах H2Д2М: $T = 1050^{\circ}\text{C}$; $\tau = 30$ мин; $P = 20\%$
Примечание: составлен авторами по результатам данного исследования

Повышения свойств порошковых сталей можно также добиться путем усложнения их состава, а также применением термической и химико-термической обработки. Однако такие способы повышения свойств этих сталей имеют ряд особенностей, обусловленных, прежде всего, остаточной пористостью, а также химической и структурной неоднородностью [18].

Заключение

В результате выполнения экспериментальных исследований, направленных на установление закономерностей кинетики роста усталостной трещины в спеченном диффузионно-легированном порошковым материале системы Fe–Ni–Cu–Mo (марки ПЛ-Н2Д2М) при циклическом изгибе, сформулированы следующие основные выводы.

Установлено, что независимо от пористости (10–20 %) и времени спекания (30–90 мин) кинетика роста усталостной трещины подчиняется единой S-образной закономерности, включающей этапы зарождения повреждений, стабильного распространения и ускоренного роста вплоть до макроразрушения образца. Снижение остаточной пористости с 20% до 10% при прочих равных условиях приводит к увеличению числа циклов до разрушения, удлинению начального этапа зарождения трещины и уменьшению скорости ее роста на линейном участке. Пористость оказывает более существенное влияние на усталостную долговечность, чем время спекания. Увеличение длительности изотермической выдержки при спекании с 30 до 90 мин положительно сказывается на усталостной прочности, однако степень этого влияния существенно зависит от уровня пористости. Максимальный эффект наблюдается для низкопористых образцов (10 %), в то время как при высокой пористости (20 %) увеличение времени спекания не позволяет компенсировать негативное влияние обилия пор. Микроструктурный анализ выявил наличие тройного твердого раствора Fe–Cu–Ni, зон различной травимости и включений легирующих элементов, что создает локальные концентраторы напряжений. Формирование такой неоднородной структуры связано с выбранными режимами спекания (1050 °С, 30–90 мин), которые не обеспечивают полного растворения легирующих компонентов.

Полученные закономерности позволяют обоснованно выбирать технологические параметры (пористость, время спекания)

для обеспечения требуемой усталостной долговечности деталей из порошковых материалов, работающих в условиях циклического нагружения – шестерен, рычагов, эксцентриков, корпусных деталей и элементов трансмиссий.

Список литературы

1. Erden M. A., Yaşar N., Korkmaz M. E., Ayvaci B., Nimel Sworna Ross K., Mozammel M. Investigation of microstructure, mechanical and machinability properties of Mo-added steel produced by powder metallurgy method // *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2021. Vol. 114. P. 2811–2827. DOI: 10.1007/s00170-021-07052-z.
2. Dorofeev V. Yu., Sviridova A. N., Samoilo V. A. Formation of Structure and Properties of Hot-Deformed Powder Steels Microalloyed with Sodium and Calcium in the Process of Thermal and Thermomechanical Treatment // *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2021. Vol. 62 (6). P. 723–731. DOI: 10.3103/S1067821221060080.
3. Hellenbrand G., Mevissen D., Brimmers J., Brecher C. Stressability of PM-Gears under Consideration of Local Porosity // *J. Jpn. Soc. Powder Metallurgy*. 2025. 72 Supplement. S1195–S1202. DOI: 10.2497/jjspm.16C-T11-03.
4. Dorofeev V. Yu., Sviridova A. N., Svistun L. I. Influence of Sodium Microalloying on Rolling Contact Endurance and Mechanical Properties of Hot-Deformed Powder Steels // *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2020. Vol. 61. Is. 3. P. 354–361. DOI: 10.3103/S1067821220030062.
5. Агеев Е. В., Кругляков О. В., Алтухов А. Ю., Андреева А. Е. Анализ износостойкости образцов, полученных селективным сплавлением электроэрозионных железохромоникелевых порошков // *Известия Юго-Западного государственного университета. Серия: Техника и технологии*. 2026. № 1. С. 8–18. DOI: 10.21869/2223-1528-2026-16-1-8-18.
6. Егоров М. С., Егорова Р. В., Ковтун М. В. Влияние содержания углерода на формирование контактной межчастичной поверхности при горячей допрессовке // *Безопасность техногенных и природных систем*. 2023. Vol. 7 (2). P. 90–101. DOI: 10.23947/2541-9129-2023-7-2-90-101.
7. Tan Z., Liu Y., Huang X., Li S. Fatigue Behavior of Alloy Steels Sintered from Pre-Alloyed and Diffusion-Bonding Alloyed Powders // *Metals*. 2022. Vol. 12. Is. 4. P. 659. DOI: 10.3390/met12040659.
8. Schenk O., Kaletsch A., Brockmann C. Numerical and experimental Assessment of the Effect of Sintering Time and Temperature on Yielding Behaviour of sintered Steel // *Journal of the Japan Society of Powder and Powder Metallurgy*. 2025. Vol. 72. P. S263–S270. DOI: 10.2497/jjspm.14F-T12-06.
9. Özdemirler D., Gündüz S., Erden M. Influence of NbC addition on the sintering behaviour of medium carbon PM steels // *Metals*. 2017. Vol. 7 (4). P. 121. DOI: 10.3390/met7040121.
10. Егорова Р. В., Егоров М. С., Пустовойт В. Н., Егоров А. М. Влияние микроструктурных факторов на механизм разрушения и пластичность спеченных хромоникелевых порошковых сталей при сдвиговых деформациях // *Металлург*. 2026. № 3. С. 99–103. DOI: 10.52351/00260827_2026_3_99.
11. Пустовойт В. Н., Гришин С. А., Дука В. В., Федосов В. В. Установка для исследования кинетики развития трещины при испытаниях на циклический изгиб // *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. 2020. Т. 86. № 7. С. 59–64. DOI: 10.26896/1028-6861-2020-86-7-59-64.
12. Пустовойт В. Н., Гришин С. А., Долгачев Ю. В., Дука В. В. Усталостное разрушение стали со структурной феррито-мартенситного композита // *Известия высших учебных заведений. Черная металлургия*. 2022. № 65 (2). С. 92–97. DOI: 10.17073/0368-0797-2022-2-92-97.

13. Duan Y., Liu W., Ma Y., Cai Q. Revealing Charpy impact behavior of 30CrMnSiNi2A steel prepared by powder hot isostatic pressing // *Materials Characterization*. 2025. Vol. 221. Art. 114727. DOI: 10.1016/j.matchar.2025.114727.

14. Hojati M., Gierl-Mayer C., Danninger H. Impact Fracture Behaviour of Powder Metallurgy Steels Sintered at Different Temperatures // *Berg- und Hüttenmännische Monatshefte*. 2024. Vol. 169. P. 132–139. DOI: 10.1007/s00501-024-01428-w.

15. Dai Z., Chen H., Ding R. Lu Q., Zhang Ci., Yang Z. van der Zwaag S. Fundamentals and application of solid-state phase transformations for advanced high strength steels containing metastable retained austenite // *Materials Science and Engineering*. 2021. Vol. 143. P. 10590. DOI: 10.1016/j.mser.2020.100590.

16. Fontanari V., Molinari A., Marini M., Pahl W., Benedetti M. Tooth Root Bending Fatigue Strength of High-Density Sintered Small-Module Spur Gears: The Effect of Porosity and Microstructure // *Metals*. 2019. Vol. 9 (5). P. 599. DOI: 10.3390/met9050599.

17. Егоров М. С., Егорова Р. В., Пустовойт В. Н., Баглюк Г. А. Кинетика возникновения трещин в осаживаемых цилиндрических образцах // *Вестник Донского государственного технического университета*. 2017. № 3 (90). С. 103–109. DOI: 10.23947/1992-5980-2017-17-3-103-109.

18. Егоров М. С., Месхи Б. Ч., Егорова Р. В. Термическая обработка спеченных порошковых сталей. Аустенитизация в спеченных порошковых сталях // *Металлург*. 2024. № 9. С. 54–59. DOI: 10.52351/00260827_2024_9_54.

Конфликт интересов: Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

Conflict of interest: The authors declare that there is no conflict of interest.

Финансирование: Авторы заявляют об отсутствии внешнего финансирования.

Financing: The research was performed without external funding.