

Научная статья

УДК 620.178.3:669.295

DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-9-173-183

ВЛИЯНИЕ ЧАСТОТЫ И ФОРМЫ ЦИКЛА НАГРУЖЕНИЯ НА ПАРАМЕТРЫ КИНЕТИЧЕСКОЙ ДИАГРАММЫ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT8-1

П.В. Рыжков¹, С.А. Монин¹, О.С. Кашапов¹

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

Аннотация. Рассмотрено влияние частоты нагружения, выдержки при максимальной нагрузке и блочного режима испытаний на кинетику роста усталостной трещины в титановом сплаве VT8-1 при комнатной температуре. Получены диаграммы, отражающие зависимость скорости роста трещины da/dN от размаха коэффициента интенсивности напряжений ΔK , для синусоидального цикла (при частотах 5–50 Гц), трапецеидального цикла с выдержкой (30–300 с) и блочного нагружения (количество циклов в блоке 120–480). Показано, что в области устойчивого роста трещины увеличение временной составляющей цикла и длительности блока приводит к снижению скорости роста трещины. Выделен уровень статистического разброса по повторным испытаниям.

Ключевые слова: титановый сплав VT8-1, усталостная трещина, скорость роста трещины, коэффициент интенсивности напряжений, выдержка при максимальной нагрузке, блочное нагружение

Для цитирования: Рыжков П.В., Монин С.А., Кашапов О.С. Влияние частоты и формы цикла нагружения на параметры кинетической диаграммы усталостного разрушения титанового сплава VT8-1 // Труды ВИАМ. 2026. № 9 (163). С. 173–183. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-9-173-183.

Scientific article

EFFECT OF LOADING FREQUENCY AND CYCLE SHAPE ON THE PARAMETERS OF THE FATIGUE CRACK GROWTH KINETIC DIAGRAM OF VT8-1 TITANIUM ALLOY

P.V. Ryzhkov¹, S.A. Monin¹, O.S. Kashapov¹

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

Abstract. The influence of loading frequency, dwell time at the maximum load, and block loading on fatigue crack growth kinetics in VT8-1 titanium alloy room temperature is examined. Diagrams were obtained, showing the dependence of crack growth rate da/dN on the stress intensity factor (ΔK) for a sinusoidal cycle (5–50 Hz), a trapezoidal cycle with dwell time (30–300 s), and block loading (quantity of cycles in a block 240–480). It was shown that in the stable crack growth region, an increase in the time component of the cycle and in the block duration leads to a decrease in the crack growth rate. The level of statistical scatter was determined from repeated tests.

Keywords: VT8-1 titanium alloy, fatigue crack, crack growth rate, stress intensity factor, dwell at maximum load, block loading

For citation: Ryzhkov P.V., Monin S.A., Kashapov O.S. Effect of loading frequency and cycle shape on the parameters of the fatigue crack growth kinetic diagram of VT8-1 titanium alloy. *Trudy VIAM*, 2026, no. 9 (163), pp. 173–183. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2026-0-9-173-183.

Введение

Титановые сплавы широко применяют в ответственных конструкциях, работающих в условиях циклических нагрузок, поэтому для оценки их ресурса и реализации подходов безопасной повреждаемости особое значение имеет описание кинетики распространения усталостных трещин [1–4]. Наиболее распространенным представлением экспериментальных данных служит кинетическая диаграмма $da/dN = f(\Delta K)$, отражающая зависимость скорости роста трещины от размаха коэффициента интенсивности напряжений ΔK . Для большинства титановых сплавов данная зависимость имеет трехстадийный характер: пороговую область (I стадия), область устойчивого роста (II стадия, описываемая степенным уравнением типа уравнения Пэриса) и область ускоренного роста при приближении к разрушению (III стадия).

Несмотря на формальное стадийное описание кинетической диаграммы, ее параметры в значительной степени зависят от режима нагружения. В первую очередь это относится к частоте f и форме цикла, поскольку они определяют продолжительности цикла и пребывания материала у вершины трещины в условиях максимального нагружения. Для синусоидального цикла изменение частоты определяет продолжительность цикла $T_{cycle} = 1/f$, а при введении выдержек при максимальной нагрузке дополнительно появляется временной параметр t_d , который может существенно превышать $1/f$. Следовательно, при сопоставлении синусоидального режима и режима с выдержкой корректный анализ должен учитывать не только величину ΔK , но и временную структуру цикла, так как именно она способна менять вклад зависимых от продолжительности процессов в зоне вершины трещины и тем самым смещать кинетическую зависимость [5–9].

Дополнительной задачей является отделение систематического влияния параметров режима (частота, выдержка, блочное нагружение) от статистического разброса экспериментальных данных. Для этой цели требуются оценка воспроизводимости при одинаковых условиях и сравнение различных режимов на фоне характерного уровня разброса, особенно в переходных областях диаграммы и при сопоставлении близких по уровню кривых.

Цель работы – анализ влияния частоты нагружения и временных параметров цикла (выдержки при максимальной нагрузке, параметры блочного нагружения) на три стадии кинетической диаграммы роста усталостной трещины в титановом сплаве при комнатной температуре с учетом статистического разброса экспериментальных результатов.

Работа выполнена в рамках реализации комплексной научной проблемы 2.2. «Квалификация и исследования материалов» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года»).

Материалы и методы

Для исследования выбран титановый сплав ВТ8-1 (крупная промышленная поковка, деформированная и отожженная при температурах двухфазной области по принятому для сплава режиму). Фазовый состав сплава представлен преимущественно гексагональной плотноупакованной α -фазой (~90 %), оставшиеся ~10 % приходятся на объемно-центрированную кубическую β -фазу. Микроструктура образцов для испытаний глобулярно-пластинчатого типа, с уменьшением объемной доли первичной α -фазы от центра к периферии поковки. В испытанных образцах объемная доля первичной α -фазы существенно не изменялась. В центральной зоне глобулы имеют

выраженную ориентацию и малую степень сфероидизации частиц, микроструктура преимущественного 3 типа девятитипной шкалы микроструктур поковок из титановых сплавов. Объемная доля первичной α -фазы составляет $\sim 65\%$ (рис. 1).

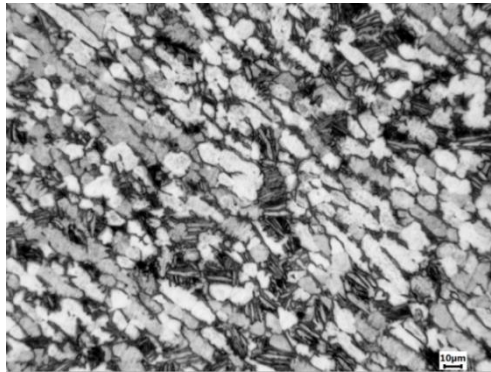


Рис. 1. Микроструктура сплава BT8-1

Испытания на скорость роста усталостной трещины проводили при комнатной температуре в условиях «мягкого» нагружения на компактных образцах внецентренного растяжения (рис. 2) с помощью универсальных сервогидравлических испытательных машин в соответствии с ASTM E647–24. Предварительную трещину размером не менее 2,5 мм выращивали при циклическом нагружении и постепенном снижении максимальной нагрузки цикла с 8 до 3,5 кН. Длину трещины регистрировали автоматически с помощью экстензометра методом упругой податливости. По результатам испытаний построены кинетические диаграммы вида

$$da/dN = f(\Delta K),$$

где da/dN – скорость роста трещины; ΔK – размах коэффициента интенсивности напряжений.

Нагружение осуществляли при синусоидальной форме цикла в диапазоне частот $f = 5\text{--}50$ Гц. Для оценки влияния временной структуры цикла дополнительно реализованы режимы с выдержкой (30, 60, 120 и 300 с) при максимальной нагрузке и фиксированной частоте. В режиме с выдержкой длительность одного цикла определяли как

$$T_{\text{cycle}} = 1/f + t_d,$$

что позволяло сопоставлять режимы, отличающиеся по реальной продолжительности действия нагрузки, при одинаковом уровне ΔK .

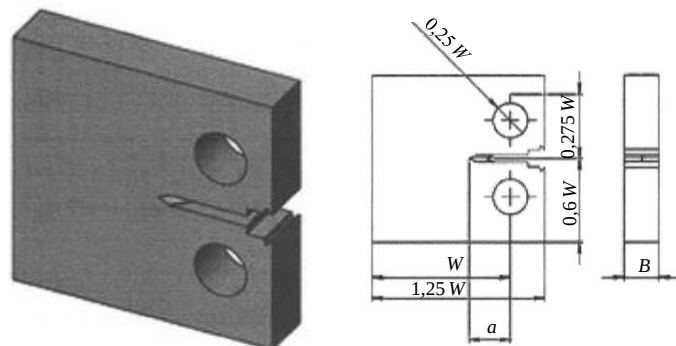


Рис. 2. Образец для испытания на скорость роста трещины усталости: W – ширина образца, измеряемая от линии приложения нагрузки до задней грани; B – толщина образца; a – длина трещины, измеряемая от линии приложения нагрузки до ее вершины

Для анализа влияния истории нагружения провели серию испытаний при блочном нагружении (количество циклов в блоке NB составило 120, 240 и 480). Параметр NB задает длительность работы материала в неизменном режиме внутри блока и используется для оценки влияния «длины» блока на параметры кинетической диаграммы. Частоту в блочных испытаниях принимали постоянной в пределах серии.

Для оценки эффекта временной составляющей цикла дополнительно нормировали скорость роста трещины по продолжительности цикла:

$$\frac{da}{dt} = \frac{1}{T_{cycle}} \cdot \frac{da}{dN},$$

где $T_{cycle} = 1/f$ и $T_{cycle} = 1/f + t_d$ для синусоидального режима и режима с выдержкой соответственно.

Для учета статистического разброса и оценки воспроизводимости результатов проведены повторные испытания при одинаковых условиях (не менее трех суммарно). Разброс оценивали по ширине рассеяния повторных кинетических кривых $da/dN(\Delta K)$ в логарифмических координатах, а также по разбросу значений $\log(da/dN)$ при фиксированных значениях ΔK . При анализе влияния частоты, выдержки и параметров блочного нагружения различия считали значимыми, если систематическое смещение кривых превышало характерный уровень статистического разброса, определенный по результатам повторных испытаний.

Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ.

Результаты и обсуждение

Оценка статистического разброса и воспроизводимости кинетических диаграмм

Для трех повторных испытаний при одинаковых условиях нагружения ($f = 5$ Гц при контроле размаха осевой силы ΔP) значения скорости роста трещины da/dN сравнивали при фиксированных уровнях ΔK (интерполяция в логарифмических координатах) (рис. 3). Статистическую устойчивость оценивали по среднему значению, стандартному отклонению и приближенному интервалу рассеяния $\pm 2s$ относительно среднего значения.

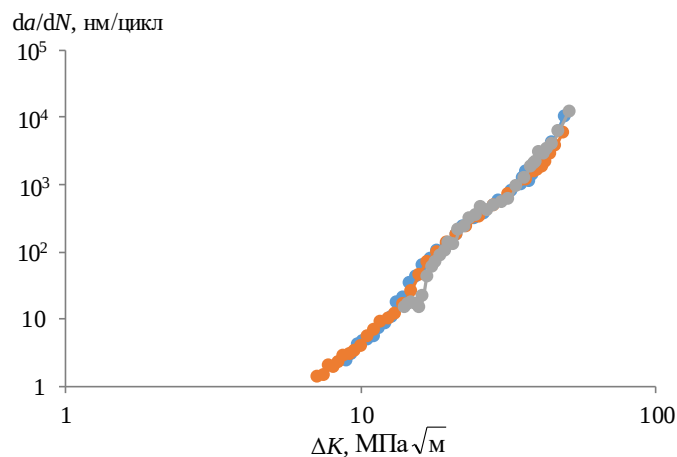


Рис. 3. Трехкратные испытания на скорость роста трещины усталости при одинаковых условиях нагружения

На диаграмме циклической трещиностойкости на II стадии разброс значений CV невелик: 0,18; 0,11 и 0,04 при ΔK , равном 18, 25 и 35 МПа $\sqrt{м}$ соответственно; интервалы

рассеяния da/dN составляют 56–118, 273–426 и 958–1140 нм/цикл соответственно. На границах диапазона разброс больше: при ΔK , равном 15 и 45 МПа $\sqrt{м}$, коэффициент вариации составил 0,37 и 0,17, а интервал рассеяния значений da/dN : 7–48 и 2625–5410 нм/цикл соответственно. Результаты статистической обработки повторных испытаний приведены в таблице.

**Статистические характеристики скорости роста усталостной трещины
при повторных испытаниях ($f = 5$ Гц)**

Размах коэффициента интенсивности напряжений ΔK , МПа $\sqrt{м}$	Скорость роста трещины da/dN , нм/цикл	Среднее значение скорости роста трещины, нм/цикл	Стандартное отклонение s , нм/цикл	Интервал рассеяния, нм/цикл	Коэффициент вариации CV
15	37,69 28,56 17,27	27,84	10,24	[7,36; 48,32]	0,37
18	94,52 97,15 69,44	87,04	15,50	[56,04; 118,04]	0,18
25	334,72 321,43 392,03	349,39	38,25	[272,89; 425,89]	0,11
35	1045,05 1005,23 1096,07	1048,78	45,49	[957,80; 1139,76]	0,04
45	4607,45 3273,28 4171,55	4017,43	696,21	[2625,01; 5409,85]	0,17

Влияние частоты при синусоидальном нагружении

На рис. 4 приведены кинетические диаграммы $da/dN(\Delta K)$ для синусоидального цикла при комнатной температуре и частотах $f = 5–50$ Гц (для значения $f = 40$ Гц представлены две экспериментальные кривые). В области значений $\Delta K \approx 8–11$ МПа $\sqrt{м}$ кривые практически совпадают (различия сопоставимы с воспроизводимостью). В случае $\Delta K \geq 12$ МПа $\sqrt{м}$ наблюдается систематическое расхождение: с увеличением частоты уровень da/dN в целом возрастает, эффект усиливается при переходе к большим значениям ΔK (области II и III стадий).

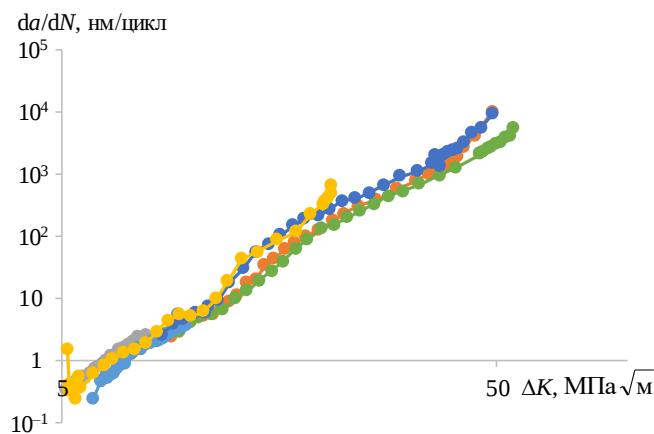


Рис. 4. Кинетические диаграммы $da/dN = f(\Delta K)$ для синусоидального нагружения при комнатной температуре и частоте нагружения 5 (●), 10 (●), 30 (●), 40 (●, ●) и 50 Гц (●)

Для количественной интерпретации различий используется уровень разброса по повторам: в зоне II стадии интервалы рассеяния при повторных испытаниях составляют 56–118, 273–426 и 958–1140 нм/цикл для размаха коэффициента интенсивности напряжений, составляющего 18, 25 и 35 МПа $\sqrt{м}$ соответственно. Смещения кривых, превышающие эти интервалы при соответствующих значениях ΔK , рассматриваются как устойчивый эффект изменения частоты, а не следствие статистического рассеяния.

Влияние выдержки при трапецеидальном нагружении

В ходе испытаний с выдержкой (рис. 5) при комнатной температуре выявлено, что увеличение величины t_d приводит к снижению значений da/dN на II стадии. При продолжительности выдержки 30, 60, 120 и 300 с и $\Delta K = 18$ МПа $\sqrt{м}$ скорость роста трещины da/dN составляет 84,5; 59,5; 57,6 и 35,1 нм/цикл, при $\Delta K = 25$ МПа $\sqrt{м}$: 269, 218, 218 и 128 нм/цикл соответственно.

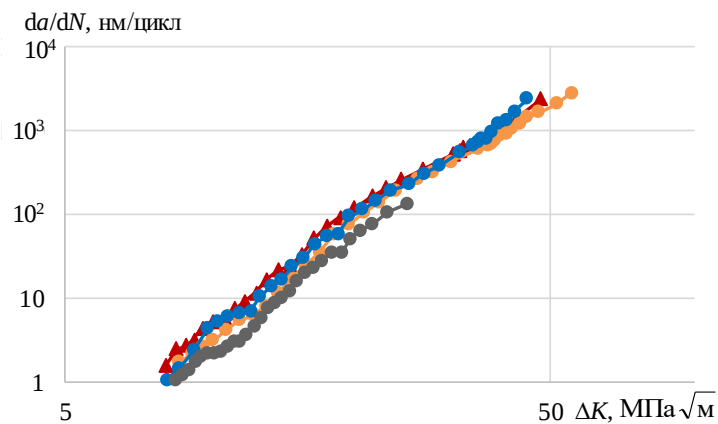


Рис. 5. Кинетические диаграммы $da/dN = f(\Delta K)$ при трапецеидальном нагружении с выдержкой 30 (▲), 60 (●), 120 (●) и 300 с (●)

Наблюдаемое замедление роста трещины при увеличении t_d согласуется с данными зарубежных работ: эффект выдержки для титановых сплавов может проявляться как изменение эффективной движущей силы трещины из-за закрытия/контакта берегов и связанных с этим явлений, включая вклад продуктов окисления (oxide-induced closure) для температурных испытаний [8]. Одновременно в научно-технической литературе показано, что сама по себе выдержка при испытаниях деформируемого сплава состава Ti–6Al–4V способна существенно менять кинетику роста трещины по сравнению с чистым синусоидальным нагружением [10]. Для $(\alpha + \beta)$ -титановых сплавов также подчеркивают, что выраженность эффектов выдержки в цикле зависит от микроструктурных факторов и может быть заметно слабее в более равномерной «перемешанной» структуре, что объясняет отсутствие резкого ускорения при выдержках в неблагоприятно ориентированных зернах [11]. Наконец, в работах, посвященных изучению влияния выдержки в цикле, отдельно рассмотрено влияние среды и водорода. Показано, что при наличии водородного/температурного фактора выдержка может давать противоположный по знаку эффект (ускорение), т. е. знак эффекта определяется условиями испытаний [12].

Влияние блочного нагружения при синусоидальном нагружении

При блочном нагружении (рис. 6) получены кинетические диаграммы $da/dN(\Delta K)$ для следующих режимов: $f = 10$ Гц, количество циклов в блоке 120 и 240; $f = 20$ Гц, количество циклов в блоке 240 и 480.

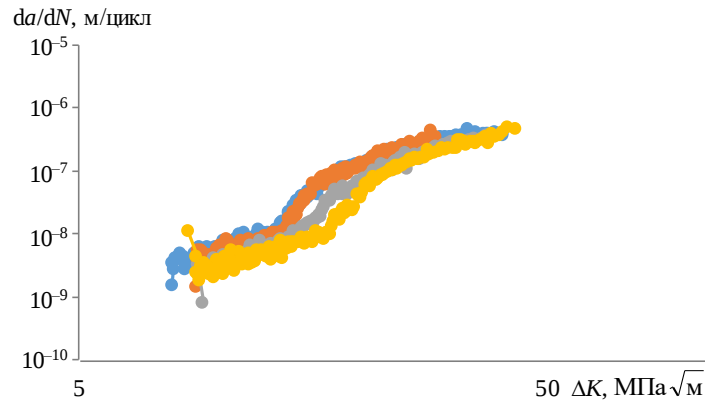


Рис. 6. Кинетические диаграммы $da/dN = f(\Delta K)$ для синусоидального нагружения при частоте 10 (●, ●) и 20 Гц (●, ●), количестве циклов в блоке 120 (●), 240 (●, ●) и 480 (●)

Продолжительность одного блока ($t_{block} = NB/f$) составляет 12 с для режимов $f = 10$ Гц, $NB = 120$ циклов и $f = 20$ Гц, $NB = 240$ циклов; 24 с – для режимов $f = 10$ Гц, $NB = 240$ циклов и $f = 20$ Гц, $NB = 480$ циклов. В области значений $\Delta K \gtrsim 12$ МПа $\sqrt{м}$ наблюдается устойчивая тенденция: при меньшей продолжительности блока (12 с) скорость роста трещины da/dN выше, чем при более длительном блоке (24 с). В зоне устойчивого роста трещины характер кривых сохраняется. При увеличении значений ΔK различия между режимами уменьшаются, однако для режима $f = 20$ Гц, $NB = 480$ циклов во всем рассматриваемом диапазоне сохраняется наиболее низкая скорость роста трещины da/dN (кривая располагается ниже остальных).

Оценка эффекта временной составляющей цикла

На рис. 7 показаны нормированные данные по скорости роста во времени

$$da/dt = (da/dN)/T_{cycle},$$

где $T_{cycle} = 1/f$ и $T_{cycle} = 1/f + t_d$ для синусоидального режима и режима с выдержкой соответственно.

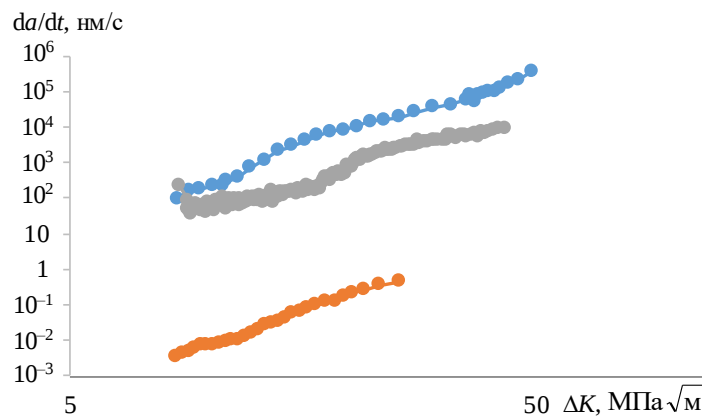


Рис. 7. Кинетические диаграммы $da/dt = f(\Delta K)$ для синусоидального режима нагружения при частоте 40 Гц (●), режима с выдержкой в течение 300 с (●), блочного нагружения при частоте 20 Гц и количестве циклов в блоке 480 (●)

После такой нормировки синусоидальный режим при $f = 40$ Гц характеризуется максимальным уровнем da/dt , а кривая для блочного нагружения при $f = 20$ Гц ($NB = 480$ циклов) располагается ниже, что соответствует меньшей частоте при

пересчете значений на единицу времени. Кривая для режима с выдержкой $t_d = 300$ с смещается на несколько порядков вниз относительно кривых для синусоидальных режимов, поскольку длительность цикла определяется главным образом продолжительностью выдержки ($T_{cycle} \approx t_d$), и скорость роста, отнесенная к единице времени, оказывается существенно меньше в рассматриваемом диапазоне значений ΔK . Данное наблюдение согласуется с представлениями о том, что при выдержках и снижении частоты усиливается влияние зависимых от продолжительности процессов в зоне вершины трещины (локальная ползучесть/релаксация и перераспределение напряжений), что изменяет кинетику роста трещины в титановых сплавах [13, 14].

В работах [12, 15] исследователи получили результаты, совпадающие с результатами данного исследования. В работе [12] изучено влияние температуры испытаний и выдержки в цикле на скорость роста трещины усталости в сплаве CP-Ti. Обнаружено, что при повышенных температурах (100, 200 и 300 °C) выдержка в цикле увеличивает скорость роста трещины. При комнатной температуре влияние выдержки неоднозначно: в одних областях кинетической диаграммы она приводит к увеличению скорости роста трещины, а в других – к уменьшению. В работе [15] исследовано влияние выдержки в цикле и частоты нагружения на скорость роста трещины усталости сплава состава Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0,1Si при комнатной температуре. Показано, что наличие выдержки и снижение частоты нагружения (с 10 до 1/3 Гц) уменьшают скорость роста трещины усталости.

Полученные зависимости показывают, что при сопоставлении режимов нагружения важно разделять влияние уровня нагрузки и продолжительности действия максимальных напряжений. Даже при одинаковом размахе коэффициента интенсивности напряжений длительность пребывания вершины трещины в наиболее нагруженном состоянии различается, поэтому одна и та же величина скорости в течение цикла может соответствовать разному темпу накопления повреждения в реальном времени. В области порога различия между кривыми невелики и часто укладываются в экспериментальный разброс, что указывает на повышенную чувствительность этой зоны на диаграмме циклической трещиностойкости к локальной микроструктуре и начальным условиям подготовки фронта трещины.

В области устойчивого роста трещины наблюдается согласованная тенденция к замедлению при увеличении временной составляющей цикла. Для режима с выдержкой это проявляется как постепенное снижение скорости с возрастанием продолжительности выдержки, а для блочного нагружения – как снижение скорости при увеличении длительности блока. Такая однонаправленность позволяет рассматривать выдержку и «длину» блока как близкие по смыслу параметры, увеличивающие вклад процессов, которые не только зависят от количества циклов, но и развиваются во времени. К таким процессам относят локальную релаксацию напряжений и перераспределение деформаций в зоне пластичности у вершины трещины, а также изменение условий контакта берегов трещины.

Отдельно следует отметить возможный вклад закрытия трещины. При увеличении продолжительности действия нагрузки и наличии продуктов взаимодействия со средой на поверхности разлома может усиливаться контакт берегов, что снижает эффективную амплитуду раскрытия и приводит к кажущемуся замедлению на диаграмме. Наиболее заметно это должно проявляться именно на II стадии, где рост устойчив и влияние контакта способно систематически смещать уровень кривой без резких изменений формы. Наличие статистической оценки воспроизводимости важно именно для отделения такого систематического смещения от случайного рассеяния.

Для практических расчетов ресурса это означает, что использование единой кинетической зависимости без указания режима нагружения может приводить к ошибке при переносе данных на реальные условия эксплуатации. В условиях переменной частоты и возможных пауз при максимальной нагрузке целесообразно хранить результаты не только в виде кривых, но и как набор параметров для разных режимов либо вводить поправочный коэффициент, основанный на характерной продолжительности цикла или блока. Кроме того, перспективным является анализ параметров уравнения Пэриса для каждого режима, поскольку изменение режима может проявляться не только как вертикальный сдвиг, но и как изменение наклона кривой в логарифмических координатах.

Выполненное исследование имеет ограничение: испытания проведены при комнатной температуре и для одной микроструктуры, тогда как изменение доли первичной α -фазы, размера элементов и степени сфероидизации могут менять чувствительность к временным эффектам. Кроме того, влияние среды в явном виде не разделялось, поэтому при переходе к другим условиям, например к повышенной влажности или вакууму, знак и величина эффектов могут отличаться. Указанные факторы следует учитывать при дальнейшем расширении программы испытаний и построении обобщенной модели роста трещины для данного сплава/полуфабриката. В качестве дополнительной проверки интерпретации целесообразно сопоставить кинетические данные с фрактографическими признаками. Если замедление связано с усилением закрытия трещины, на поверхностях разрушения ожидается более выраженная шероховатость и следы контакта, а также локальные участки уплотнения продуктов окисления. Если же основной вклад дают релаксация и снижение эффективных напряжений, более вероятно появление сглаженных зон с меньшей выраженностью ступенек усталостного роста. Такой анализ позволит уточнить физический механизм и повысить обоснованность переноса результатов на расчетные сценарии. Результаты его проведения планируется представить в последующих публикациях.

Заключения

Совокупность результатов испытаний на трещиностойкость показывает, что влияние временных параметров цикла проявляется согласованно в разных схемах нагружения. При синусоидальном режиме частотный эффект становится заметным при $\Delta K \geq 12 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$, кривые для разных значений f различаются по уровню da/dN , при этом для $f = 10 \text{ Гц}$ наблюдается наименьшее значение скорости роста трещины по сравнению с рядом более высоких частот. С увеличением продолжительности выдержки при максимальной нагрузке фиксируется снижение значений da/dN (наиболее выражено для $t_d = 300 \text{ с}$), а при блочном нагружении аналогичный эффект замедления проявляется через увеличение продолжительности блока $t_{block} = NB/f$ (с 12 до 24 с). Таким образом, наряду с частотой как параметром «цикловой» составляющей, в исследованном ($\alpha + \beta$)-титановом сплаве при комнатной температуре существенное влияние на уровень da/dN оказывает временная структура нагружения: увеличение продолжительности воздействия в цикле/блоке приводит к замедлению роста трещины и смещению кинетических зависимостей вниз в области II стадии. Полученные для поковки из сплава ВТ8-1 результаты согласуются с экспериментальными данными зарубежных исследователей для сплавов Ti6-4 и Ti6242S ($\alpha + \beta$)- и псевдо- α -классов соответственно.

Список источников

1. 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.

2. Каблов Е.Н., Ночовная Н.А., Грибков Ю.А., Ширяев А.А. Разработка высокопрочного титанового псевдо- β -сплава и технологий получения полуфабрикатов из него // Вопросы материаловедения. 2016. № 3 (87). С. 23–31.
3. Каблов Е.Н., Кашапов О.С., Медведев П.Н., Павлова Т.В. Исследование двухфазного титанового сплава системы Ti–Al–Sn–Zr–Si– β -стабилизаторы // Авиационные материалы и технологии. 2020. № 1 (58). С. 30–37. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-30-37.
4. Ночовная Н.А., Ширяев А.А. Особенности структурно-фазового состава и механических свойств псевдо- β -титанового сплава ВТ47, легированного добавками кремния // Авиационные материалы и технологии. 2023. № 1 (70). С. 51–60. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 15.03.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-51-60.
5. Ерасов В.С., Орешко Е.И. Испытания на усталость металлических материалов (обзор). Часть 2. Анализ уравнения Басквина–Мэнсона–Коффина. Методики испытаний и обработки результатов // Авиационные материалы и технологии. 2021. № 1 (62). С. 80–94. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 15.03.2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-80-94.
6. 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. 2022. № 5 (111). С. 123–137. URL: <https://www.viam-works.ru> (дата обращения: 26.02.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-5-123-137.
7. Ходинев И.А., Баранова Е.В. Усталостная долговечность жаропрочного титанового сплава при различных частотах нагружения // Труды ВИАМ. 2024. № 9 (139). С. 71–82. URL: <https://www.viam-works.ru> (дата обращения: 26.02.2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-9-71-82.
8. Stubbington C.A., Pearson S. Effect of dwell on the growth of fatigue cracks in Ti–6Al–4V alloy bar // Engineering Fracture Mechanics. 1978. Vol. 10. Is. 4. P. 723–756.
9. Горбовец М.А. Циклическая трещиностойкость жаропрочных никелевых сплавов для авиационных двигателей и силовых энергетических установок: дис. ... канд. техн. наук. М., 2016. 107 с.
10. Chesnutt J.C., Paton N.E. Hold time effects on fatigue crack propagation in Ti–6Al and Ti–6Al–4V // Metallurgical Transactions A. 1977. Vol. 8. Is. 7. P. 1025–1037.
11. Xu Y., Joseph S., Karamched P. et al. Predicting dwell fatigue life in titanium alloys using modeling and experiment // Nature Communications. 2020. Vol. 11. Art. 5868. DOI: 10.1038/s41467-020-19470-w.
12. Su C.-Y., Zhou C.-Y., Lu L. et al. Effect of Temperature and Dwell Time on Fatigue Crack Growth Behavior of CP–Ti // Metals. 2018. Vol. 8. No. 12. Art. 1031. DOI: 10.3390/met8121031.
13. Pilchak A., Fox K., Payton E. et al. Cold Dwell Fatigue of Titanium Alloys: History, Current State, and Aviation Industry Perspective: tech. rep. DOT/FAA/TC-23/40. Washington, 2024. URL: <https://rosap.ntl.bts.gov/view/dot/77938> (дата обращения: 26.02.2026). DOI: 10.21949/rfzv-6285.
14. Hurley P.J., Whittaker M.T., Webster P., Evans W.J. A methodology for predicting creep/fatigue crack growth rates in Ti 6246 // International Journal of Fatigue. 2007. Vol. 29. Is. 9. P. 1702–1710. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2007.01.014.
15. Shen W., Soboyejo W.O., Soboyejo A.B.O. An investigation on fatigue and dwell-fatigue crack growth in Ti–6Al–2Sn–4Zr–2Mo–0,1Si // Mechanics of Materials. 2004. Vol. 36. P. 117–140.

References

1. Kablov E.N. Innovative developments of FSUE «VIAM» SSC of RF on realization of «Strategic directions of the development of materials and technologies of their processing for the period until 2030». *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2015, no. 1 (34), pp. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
2. Kablov E.N., Nochovnaya N.A., Gribkov Yu.A., Shiryayev A.A. Development of high-strength titanium pseudo- β -alloy and technologies for obtaining semi-finished products from it. *Voprosy Materialovedeniya*, 2016, no. 3 (87), pp. 23–31.

3. Kablov E.N., Kashapov O.S., Medvedev P.N., Pavlova T.V. Study of a $\alpha + \beta$ -titanium alloy based on a system of Ti–Al–Sn–Zr–Si– β -stabilizing alloying elements. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2020, no. 1 (58), pp. 30–37. DOI: 10.18577/2071-9140-2020-0-1-30-37.
4. Nochovnaya N.A., Shiryayev A.A. Features of the structural and phase composition, mechanical properties of metastable β -titanium alloy VT47 alloyed with silicon. *Aviation materials and technologies*, 2023, no. 1 (70), pp. 51–60. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: March 15, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2023-0-1-51-60.
5. Erasov V.S., Oreshko E.I. Tests for fatigue of metal materials (review). Part 2. Analysis of the Basquin–Manson–Coffin equation. Methods of testing and processing of results. *Aviation materials and technology*, 2021, no. 1 (62), pp. 80–94. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: March 15, 2026). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-1-80-94.
6. Gorbovets M.A., Hodinev I.A., Karashaev M.M., Ryzhkov P.V. Low cycle dwell fatigue testing of heat resistant metallic materials (review). *Trudy VIAM*, 2022, no. 5 (111), pp. 123–137. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: February 26, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2022-0-5-123-137.
7. Hodinev I.A., Baranova E.V. Fatigue life of a heat-resistant titanium alloy at various loading frequencies. *Trudy VIAM*, 2024, no. 9 (139), pp. 71–82. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: February 26, 2026). DOI: 10.18577/2307-6046-2024-0-9-71-82.
8. Stubbington C.A., Pearson S. Effect of dwell on the growth of fatigue cracks in Ti–6Al–4V alloy bar. *Engineering Fracture Mechanics*, 1978, vol. 10, is. 4, pp. 723–756.
9. Gorbovets M.A. *Cyclic crack resistance of heat-resistant nickel alloys for aircraft engines and power plants*: thesis, Cand. Sc. (Tech.) Moscow, 2016, 107 p.
10. Chesnutt J.C., Paton N.E. Hold time effects on fatigue crack propagation in Ti–6Al and Ti–6Al–4V. *Metallurgical Transactions A*, 1977, vol. 8, is. 7, pp. 1025–1037.
11. Xu Y., Joseph S., Karamched P. et al. Predicting dwell fatigue life in titanium alloys using modelling and experiment. *Nature Communications*, 2020, vol. 11, art. 5868. DOI: 10.1038/s41467-020-19470-w.
12. Su C.-Y., Zhou C.-Y., Lu L. et al. Effect of Temperature and Dwell Time on Fatigue Crack Growth Behavior of CP–Ti. *Metals*, 2018, vol. 8, no. 12, art. 1031. DOI: 10.3390/met8121031.
13. Pilchak A., Fox K., Payton E. et al. *Cold Dwell Fatigue of Titanium Alloys: History, Current State, and Aviation Industry Perspective*: tech. rep. DOT/FAA/TC-23/40. Washington, 2024. Available at: <https://rosap.ntl.bts.gov/view/dot/77938> (accessed: February 26, 2026). DOI: 10.21949/rfzv-6285.
14. Hurley P.J., Whittaker M.T., Webster P., Evans W.J. A methodology for predicting creep/fatigue crack growth rates in Ti 6246. *International Journal of Fatigue*, 2007, vol. 29, is. 9, pp. 1702–1710. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2007.01.014.
15. Shen W., Soboyejo W.O., Soboyejo A.B.O. An investigation on fatigue and dwell-fatigue crack growth in Ti–6Al–2Sn–4Zr–2Mo–0.1Si. *Mechanics of Materials*, 2004, vol. 36, pp. 117–140.

Информация об авторах

Рыжков Петр Валерьевич, ведущий инженер, НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Монин Сергей Алексеевич, старший научный сотрудник, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Кашапов Олег Салаватович, начальник сектора, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, admin@viam.ru

Information about the authors

Petr V. Ryzhkov, Leading Engineer, NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Sergey A. Monin, Senior Researcher, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Oleg S. Kashapov, Head of Sector, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, admin@viam.ru

Статья поступила в редакцию 05.05.2026; одобрена и принята к публикации после рецензирования 05.06.2026.
The article was submitted 05.05.2026; approved and accepted for publication after reviewing 05.06.2026.