

Оригинальная статья / Original article

УДК 621.762.1

<https://doi.org/10.21869/2223-1528-2026-16-2-60-74>

Кинетика роста усталостной трещины в спечённом диффузионно-легированном порошковом материале системы Fe-Ni-Cu-Mo при циклическом изгибе

Р.В. Егорова¹✉

¹ Донской государственный технический университет
пл. Гагарина, д. 1, г. Ростов-на-Дону 344003, Российская Федерация

✉ e-mail: regorova@donstu.ru

Резюме

Цель. Изучение кинетики роста усталостной трещины при циклическом изгибе спеченного диффузионно-легированного материала Fe-Ni-Cu-Mo (марка ПЛ-Н2Д2М) и установление количественных закономерностей влияния остаточной пористости (10–20%) и времени изотермической выдержки при спекании (30–90 минут) на усталостную долговечность.

Методы. Образцы изготавливали методом статического холодного прессования с последующим спеканием при 950°C в среде диссоциированного аммиака. Испытания на циклический изгиб проводили на вибростенде с частотой 7 Гц с амплитудой по циклу нагружения 3,5 мм. Регистрацию кинетики роста трещины осуществляли методом электропотенциалов с усилением сигнала аналогоцифровым преобразователем и записью в программе LGraph2. По тарировочным зависимостям разность потенциалов пересчитывали в длину трещины, после чего строили S-образные кривые в координатах «длина трещины – число циклов».

Результаты. Установлен трехстадийный S-образный характер усталостного разрушения для всех исследованных образцов. Снижение пористости с 20 до 10% приводит к увеличению числа циклов до разрушения, удлинению начального этапа зарождения трещины и снижению скорости ее роста на линейном участке. Увеличение времени спекания с 30 до 90 минут положительно влияет на усталостную прочность, этот эффект максимален при пористости 10% и слабо выражен при 20%.

Заключение. Пористость является определяющим фактором усталостной долговечности, тогда как время спекания эффективно только для низкопористых материалов. Метод электропотенциалов подтвердил применимость для непрерывного контроля кинетики роста трещины в реальном времени. Полученные закономерности позволяют обоснованно выбирать технологические режимы для изготовления деталей из порошковых материалов, работающих при циклических нагрузках (шестерни, рычаги, эксцентрики, элементы трансмиссий).

Ключевые слова: порошковая металлургия; диффузионно-легированная сталь; усталостная прочность; циклический изгиб; метод электропотенциалов; пористость.

Конфликт интересов: Автор декларирует отсутствие явных и потенциальных конфликтов интересов, связанных с публикацией настоящей статьи.

Для цитирования: Егорова Р.В. Кинетика роста усталостной трещины в спечённом диффузионно-легированном порошковом материале системы Fe-Ni-Cu-Mo при циклическом изгибе // Известия Юго-Западного государственного университета. Серия: Техника и технологии. 2026. Т. 16, № 2. С. 60–74. <https://doi.org/10.21869/2223-1528-2026-16-2-60-74>.

Поступила в редакцию 25.04.2026

Подписана в печать 29.05.2026

Опубликована 30.06.2026

Kinetics of fatigue crack growth in a sintered diffusion-alloyed powder material of the Fe-Ni-Cu-Mo system under cyclic bending

Rimma V. Egorova ¹ ✉

¹ Don State Technical University

1 Gagarin sq., Rostov-on-Don 344003, Russian Federation

✉ e-mail: regorova@donstu.ru

Abstract

Purpose. Study of the fatigue crack growth kinetics during cyclic bending of the sintered diffusion-alloyed Fe-Ni-Cu-Mo material (PL-N2D2M grade) and establishment of quantitative patterns of the influence of residual porosity (10-20%) and the time of isothermal exposure during sintering (30-90 minutes) on the fatigue durability.

Methods. The samples were made by static cold pressing followed by sintering at 950⁰ C in the medium of dissociated ammonia. Cyclic bending tests were carried out on a vibration stand with a frequency of 7 Hz with an amplitude of 3.5 mm in the loading cycle. The crack growth kinetics were recorded by the method of electro-potentials with signal amplification by an analog-digital converter and recording in the LGraph2 program. The potential difference was converted to crack length using calibration curves, and S-shaped curves were plotted in the "crack length-number of cycles" coordinates.

Results. A three-stage S-shaped fatigue failure pattern was established for all the samples studied. Reducing the porosity from 20% to 10% leads to an increase in the number of cycles before failure, an extension of the initial crack initiation stage, and a decrease in the rate of crack growth in the linear stage. Increasing the sintering time from 30 minutes to 90 minutes has a positive effect on fatigue strength, with the maximum effect observed at a porosity of 10% and a slight effect at 20%.

Conclusion. Porosity is a determining factor in fatigue durability, whereas sintering time is effective only for low-porous materials. The electropotential method has confirmed its applicability for continuous monitoring of crack growth kinetics in real time. The obtained patterns allow for the reasonable selection of technological modes for the production of parts from powder materials that operate under cyclic loads (gears, levers, eccentrics, transmission elements).

Keywords: powder metallurgy; diffusion-alloyed steel; fatigue strength; cyclic bending; electro-potential method; porosity

Conflict of interest: The Author declare the absence of obvious and potential conflicts of interest related to the publication of this article.

For citation: Egorova R.V. Kinetics of fatigue crack growth in a sintered diffusion-alloyed powder material of the Fe-Ni-Cu-Mo system under cyclic bending. *Izvestiya Yugo-Zapadnogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Tekhnika i tekhnologii* = *Proceedings of the Southwest State University. Series: Engineering and Technologies*. 2026;16(2):60-74. (In Russ.) <https://doi.org/10.21869/2223-1528-2026-16-2-60-74>.

Received 25.04.2026

Accepted 29.05.2026

Published 30.06.2026

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].

Исходная форма частиц порошка выступает ключевой характеристикой как в традиционной порошковой металлургии, так и в технологии аддитивного синтеза. Качество формируемой структуры готового изделия из порошковых материалов обеспечивается сферической формой частиц, оказывающей положительное влияние на высокую текучесть порошкового слоя и равномерность его поступления в рабочую зону. В производственных условиях порошки сферической морфологии получают методами атомизации, включая газовую, вакуумную и центробежную разновидности [3]. Однако эти способы обладают рядом технологических и стоимостных недостатков, в частности трудности синтеза частиц со сложным химическим составом и малая рентабельность при выпуске небольших объемов материала [4].

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 [5] 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 чистовой формы. Однако пористость наряду с неоднородной микроструктурой может негативно влиять на механическое поведение, особенно на усталостную прочность [6].

Образование трещин как макроскопического вида нарушений в кристаллических телах нередко связано с процессами пластической деформации. Появление таких дефектов основано на механизме скольжения дислокаций в соответствующих полосах при деформировании реальных кристаллических тел, что создает

условия, при которых взаимное смещение слоев материала осуществляется как незавершенный сдвиг, запуская механизм трещинообразования.

Разрушение порошковых структурно неоднородных спеченных материалов – многофакторный процесс, в котором специфику деструкции определяет совокупность условий: структурные параметры материала, его химический состав, состояние поверхности, схема приложенной нагрузки, параметры окружающей среды и ряд иных факторов [7]. Под воздействием перечисленных факторов механизм разрушения подвержен изменению от хрупкого до замедленного пластически вязкого. С учетом возможной трансформации указанного механизма ключевым условием прогнозирования разрушения твердого спеченного тела и управления этим процессом является представление о том, каким образом структурные особенности материала обуславливают характер протекающих в нем деструктивных изменений.

Настоящее исследование сосредоточено на влиянии пористости, температуры и времени на процесс усталостного циклического разрушения спеченных порошковых материалов.

Материалы и методы

Реализация экспериментальной программы, предусмотренной для достижения цели, потребовала задействования следующего оборудования и материалов.

В работе использовался отечественный порошок марки ПЛ-Н2Д2М производства ПАО «Северсталь» г. Череповец (ТУ 14-5402-2002 «Порошок железный диффузионно-легированный»). Порошок ПЛ-Н2Д2М – это диффузионно-легированный железный порошок, полученный методом отжига смеси порошков, содержащих легирующий добавки. Химический состав используемого порошка представлен в таблице 1 [8] (данные сертификата качества №343-843 от 12.05.2025 г.).

Таблица 1. Химический состав порошка марки ПЛ-Н2Д2М**Table 1.** Chemical composition of PL-H2D2M grade powder

Элемент / Element	Содержание, масс. % / Content, mass. % /
C	0,02
O	0,25
Mo	0,3–0,7
Ni	1,5–2,5
Cu	1,5–2
Mn	0,15
Si	0,05
S	0,02
P	0,02

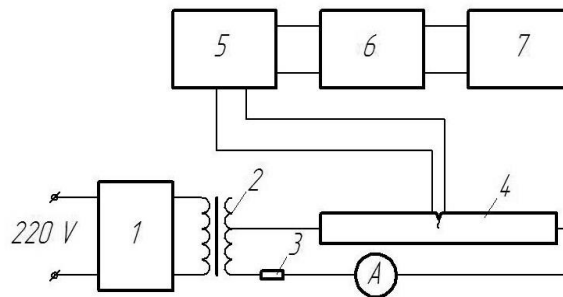
С целью определения однородности порошковой смеси, распределения легирующих элементов, а также определения структурных составляющих, характера разрушения в изломах порошковых материалов применялся электронный микроскоп марки S-3400N фирмы HitachiHigh – Technologies Corporation (Япония), оснащенный рентгеновским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

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 6×6×70 мм. Гомогенизирующее спекание производили в лаборатории термической обработки кафедры «Материаловедение и технология металлов» в муфельной электропечи модели SNOL 6,7/1300 при температуре 950°C в среде защитного газа – диссоциированного аммиака. Время спекания составляло 30, 60 и 90 минут.

Испытания на циклический изгиб проводили с использованием испытательной машины лабораторной установки (рис. 1) в автоматическом режиме с помощью персонального компьютера [10].

**Рис. 1.** Установка для усталостных испытаний на циклический изгиб**Fig. 1.** Installation for fatigue testing under cyclic bending

Установка состояла из стенда для наведения усталостной трещины и средств контроля за кинетикой ее развития. Возникновение и дальнейший рост трещины фиксировался в реальном времени методом электропотенциалов, представленный в работе [10], согласно схеме, приведенной на рисунке 2.

**Рис. 2.** Схема измерения разности потенциалов**Fig. 2.** Diagram for measuring the potential difference

Для этого через балластное сопротивление 3 на образец с надрезом формы V 4, от понижающего трансформатора РНО-250-5 2 подавался регулируемый переменный электрический ток частотой 50 Гц (рис. 3).

Электропитание блока для исключения нестабильности сети на результаты опытов проводилось через стабилизатор напряжения С-09 1.

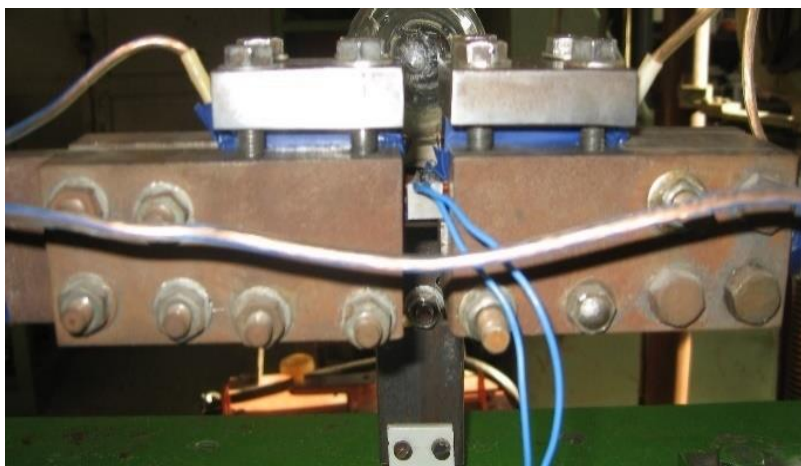


Рис. 3. Образец в зажимах стэнда с подсоединенными проводами у надреза

Fig. 3. The specimen in the grips of the test stand with wires connected near the notch

У краев исходного надреза вследствие возникновения и роста трещины создавалась разность потенциалов, величину которой измеряли милливольтметром переменного тока 5 с коэффициентом усиления равным 7. Далее сигнал попадал на аналогоцифровой преобразователь E-154 6, производства L-Card, который преобразовывал аналоговый сигнал в цифровой с передачей в компьютерную среду LGraph2 7. Специальная программа LGraph2 обрабатывала поступающую информацию, обеспечивая запись кинетики падения напряжения на образце в процессе развития усталостной трещины в реальном времени [10].

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, т. е. 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.

Результаты и их обсуждение

Элементный состав порошка ПЛ-Н2Д2М и карта распределения элементов

представлены на рисунках 4 и 5, а также в таблице 2 [11].

Таблица 2. Химический состав порошка марки ПЛ-Н2Д2М

Table 2. Chemical composition of PL-H2D2M grade powder

Точка	Ост.	Fe	Ni	Cu	Mo
Весовая доля, %					
1	0,4	98,9		0,7	
2		44,3			55,7
3		7,9		90,5	1,6
4	0,5	43,1			56,4
16		13,6	84,8		1,6
Атомная доля, %					
1	0,9	98,5		0,6	
2		57,7			42,3
3		8,9		90,0	1,1
4	1,4	56,0			42,6
16		14,3	84,8		1,0

На рисунке 6 представлен общий вид образцов до и после испытаний на усталостный излом. На среднем образце видны следы рисок для визуального контроля длины трещины. После определенного времени проведения эксперимента (12 мин~ 5040 циклов) производили фиксацию роста длины трещины для каждого образца.

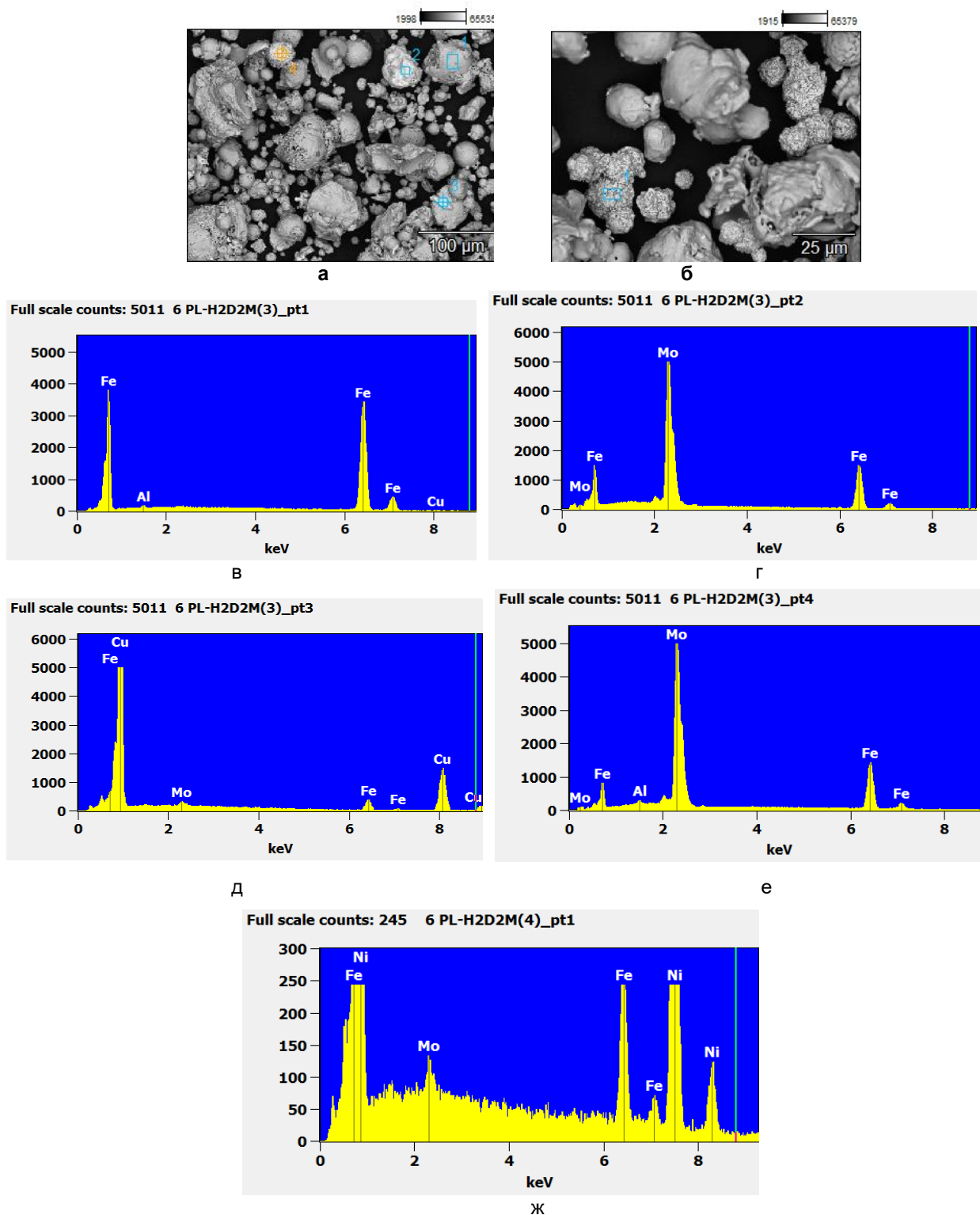


Рис. 4. Элементный анализ порошка ПЛ-Н2Д2М: а – изображение порошка (точки 1-4) 100 мкм; б – изображение порошка (точка 1) 50 мкм; в – микрорентгеноспектральный анализ частиц порошка в точке 1; г – то же в точке 2; д – то же в точке 3; е – то же в точке 4; ж – то же в точке 1 для рисунка б

Fig. 4. Elemental analysis of PL-H2D2M powder: а – powder image (points 1-4) 100 mkm; б – powder image (points 1) 50 mkm; в – microrentgenospectral analysis of powder particles at point 1; г – it's the same at point 2; д – it's the same at point 3; е – it's the same at point 4; ж – it's the same at point 1 for figure б

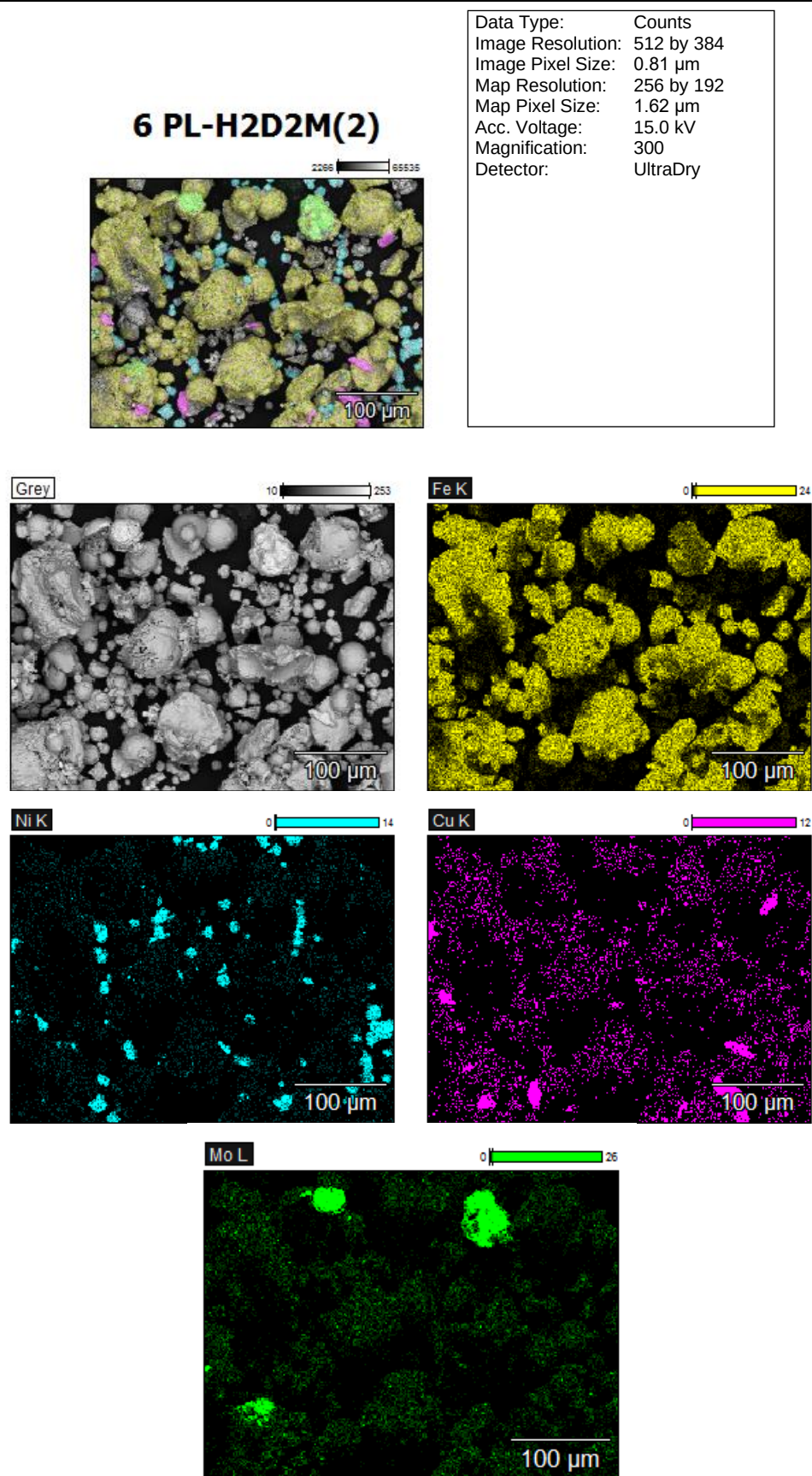


Рис. 5. Карта распределения элементов смеси в состоянии поставки

Fig. 5. Distribution map of the elements of the mixture in the state of delivery



Рис. 6. Образцы до и после испытаний на усталостный изгиб

Fig. 6. Samples before and after fatigue bending tests

В процессе проведения испытаний на усталостных изгиб записывалась диаграмма кинетики роста трещины, фиксируемая с помощью метода разности потенциалов [12] в координатах «разность потенциалов – время» (рис. 7). Эта диаграмма затем расшифровывалась для построения графика зависимости длины усталостной трещины от числа циклов усталостных испытаний, который приведен на рисунке 8.

Для расшифровки данных эксперимента использовался тарифовочный график в координатах [10] «разность потенциалов (U) – длина трещины ($L_{тр}$)», приведенный на рисунке 6, построенный на основе показаний милливольтметра в соответствии с размерами сечения образца, протекающего через него тока и длины усталостной трещины [11].

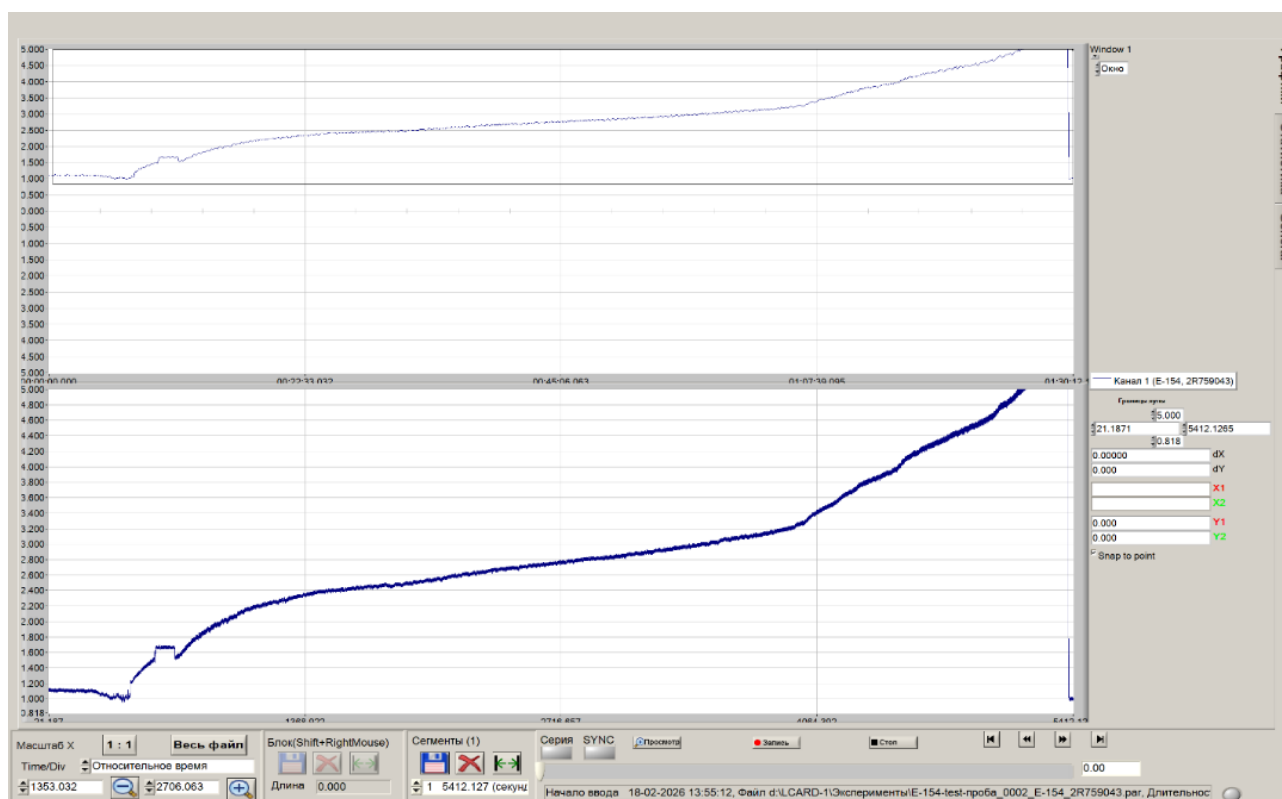


Рис. 7. График роста усталостной трещины в координатах «разность потенциалов – время»

Fig. 7. Graph of the growth of a fatigue crack in the “potential difference – time” coordinates

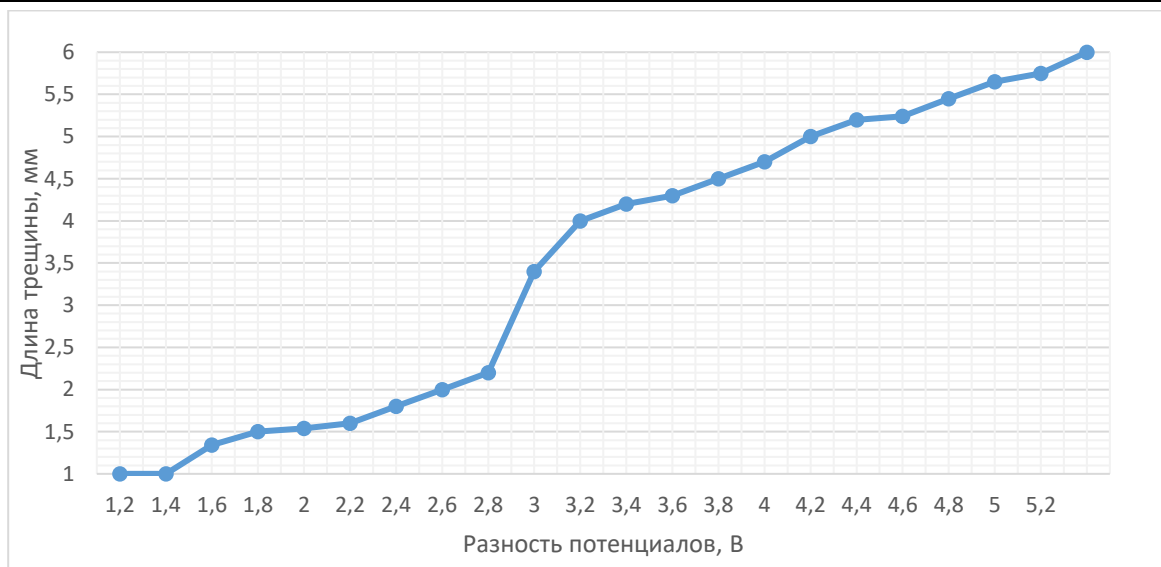


Рис. 8. Тарировочный график (сечение образца 6х6 мм; J = 5 А)

Fig. 8. Calibration chart (sample cross-section 6x6 mm; J = 5 A)

Показания роста длины трещины снимали каждые 12–15 мин, что составляло примерно $5 \cdot 10^3$ циклов. На рисунке 9 представлены экспериментальные зависимости длины усталостной трещины от количества циклов нагружения для спеченного порошкового материала марки ПЛ-Н2Д2М. Испытания проводились при фиксированной температуре спекания 950°C. Переменными параметрами являлись пористость образцов (10, 15 и 20%) и время изотермической выдержки при спекании (30, 60 и 90 мин).

Всего на графике приведено девять кривых, каждая из которых соответствует определённому сочетанию пористости и времени спекания (рис. 9). Все девять кривых имеют S-образную (сигмоидальную) форму, что является характерным признаком усталостного разрушения материалов [12]. На каждой кривой отчётливо выделяются три последовательных этапа роста трещины [13]. Начальный этап – медленный, почти горизонтальный участок, соответствующий зарождению и накоплению субмикроскопических повреждений в зоне концентратора напряжений (V-надреза). На этом этапе длина трещины увеличивается незначительно, однако число циклов может расти существенно. Протяжённость этого этапа характеризует

сопротивление материала инициированию усталостной трещины [14].

Линейный этап – участок с практически постоянной скоростью роста трещины. На графике этому этапу соответствует прямолинейный наклонный участок. Длина трещины возрастает пропорционально числу циклов. Угол наклона этого участка определяет скорость распространения усталостной трещины в материале.

Завершающий этап – резкий подъём кривой, соответствующий ускоренному росту трещины вплоть до полного макро-разрушения образца. На этом этапе небольшое увеличение числа циклов приводит к быстрому росту трещины и последующему излому образца [15].

При сравнении кривых с одинаковым временем спекания, но разной пористостью, наблюдается чёткая закономерность:

Образцы с пористостью 20% (рис. 9, ряды 1, 2, 3) располагаются на графике левее всех. Это означает, что разрушение у них наступает при наименьшем количестве циклов [15]. Начальный этап у этих образцов самый короткий, а линейный участок имеет наибольший наклон, что свидетельствует о высокой скорости распространения трещины. Также для высокопористых образцов переход к линейному и завершающему этапам происходит при меньшей длине трещины.

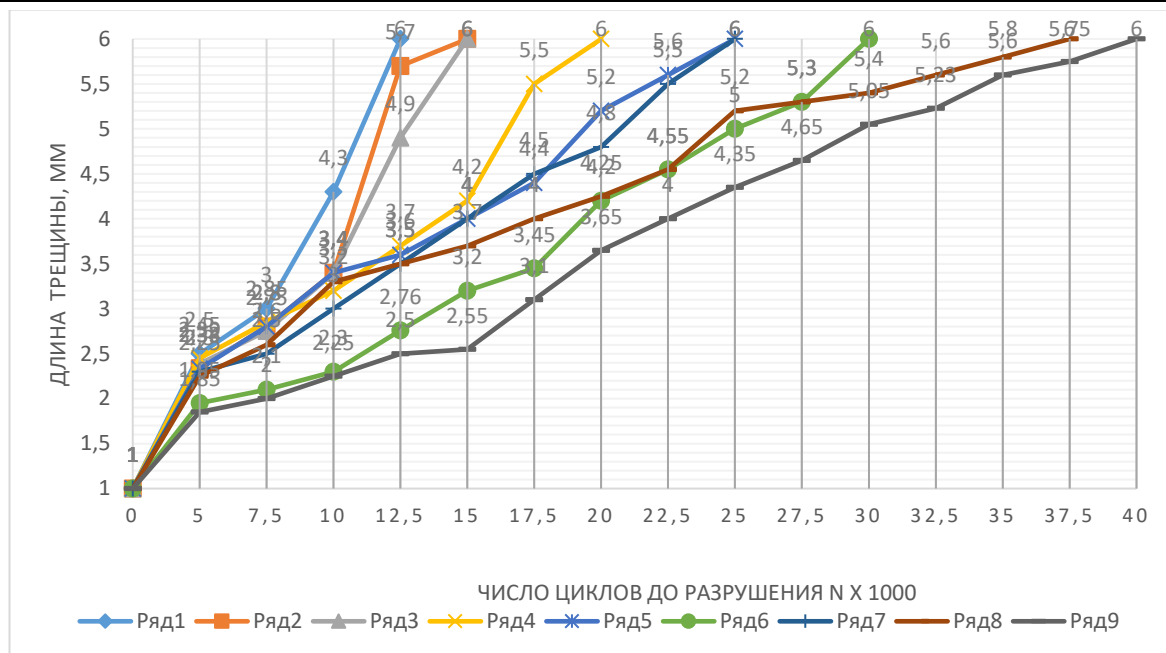


Рис. 9. Зависимость длины усталостной трещины от числа циклов усталостных испытаний для спеченного материала Н2Д2М. Температура спекания 950°C. Обозначение рядов: ряд 1 – $P = 20\%$; $\tau = 30$ мин; ряд 2 – $P = 20\%$; $\tau = 60$ мин; ряд 3 – $P = 20\%$; $\tau = 90$ мин; ряд 4 – $P = 15\%$; $\tau = 30$ мин; ряд 5 – $P = 15\%$; $\tau = 60$ мин; ряд 6 – $P = 15\%$; $\tau = 90$ мин; ряд 7 – $P = 10\%$; $\tau = 30$ мин; ряд 8 – $P = 10\%$; $\tau = 60$ мин; ряд 9 – $P = 10\%$; $\tau = 90$ мин

Fig. 9. Dependence of the fatigue crack length on the number of fatigue test cycles for the sintered material N2D2M. The sintering temperature is 950°C. Row designation: row 1 – $N = 20\%$; $\tau = 30$ min; row 2 – $N = 20\%$; $\tau = 60$ min; row 3 – $N = 20\%$; $\tau = 90$ min; row 4 – $N = 15\%$; $\tau = 30$ min; row 5 – $N = 15\%$; $\tau = 60$ min; row 6 – $N = 15\%$; $\tau = 90$ min; row 7 – $N = 10\%$; $\tau = 30$ min; row 8 – $N = 10\%$; $\tau = 60$ min; row 9 – $N = 10\%$; $\tau = 90$ min

Образцы с пористостью 15% (см. рис. 9, ряды 4, 5, 6) занимают промежуточное положение между кривыми для 20% и 10% пористости. Их кривые смещены вправо относительно высокопористых, но левее низкопористых.

Образцы с пористостью 10% (см. рис. 9, ряды 7, 8, 9) расположены на графике правее всех. Они выдерживают наибольшее число циклов до разрушения. Начальный этап у них наиболее продолжительный, наклон линейного участка – самый пологий, что указывает на наименьшую скорость роста трещины. Переход к ускоренному разрушению происходит при значительно большей длине трещины по сравнению с пористыми образцами.

При сравнении кривых с одинаковой пористостью, но разным временем спекания установлено следующее:

– для пористости 10% (ряды 7, 8, 9) влияние времени спекания выражено

наиболее сильно. Кривая для $\tau = 90$ мин (ряд 9) заметно смещена вправо относительно кривой для $\tau = 30$ мин (ряд 7). Это означает, что увеличение длительности спекания с 30 до 90 мин при низкой пористости существенно повышает сопротивление материала усталостному разрушению. Образец, спечённый 90 мин, выдерживает значительно больше циклов, чем образец, спечённый 30 мин при той же пористости;

– для пористости 15% (ряды 4, 5, 6) влияние времени спекания прослеживается, но оно менее заметно, чем в случае с пористостью 10%. Кривые для 30, 60 и 90 мин расположены с некоторым сдвигом, но этот сдвиг меньше по величине [16];

– для пористости 20% (ряды 1, 2, 3) влияние времени спекания выражено слабее всего. Кривые для $\tau = 30$, 60 и 90 мин находятся близко друг к другу, а разница в числе циклов до разрушения между ними

невелика. Это говорит о том, что при высокой пористости (20%) увеличение времени спекания уже не может существенно компенсировать негативное влияние обилия пор на усталостную прочность.

На рисунке 10 приведены микроструктуры спеченных образцов, отражающие кинетику усталостного разрушения на различных его этапах. Микроструктура характеризуется чередованием зон с разной травимостью [17].

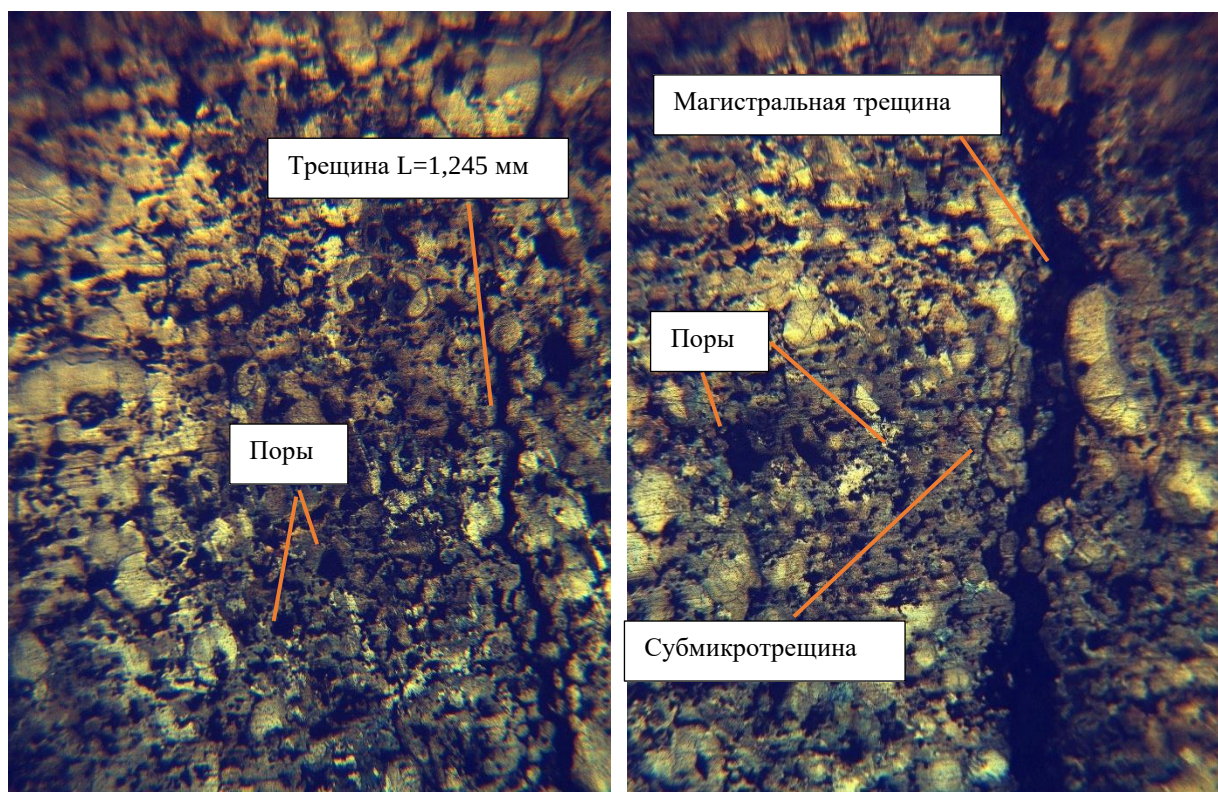


Рис. 10. Кинетика развития трещины в спеченных образцах N2D2M: $T = 950^{\circ}\text{C}$; $\tau = 30$ мин; $P = 20\%$

Fig. 10. Crack development kinetics in sintered N2D2M samples: $T = 950^{\circ}\text{C}$; $\tau = 30$ min; $P = 20\%$

В областях повышенной травимости выявляются дисперсные кристаллы пластинчатой 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 [18].

Зарождение центров рекристаллизации в условиях высокотемпературной деформации спечённых пористых материалов оказывает влияние на возникновение и распространение трещин по механизму коалесценции субзерен и за счет выгибания высокоугловой границы с образованием выступа. Указанные особенности подробно изложены в работе [19]. Формирование данных центров определяет структурную неоднородность, от которой зависит склонность материала к микротрещинообразованию на ранних стадиях нагружения.

Повышения свойств порошковых сталей можно 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 [20].

Выводы

В ходе выполнения экспериментальных исследований установлены основные закономерности усталостного разрушения спеченного диффузионно-легированного порошкового материала марки ПЛ-Н2Д2М в зависимости от пористости (10–20%) и времени спекания (30–90 мин) при постоянной температуре 950°C.

1. Установлен трёхстадийный характер усталостного разрушения для всех исследованных образцов. Независимо от пористости и времени спекания кинетика роста трещины подчиняется единой S-образной закономерности, включающей этапы медленного зарождения, линейного стабильного распространения и ускоренного роста вплоть до макроразрушения.

2. Пористость является определяющим фактором усталостной долговечности. Снижение пористости с 20% до 10% при прочих равных условиях приводит к увеличению числа циклов до разрушения, удлинению начального этапа зарождения трещины и уменьшению скорости её роста на линейном участке.

3. Время спекания оказывает положительное влияние на усталостную прочность, однако степень этого влияния существенно зависит от уровня пористости. Максимальный эффект от увеличения длительности спекания с 30 до 90 мин наблюдается для низкопористых образцов (10%); при высокой пористости (20%) влияние времени спекания выражено слабо.

4. Показана связь структурной неоднородности с трещиностойкостью. Вследствие выбранного режима спекания (950°C, 30–90 мин) в материале формируется неоднородная микроструктура с тройным твёрдым раствором Fe–Cu–Ni и зонами различной травимости, что создаёт локальные концентраторы напряжений и способствует зарождению субмикротрещин на ранних стадиях нагружения.

5. Подтверждена применимость метода электропотенциалов для непрерывного контроля кинетики роста усталостной трещины в реальном времени при циклическом изгибе порошковых материалов. Полученные тарировочные зависимости позволяют количественно оценивать длину трещины по изменению разности потенциалов без остановки испытаний.

6. Практическая значимость работы заключается в том, что полученные закономерности позволяют обоснованно выбирать технологические параметры (пористость, время спекания) для обеспечения требуемой усталостной долговечности деталей из порошковых материалов, работающих в условиях циклического нагружения: шестерён, рычагов, эксцентриков, корпусных деталей и элементов трансмиссий.

7. Перспективы дальнейших исследований связаны с изучением влияния более высоких температур спекания (выше 950°C) и последующей термической обработки на усталостные характеристики, а также с установлением количественных корреляций между параметрами пористой структуры (размер, форма и распределение пор) и критической длиной трещины на различных этапах разрушения.

Список литературы

1. Дьячкова Л.Н. Порошковые материалы на основе железа с повышенными механическими и триботехническими свойствами: монография. Минск: Белорусская наука, 2020. 204 с.
2. Егоров М.С., Еремеева Ж.В., Егорова Р.В. Методы получения железных, стальных порошков и конструкционных материалов на их основе. Ростов н/Д: Дон. гос. технический ун-т, 2021. 251 с. EDN QNGGKG.
3. Ageev E.V., Ageeva A.E. Phase composition of Titanium powders obtained for additive machines by electrodispersion of ot4 alloy waste in alcohol // Journal of Machinery Manufacture and

Reliability. 2024. Vol. 53, no. 4. P. 379-385. <https://doi.org/10.1134/S1052618824700213>. EDN NQWOWQ.

4. Исследование пористости образцов, полученных селективным сплавлением электроэрозионных железохромоникелевых порошков / Е.В. Агеев, О.В. Кругляков, А.Ю. Алтухов, А.Е. Андреева // Известия Юго-Западного государственного университета. 2026. Т. 30, № 1. С. 8-19. <https://doi.org/10.21869/2223-1560-2026-30-1-8-19>. EDN РМУРОО.

5. Материалы в современном машиностроении / Г.Х. Шарипзянова, А.В. Андреева, Ж.В. Еремеева, Н.М. Ниткин. М.: Инфра-Инженерия, 2021. 192 с. EDN KGOLYR.

6. Исследование процесса спекания порошковой стали СП60ХН4Д2М с различными пластификаторами и легирующими добавками в исходной шихте / Ж.В. Еремеева, Ю.С. Тер-Ваганянц, Г.Х. Шарипзянова, О.В. Корзников // Материаловедение. 2023. № 1. С. 41-48. <https://doi.org/10.31044/1684-579X-2023-0-1-41-48>. EDN HJWPOX.

7. Дьячкова Л.Н. Особенности формирования структуры и свойств порошковых сталей с добавками, активирующими диффузионные процессы при спекании // Известия Национальной академии наук Беларуси. Серия физико-технических наук. 2020. Т. 65, № 1. С. 43-53. <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2020-65-1-43-53>.

8. Егоров М.С., Егорова Р.В. Технология изготовления детали «Втулка» № сс42049 левой опоры шнека подборщика кормоуборочного ПЗ000 из порошковой стали // Современные наукоемкие технологии. 2026. № 1. С. 30-36. <https://doi.org/10.17513/snt.40645>. EDN KUNQCS.

9. Влияние микроструктурных факторов на механизм разрушения и пластичность спеченных хромоникелевых порошковых сталей при сдвиговых деформациях / Р.В. Егорова, М.С. Егоров, В.Н. Пустовойт, А.М. Егоров // Металлург. 2026. № 3. С. 99-103. https://doi.org/10.52351/00260827_2026_3_99. EDN KНQBFK.

10. Установка для исследования кинетики развития трещины при испытаниях на циклический изгиб / В.Н. Пустовойт, С.А. Гришин, В.В. Дука, В.В. Федосов // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2020. Т. 86, № 7. С. 59-64. <https://doi.org/10.26896/1028-6861-2020-86-7-59-64>. EDN AFJEDW.

11. Порошковые материалы производства ПАО "Северсталь" / О.В. Миронова, О.В. Корзников, Ж.В. Еремеева, В.Ю. Лопатин, В.К. Нарва // Новые материалы и технологии: порошковая металлургия, композиционные материалы, защитные покрытия, сварка: материалы 16-й Международной научно-технической конференции. Минск: Белорусская наука, 2024. С. 134-137. EDN NWBYUS.

12. Усталостное разрушение стали со структурой феррито-мартенситного композита / В.Н. Пустовойт, С.А. Гришин, Ю.В. Долгачев, В.В. Дука // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. 2022. Т. 65, № 2. С. 92-97. <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-2-92-97>. EDN PQQUSJ.

13. Qiao R., Yan X. The characterization of fatigue damage of 316L stainless steel parts formed by selective laser melting with harmonic generation technique // Mater. (Basel). 2022. Vol. 15, no. 3. <https://doi.org/10.3390/ma15030718>.

14. Усталостное разрушение стали 316L, изготовленной методом селективного лазерного плавления / Л.Р. Ботвина, Е.Н. Белецкий, Ю.А. Демина, И.А. Иванов // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2024. Т. 90, № 7. С. 56-67. <https://doi.org/10.26896/1028-6861-2024-90-7-56-67>.

15. Dudrova E., Kabátova M. A review of failure of sintered steels: fractography of static and dynamic crack nucleation, coalescence, growth and propagation // Powder Metallurgy. 2016. Vol. 59, no. 2. P. 148-167. <https://doi.org/10.1080/00325899.2016.1145786>

16. Егоров М.С., Егорова Р.В. Определение зависимости механических свойств спеченных дисперсно-упрочненных сплавов на основе железа от условий спекания // Безопасность техногенных и природных систем. 2022. № 2. С. 76-83. <https://doi.org/10.23947/2541-9129-2022-2-76-83>. EDN KLJCDR.

17. Егоров М.С., Егорова Р.В. Пластичность композиционных материалов с определением температурных режимов горячей штамповки, исключающих появление дефектов в структуре

материала // Заготовительные производства в машиностроении. 2019. Т. 17, № 2. С. 66-72. EDN VUINKF.

18. Егоров М.С., Егорова Р.В. Влияние операции спекания на свойства дисперсно- упрочненных сплавов на основе железа // Известия Юго-Западного государственного университета. Серия: Техника и технологии. 2022. Т. 12, № 2. С. 81-95. <https://doi.org/10.21869/2223-1528-2022-12-2-81-95>. EDN TFKXKQ.

19. Влияние режимов закалки и отпуска на структуру и свойства горячедеформированных порошковых сталей с ультрадисперсными частицами / М.С. Егоров, Р.В. Егорова, А.В. Мозговой, К.В. Гантимуров, М.В. Ковтун // Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. 2025. Т. 19, № 1. С. 15-22. <https://doi.org/10.17073/1997-308X-2025-1-15-22>. EDN UDSXXY.

20. 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. https://doi.org/10.52351/00260827_2024_9_54. EDN HWBDWZ.

References

1. Dyachkova L.N. Powder materials based on Iron with enhanced mechanical and tribotechnical properties. Minsk: Belorusskaya Nauka; 2020, 204 p. (In Russ.)

2. Egorov M.S., Ereemeeva Zh.V., Egorova R.V. Methods of obtaining Iron, steel powders and structural materials based on them. Rostov-on-Don: Don. gos. techn. un-t; 2021. 251 p. (In Russ.) EDN QNGGKG.

3. Ageev E.V., Ageeva A.E. Phase composition of Titanium powders obtained for additive machines by electrodispersion of ot4 alloy waste in alcohol. *Journal of Machinery Manufacture and Reliability*. 2024;53(4):379-385. <https://doi.org/10.1134/S1052618824700213>. EDN NQWOWQ.

4. Ageev E.V., Kruglyakov O.V., Altukhov A.Yu., Andreeva A.E. Investigation of porosity of samples obtained by selective fusion of electroerosive Iron-Chromium-Nickel powders. *Izvestiya Yugo-Zapadnogo gosudarstvennogo universiteta = Proceedings of the Southwest State University*. 2026;30(1):8-19. (In Russ.) <https://doi.org/10.21869/2223-1560-2026-30-1-8-19>. EDN PMYPOO.

5. Sharipzyanova G.H., Andreeva A.V., Ereemeeva Zh.V., Nitkin N.M. Materials in modern mechanical engineering. Moscow: Infra-Engineering; 2021. 192 p. (In Russ.) EDN KGOLYR.

6. Ereemeeva Zh.V., Ter-Vaganyants Yu.S., Sharipzyanova G.H., Korznikov O.V. Investigation of the sintering process of SP60XN4D2M powder steels with various plasticizers and alloying additives in the initial charge. *Materialovedenie = Materials Science*. 2023;(1):41-48. (In Russ.) <https://doi.org/10.31044/1684-579X-2023-0-1-41-48>. EDN HJWPOX.

7. Dyachkova L.N. Features of the formation of the structure and properties of powder steels with additives that activate diffusion processes during sintering. *Izvestiya Natsional'noi akademii nauk Belarusi. Seriya fiziko-tekhnicheskikh nauk = Proceedings of the National Academy of Sciences of Belarus. Series of Physical and technical Sciences*. 2020;65(1):43-53. (In Russ.) <https://doi.org/10.29235/1561-8358-2020-65-1-43-53>.

8. Egorov M.S., Egorova R.V. Manufacturing technology of the "Sleeve" part No. ss42049 left screw supports of the forage picker p3000 made of powder steel. *Sovremennye naukoemkie tekhnologii = Modern high-tech technologies*. 2026;(1):30-36. (In Russ.) <https://doi.org/10.17513/snt.40645>. EDN KUNQCS.

9. Egorova R.V., Egorov M.S., Pustovoi V.N., Egorov A.M. The influence of microstructural factors on the mechanism of destruction and plasticity of sintered Chromium–Nickel powder steels under shear deformations. *Metallurg = Metallurg*. 2026;(3):99-103. (In Russ.) https://doi.org/10.52351/00260827_2026_3_99. EDN KHQBKF.

10. Pustovoi V.N., Grishin S.A., Duka V.V., Fedosov V.V. Installation for studying the kinetics of crack development during cyclic bending tests. *Zavodskaya laboratoriya. Diagnostika materialov = Industrial Laboratory. Diagnostics of Materials*. 2020;86(7):59-64. (In Russ.) <https://doi.org/10.26896/1028-6861-2020-86-7-59-64>. EDN AFJEDW.

11. Mironova O.V., Korznikov O.V., Ereemeeva Zh.V., Lopatin V.Yu., Narva V.K. Powdered materials produced by PJSC Severstal. In: *Novye materialy and technologies: materialy 16-i Mezhdunarodnoi nauchno-tekhnicheskoi konferentsii = Powder metallurgy, composite materials, protective coatings, welding: proceedings of the 16th International scientific and technical conference*. Minsk: Belarusian Science; 2024. P. 134-137. (In Russ.) EDN NWBYUS.
12. Pustovoi V.N., Grishin S.A., Dolgachev Yu.V., Duka V.V. Fatigue failure of steel with ferrite-martensitic composite structure. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Chernaya metallurgiya = News of higher educational institutions. Ferrous metallurgy*. 2022;65(2):92-97. (In Russ.) <https://doi.org/10.17073/0368-0797-2022-2-92-97>. EDN PQQUSJ.
13. Qiao R., Yan X. The characterization of fatigue damage of 316L stainless steel parts formed by selective laser melting with harmonic generation technique. *Mater.* (Basel). 2022;15(3). <https://doi.org/10.3390/ma15030718>.
14. Botvina L.S., Belecky E.N., Demina Yu.A., Ivanov I.A. Fatigue fracture of 316L steel manufactured by selective laser melting method. *Zavodskaya laboratoriya. Diagnostika materialov = Industrial laboratory. Diagnostics of Materials*. 2024;90(7):56-67. (In Russ.) <https://doi.org/10.26896/1028-6861-2024-90-7-56-67>.
15. Dudrova E., Kabátova M. A review of failure of sintered steels: fractography of static and dynamic crack nucleation, coalescence, growth and propagation. *Powder Metallurgy*. 2016;59(2):148-167. <https://doi.org/10.1080/00325899.2016.1145786>.
16. Egorov M.S., Egorova R.V. Determination of mechanical properties of sintered dispersion-strengthened Iron-based alloys depending on sintering conditions. *Bezopasnost' tekhnogennykh i prirodnykh sistem = Safety of Technogenic and Natural Systems*. 2022;(2):76-83. (In Russ.) <https://doi.org/10.23947/2541-9129-2022-2-76-83>. EDN KLJCDR.
17. Egorov M.S., Egorova R.V. Plasticity of composite materials with determination of temperature conditions of hot stamping, excluding the appearance of defects in the structure of the material. *Zagotovitel'nye proizvodstva v mashinostroenii = Procurement in mechanical engineering*. 2019;17(2):66-72. (In Russ.) EDN VUINKF.
18. Egorov M.S., Egorova R.V. The influence of sintering operations on the properties of dispersed-hardened Iron-based alloys. *Izvestiya Yugo-Zapadnogo gosudarstvennogo universiteta. Seriya: Tekhnika i tekhnologii = Proceedings of the Southwest State University. Series: Engineering and Technologies*. 2022;12(2):81-95. (In Russ.) <https://doi.org/10.21869/2223-1528-2022-12-2-81-95>. EDN TFKXKQ.
19. Egorov M.S., Egorova R.V., Mozgovoy A.V., Gantimurov K.V., Kovtun M.V. Effect of quenching and tempering on the structure and properties of hot-deformed powder steels with ultrafine particles. *Izvestiya vuzov. Poroshkovaya metallurgiya i funktsional'nye pokrytiya = Powder Metallurgy and Functional Coatings*. 2025;19(1):15-22. (In Russ.) <https://doi.org/10.17073/1997-308X-2025-1-15-22>. EDN UDSXXY.
20. Egorov M.S., Meskhi B.C., Egorova R.V. Heat treatment of sintered powder steels. Austenitization in sintered powder steels. *Metallurg = Metallurg*. 2024;(9):54-59. (In Russ.) https://doi.org/10.52351/00260827_2024_9_54. EDN HWBDWZ.

Информация об авторе / Information about the Author

Егорова Римма Викторовна, кандидат технических наук, доцент, доцент кафедры «Кибербезопасность информационных систем», Донской государственный технический университет, г. Ростов-на-Дону, Российская Федерация, e-mail: regorova@donstu.ru, ORCID: 0009-0006-5871-9079, Researcher ID: JQO-3802-2023

Rimma V. Egorova, Cand. Sci. (Engineering), Associate Professor, Associate Professor of Cybersecurity of Information Systems Department, Don State Technical University, Rostov-on-Don, Russian Federation, e-mail: regorova@donstu.ru, ORCID: 0009-0006-5871-9079, ResearcherID: JQO-3802-2023