

УДК 539.3

DOI: 10.32326/1814-9146-2020-82-2-168-188

ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ УСТАЛОСТНОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ ПРИ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ*

© 2020 г.

**Волков И.А.¹, Игумнов Л.А.²,
Шишулин Д.Н.³, Еремеев В.А.⁴**

¹*Волжский государственный университет водного транспорта,
Нижний Новгород, Российская Федерация*

²*Научно-исследовательский институт механики
Национального исследовательского Нижегородского государственного
университета им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, Российская Федерация*

³*Нижегородский государственный технический университет
им. Р.Е. Алексеева, Нижний Новгород, Российская Федерация*

⁴*Гданьский политехнический университет, Гданьск, Польша*

pmptmvgavt@yandex.ru

Поступила в редакцию 26.02.2020

Рассматриваются процессы усталостной долговечности материалов и конструкций при эксплуатационных нагрузках, характеризующихся многопараметрическими нестационарными термомеханическими воздействиями.

С позиции механики поврежденной среды развита математическая модель, описывающая процессы термопластического деформирования и накопления усталостных повреждений при деградации материала по механизмам малоциклового и многоциклового усталости (с учетом их взаимодействия). Модель состоит из трех взаимосвязанных частей: соотношений, определяющих циклическое термопластическое поведение материала с учетом зависимости от процесса разрушения; уравнений, описывающих кинетику накопления усталостных повреждений; критерия прочности поврежденного материала.

Вариант определяющих соотношений термопластичности основан на представлении о поверхности текучести и принципе градиентальности вектора скорости пластических деформаций к поверхности текучести в точке нагружения и отражает основные эффекты процесса циклического пластического деформирования материала для произвольных сложных траекторий комбинированного термомеханического нагружения. Вариант кинетических уравнений накопления усталостных повреждений основан на введении скалярного параметра поврежденности, базируется на энергетических принципах и учитывает основные эффекты образования, роста и слияния микродефектов при произвольных сложных режимах нагружения. Предложена обобщенная форма эволюционного уравнения накопления усталостных повреждений в областях малоциклового и многоциклового усталости.

* Выполнено при финансовой поддержке РФФИ, проект 18-08-00881_а.

В качестве критерия прочности поврежденного материала используется условие достижения величиной поврежденности критического значения.

Для оценки степени достоверности и определения границ применимости развитых определяющих соотношений механики поврежденной среды проведены расчеты процессов термопластического деформирования и накопления усталостных повреждений и выполнено сравнение полученных численных результатов с данными натурных экспериментов на примере конкретной прикладной задачи. Проведен численный анализ влияния частоты падения капель дистиллята на термоциклическую усталостную долговечность материала нагретой поверхности трубы. Результаты расчетов процессов накопления усталостных повреждений при термопульсациях сопоставляются с экспериментальными данными.

Показано, что развитая модель качественно и с необходимой для инженерных расчетов точностью количественно описывает опытные данные и может эффективно применяться для оценки термоциклической усталостной долговечности конструкций при многоосных непропорциональных путях комбинированного термомеханического нагружения.

Ключевые слова: малоцикловая усталость, многоцикловая усталость, моделирование, механика поврежденной среды, напряженно-деформированное состояние, пластичность, поврежденность, усталостная долговечность, разрушение, ресурс.

Введение

Многолетние экспериментальные и теоретические исследования усталостных повреждений позволили сделать вывод, что усталость охватывает две отличающиеся друг от друга области циклического нагружения [1–3]. Одна из них – область малоцикловой усталости (МЦУ) – область циклического нагружения, при котором во время каждого цикла возникают знакопеременные макроскопические пластические деформации. Эта область характеризуется относительно небольшим числом циклов N_f до усталостного разрушения в экспериментах на одноосное растяжение-сжатие лабораторных образцов ($N_f \leq 10^4$) и реализуется в элементах конструкций в зонах высоких температур и конструктивной концентрации напряжений при номинальных допускаемых напряжениях в диапазоне $(0,5–0,8)\sigma_T$ (предела текучести материала). Процесс МЦУ сопровождается циклическим упрочнением (или разупрочнением) материала и нелинейной зависимостью напряжение–деформация при циклическом деформировании. Малоцикловая усталость в значительной мере зависит от циклических свойств конструкционного материала и истории термомеханического нагружения [4–7].

Другая область – область циклического нагружения, при котором макроскопическая деформация во время каждого цикла принимается упругой, а пластическими деформациями пренебрегают. Для этой области характерны малые нагрузки и значения $N_f > 10^5$ в экспериментах на одноосное растяжение-сжатие лабораторных образцов, она называется областью многоцикловой усталости (МнЦУ). Именно макроскопическая пластическая деформация позволяет отличить малоцикловую усталость от многоцикловой усталости.

В случае $N_f = 10^4–10^5$ одновременно действуют оба механизма деградации начальных прочностных свойств конструкционного материала.

Расчеты элементов конструкции на усталость обычно основываются на результатах испытаний лабораторных образцов. При этом априори предполагается, что

локальное поведение материала при усталости в опасной точке аналогично поведению рабочей части лабораторного образца при воздействии на него тех же циклических напряжений. Соответствующие условия проведения лабораторных испытаний определяются на основе анализа (экспериментальными или расчетными методами) локальной истории напряженно-деформированного состояния (НДС) при циклическом нагружении в опасной точке конструкции. При осуществлении лабораторных испытаний гладких образцов следует иметь в виду, что эффекты циклического упрочнения, циклического разупрочнения, релаксации напряжений, вида напряженного состояния, последовательности приложения нагрузок значительно влияют на усталостную долговечность конструкционных материалов (число циклов до разрушения). Наиболее распространенными стандартными испытаниями на малоцикловую усталость являются испытания на растяжение-сжатие гладких цилиндрических или корсетных образцов при различных постоянных амплитудах деформации (построение кривой малоциклового усталости). Поскольку на практике почти всегда имеют место многоосные напряженные состояния, возникает первая проблема – использование имеющихся результатов усталостной долговечности при одноосном НДС в случаях сложного многоосного напряженного состояния. Если усталостные характеристики являются изотропными (инвариантными к виду НДС), проблема решается достаточно просто путем введения эквивалентных напряжений и деформаций и соответствующего преобразования результатов одноосных испытаний. На практике, как правило, вид напряженного состояния оказывает сильное влияние на малоцикловую усталость. При испытаниях на одноосное растяжение-сжатие оно проявляется как влияние асимметрии цикла (влияние среднего напряжения цикла).

Многоосность напряженного состояния существенно влияет на долговечность материала, причем это влияние проявляется двояко: влияние собственно многоосности при пропорциональном нагружении (когда все компоненты тензора деформаций меняются пропорционально одному параметру) и влияние вращения главных площадок тензора напряжений и деформаций (когда компоненты меняются не в фазе).

Эти факты показывают, что долговечность материала при малоциклового усталости в значительной степени зависит от вида напряженного состояния, и экстраполяция результатов, полученных из экспериментов на одноосное симметричное растяжение-сжатие, на другие виды напряженного состояния должна проводиться с большой осторожностью.

Влияние непропорциональности нагружения, при котором компоненты тензоров напряжений и деформаций меняются не в фазе (главные площадки тензоров вращаются), а тензоры напряжений и пластических деформаций несоосны, заключается в следующем [8–10]:

- форма траектории деформирования является параметром, существенно влияющим на усталостную долговечность;
- конструкционные материалы демонстрируют сложное циклическое поведение в условиях многоосного непропорционального нагружения – дополнительное циклическое упрочнение или разупрочнение;
- при непропорциональном циклическом нагружении критерий эквивалентных деформаций или интенсивности деформаций не является критерием эквивалентности и может привести к неконсервативным оценкам.

В статье [11] на основании анализа экспериментальных данных отмечается, что критерий Мизеса не является эквивалентным критерием при многоосном напряженном состоянии, так как он нечувствителен к гидростатической составляющей тензора напряжений σ . В частности, отмечено, что двухосное растягивающее напряженное состояние может снижать усталостную долговечность на порядок, увеличивать скорость роста усталостной трещины примерно в 3-4 раза по сравнению с одноосным растяжением.

Непропорциональное нагружение (изменение компонент тензоров в противофазе) может снижать усталостную долговечность до 4 раз по сравнению с пропорциональным нагружением. Критерии эквивалентности Мизеса и Треска оказываются неконсервативными в условиях непропорционального нагружения и при использовании экспериментальных результатов на знакопеременное кручение могут привести к переоценке усталостной долговечности до 10 раз.

В статье [12] даны критический обзор различных критериев малоциклового усталости и их сопоставление. Большая часть этих критериев основана либо на «эквивалентных» напряжениях, либо на «эквивалентных» деформациях. Многочисленные экспериментальные исследования показали, что эти параметры играют важную роль в процессе зарождения усталостной трещины, однако при многоосных и особенно при непропорциональных нагружениях использование этих параметров в качестве эквивалентных может привести к большим ошибкам в оценке усталостной долговечности в неконсервативную сторону (до нескольких раз).

Отмечено, что наиболее эффективным подходом к решению проблемы усталостной долговечности является энергетический подход [2, 3, 13–18].

В.В. Новожиловым в [13] было показано, что при малоциклового усталости энергия, затраченная на образование дефектов при нестационарном упругопластическом деформировании, хорошо коррелирует с работой W_p тензора микронапряжений ρ_{ij} на пластических деформациях e_{ij}^p :

$$\Delta W_p = \rho_{ij} \Delta e_{ij}^p, \quad W_p = \sum_1^{N_f} \rho_{ij} \Delta e_{ij}^p,$$

где N_f – число циклов до зарождения усталостной макроскопической трещины.

На малоцикловую усталость большое влияние оказывает история изменения НДС. Основные закономерности этого влияния изучены недостаточно, поэтому следующей является проблема последовательного экспериментального изучения закономерностей суммирования повреждений в условиях действия спектра различных по величине амплитуд и видах напряженных состояний. Основное предположение, обычно принимаемое исследователями, заключается в том, что возникшие повреждения остаются неизменными при последующих приложениях нагрузок, и величина полной поврежденности равна сумме приращений поврежденности от воздействия напряжений каждой отдельной амплитуды. Когда полная накопленная поврежденность достигает критической величины, образуется усталостная макроскопическая трещина. К настоящему времени предложено много гипотез накопления повреждений [1, 16–18]. Однако практически все гипотезы сформулированы только для частных режимов нагружения и не имеют четкого физического обоснования. В основном в практических приложениях используют гипотезу линейного суммирования повреждений (гипотезу Пальмгрена – Майнера) [1]. Эта гипотеза проста, однако ее простота является следствием неучета многих существенных фак-

торов, что во многих случаях приводит к большим ошибкам в предсказании долговечности. Наиболее значительный недостаток этой гипотезы заключается в неучете очередности возникновения амплитуд напряжений (или деформаций) различных уровней и предположении одинаковой скорости накопления повреждений независимо от предыдущей истории нагружения. Экспериментальные данные показывают, что история изменения нагрузки (порядок приложения амплитуд напряжений или деформаций различного уровня) в действительности имеет большое значение, и скорость накопления повреждений при заданной амплитуде является функцией истории предыдущего нагружения.

Анализ экспериментальных результатов свидетельствует, что усталостные повреждения накапливаются нелинейно. Кроме того, эксперимент указывает, что вид кривых повреждаемости зависит от величины амплитуды напряжения. В общем случае вид кривых будет зависеть и от других условий деформирования материала, например, от вида напряженного состояния. Экспериментальные результаты показывают, что в случае многоосного напряженного состояния правило линейного суммирования повреждений еще менее надежно.

Несмотря на квазиупругое макроскопическое поведение материала, многоцикловая усталость металлов вызывается совокупностью необратимых процессов на мезо- и микроуровнях (размеры зерна и меньше) [3, 16–19]. Эти процессы, которые называются в литературе упругими несовершенствами (циклической вязкостью, внутренним трением, рассеянием энергии, механическим гистерезисом и т.д.), уже давно исследуются в связи с проблемой возникновения усталостной трещины.

Из главных особенностей процесса зарождения усталостной трещины при МнЦУ отмечаются следующие [3, 16, 19]:

- усталостному разрушению всегда сопутствуют следы пластической деформации в отдельных зернах поликристалла;

- в диапазоне $N_f = 10^5 - 10^7$ (при одноосном растяжении-сжатии) в наиболее нагруженных зонах наблюдается концентрация плоскостей скольжения, которая приводит к образованию рассеянных по объему материала дефектов;

- несмотря на большую историю, состояние исследований в области физики усталостного разрушения металлов в настоящее время позволяет лишь качественно объяснить изменение структуры материала, но не дает возможности определять количественные характеристики этих процессов;

- основными факторами, влияющими на характеристики МнЦУ, являются: состав сплава, размер зерен, термообработка, сварка, состояние поверхности, остаточные напряжения, температура, взаимодействие с внешней средой, многоосность напряженного состояния, характер (история) нагружения [3, 16, 19].

Как показывают исследования, даже при напряжениях, меньших предела текучести, при циклическом деформировании в координатах напряжение–деформация наблюдается петля гистерезиса – рассеяние энергии, затрачиваемой в основном на преобразование структуры материала и на процессы накопления усталостных повреждений. Появление петли гистерезиса связано, как правило, с микропластическими деформациями в локальных объемах материала.

Экспериментальные данные показывают, что суммарная рассеянная энергия до образования усталостной трещины при МнЦУ существенно возрастает с уменьшением амплитуды напряжений (увеличением N_f) за счет увеличения «неопасной энергии», не связанной с усталостными повреждениями. Таким образом, суммарная рас-

сеянная при многоцикловом нагружении энергия не может быть рассмотрена в качестве критерия разрушения [3, 16, 19].

В.Т. Троценко [3, 19] для процессов МнЦУ предложил критерий разрушения, устанавливающий взаимосвязь между суммарной рассеянной энергией деформирования и числом циклов до разрушения, который хорошо зарекомендовал себя для большого класса конструкционных сталей. При регулярном симметричном циклическом нагружении критерий имеет вид:

$$W_e^{\text{оп}} = \sum_1^{N_f} [\Delta W_e - \Delta W_e^{\text{неоп}}] = W_e^f = \text{const},$$

$$\Delta W_e = \sigma'_{ij} \Delta e_{ij}^e, \quad W_e = \sum_1^{N_f} \sigma'_{ij} \Delta e_{ij}^e,$$

где $W_e^{\text{оп}} = \sum_1^{N_f} \Delta W_e^{\text{оп}}$ – «опасная» часть полной удельной энергии формоизменения, $W_e^{\text{неоп}} = \sum_1^{N_f} \Delta W_e^{\text{неоп}}$ – «неопасная» часть полной накопленной удельной энергии деформирования, Δe_{ij}^e – компоненты приращения тензора упругой деформации, σ'_{ij} – компоненты девиатора напряжений. Отмечено, что работа ΔW_e^R девиатора напряжений σ'_{ij} , соответствующая напряжениям меньше предела усталости σ_{R^2} не вызывает повреждения в материале [3, 16–19].

В настоящее время решение проблемы усталостной долговечности материалов и конструкций (с учетом взаимного влияния МЦУ и МнЦУ) возможно на базе математического моделирования процессов деградации с использованием современных моделей и методов механики поврежденной среды (МПС) и механики разрушения [15–18, 20–23].

Ни одна из предпринятых попыток количественно связать повреждение с изменением измеримого физического параметра (магнитная проницаемость, электросопротивление, твердость, модули упругости и т.д.) в общем случае не позволила получить результаты, которые могли бы быть использованы в практических расчетах. Поэтому в последнее время развивается другой подход, основанный на введении макроскопического параметра, характеризующего на макроуровне степень поврежденности материала. В общем случае это должен быть тензор второго или более высокого ранга Ω_{ijkl} , зависящий от истории НДС. Однако ввиду отсутствия необходимой экспериментальной информации в качестве меры поврежденности в большинстве случаев выбирают скалярный параметр ω , изменяющийся от начального состояния ω_0 , соответствующего неповрежденному материалу, до предельной величины ω_f , соответствующей образованию в данном объеме материала макроскопической трещины определенных размеров [15–18].

В настоящей статье с современных позиций МПС предпринята попытка построения обобщенной модели, описывающей процесс накопления усталостных повреждений в конструкционных материалах (металлах и их сплавах) при многоосных напряженных состояниях и произвольных сложных режимах комбинированного термомеханического нагружения. Такой вариант определяющих соотношений позволяет описывать усталостную долговечность поликристаллических конструкционных сплавов при деградации материала по механизмам мало- и многоциклового усталости (с учетом их взаимного влияния).

Развитый вариант определяющих соотношений МПС используется для оценки усталостной долговечности конструкций при термоциклическом нагружении [24].

1. Модель поврежденной среды для оценки усталостной долговечности конструкционных сплавов при МЦУ и МнЦУ

Модель поврежденной среды состоит из трех взаимосвязанных составных частей:

- соотношений, определяющих термопластическое поведение материала с учетом зависимости от процесса разрушения;
- эволюционных уравнений, описывающих кинетику накопления усталостных повреждений;
- критерия прочности поврежденного материала.

Определяющие соотношения пластичности

Определяющие соотношения пластичности базируются на следующих основных положениях [8, 9]:

- материал среды начально изотропен и повреждения в нем отсутствуют;
- компоненты тензоров деформаций e_{ij} и скоростей деформаций \dot{e}_{ij} включают в себя упругие e_{ij}^e, \dot{e}_{ij}^e и пластические e_{ij}^p, \dot{e}_{ij}^p деформации;
- начальная поверхность текучести для различных температур описывается поверхностью в форме Мизеса; эволюция изменения поверхности текучести описывается изменением ее радиуса C_p и перемещением ее центра ρ_{ij}^p ;
- в пространстве напряжений вводится поверхность «микропластического» нагружения, имеющая в начальный момент времени общий с поверхностью Мизеса центр и постоянный радиус C_m ;
- изменение объема тела упруго;
- единственным структурным параметром, характеризующим на макроуровне степень поврежденности материала, является скалярный параметр ω – поврежденность ($\omega_0 \leq \omega \leq \omega_f$);
- влияние уровня накопленной поврежденности на процессы деформирования материала учитывается путем введения эффективных напряжений;
- рассматриваются процессы деформирования, характеризуемые малыми деформациями.

В упругой области связь между шаровыми и девиаторными составляющими тензоров напряжений и деформаций и их скоростей устанавливается с помощью закона Гука:

$$\begin{aligned} \sigma &= 3K[e - \alpha(T - T_0)], \quad \sigma_{ij} = 2Ge_{ij}^e, \\ \dot{\sigma} &= 3K(\dot{e} - \dot{\alpha}T - \alpha\dot{T}) + \frac{\dot{K}}{K}\sigma, \quad \dot{\sigma}'_{ij} = 2Ge'_{ij} + \frac{\dot{G}}{G}\sigma'_{ij}, \end{aligned} \quad (1)$$

где T – температура, T_0 – начальная температура, $K(T)$ – модуль объемного сжатия, $G(T)$ – модуль сдвига, $\alpha(T)$ – коэффициент линейного температурного расширения материала.

Для описания эффектов монотонного и циклического деформирования вводится поверхность текучести Мизеса [8, 9]:

$$F_p = S_{ij}S_{ij} - C_p^2 = 0, \quad S_{ij} = \sigma'_{ij} - \rho_{ij}^p. \quad (2)$$

Для описания деградации материала по механизму МнЦУ в пространстве напряжений вводится поверхность «микропластического» нагружения:

$$F_m = S_{ij}S_{ij} - C_m^2 = 0, \quad S_{ij} = \sigma'_{ij} - \rho_{ij}, \quad C_m = \sqrt{\frac{2}{3}}\sigma_R = \text{const}, \quad (3)$$

где σ_R – предел усталости материала.

Для описания сложных циклических режимов деформирования в пространстве напряжений вводится поверхность циклической «памяти»:

$$F_\rho = \rho_{ij}^p \rho_{ij}^p - \rho_{\max}^2 = 0, \quad (4)$$

где ρ_{\max} – максимальный за историю нагружения модуль ρ_{ij}^p .

Постулируется, что изотропное упрочнение (эволюция C_p) состоит из трех типов упрочнения: монотонное, циклическое и связанное с изменением температуры T [8, 9]:

$$\dot{C}_p = [q_\chi H(F_\rho) + a(Q_s - C_p)\Gamma(F_\rho)]\dot{\chi}_p + q_3\langle\dot{T}\rangle, \quad (5)$$

$$C_p = C_p^0 + \int_0^t \dot{C}_p dt, \quad \dot{\chi}_p = \left(\frac{2}{3}\dot{e}_{ij}^p \dot{e}_{ij}^p\right)^{1/2}, \quad \chi_p = \int_0^t \dot{\chi}_p dt, \quad \chi_p^{\text{mon}} = \int_0^t \dot{\chi}_p H(F_\rho) dt, \quad (6)$$

$$q_\chi = \frac{q_2 A \psi_1 + (1-A)q_1}{A\psi_1 + (1-A)}, \quad Q_s = \frac{Q_2 A \psi_2 + (1-A)Q_1}{A\psi_2 + (1-A)}, \quad 0 \leq \psi_i \leq 1, \quad i = 1, 2, \quad (7)$$

$$A = 1 - \cos^2\theta, \quad \cos\theta = n_{ij}^e n_{ij}^s, \quad n_{ij}^e = \frac{\dot{e}_{ij}'}{(\dot{e}_{ij}' \dot{e}_{ij}')^{1/2}}, \quad n_{ij}^s = \frac{S_{ij}}{(S_{ij} S_{ij})^{1/2}}, \quad (8)$$

$$\Gamma(F_\rho) = 1 - H(F_\rho), \quad H(F_\rho) = \begin{cases} 1, & F_\rho = 0 \wedge \rho_{ij} \dot{\rho}_{ij} > 0, \\ 0, & F_\rho < 0 \vee \rho_{ij} \dot{\rho}_{ij} \leq 0. \end{cases} \quad (9)$$

Здесь q_1, q_2, q_3 – модули изотропного упрочнения, соответствующие монотонным лучевым путям нагружения (q_1), излому траектории деформирования на 90° (q_2), температурному изменению радиуса поверхности текучести (q_3); $Q_1 = Q_1(\rho_{\max}, T)$ – модуль циклического изотропного упрочнения при пропорциональных процессах, а Q_2 – модуль циклического изотропного упрочнения при $T = 90^\circ$; ψ_i ($i = 1, 2$) – параметры, позволяющие корректировать влияние модулей q_1, q_2, Q_1, Q_2 на изотропное упрочнение материала; a – постоянная, определяющая скорость процесса стабилизации формы петли гистерезиса циклического деформирования материала; Q_s – стационарное значение радиуса поверхности текучести при данных ρ_{\max} и T ; χ_p и χ_p^{mon} – длина траектории пластического деформирования материала при циклическом и монотонном нагружении; C_p^0 – начальное значение радиуса поверхности текучести [8, 9]. Для любой величины B , заключенной в угловые скобки, выполняются условия

$$\langle B \rangle = \begin{cases} B & \text{при } B > 0, \\ 0 & \text{при } B \leq 0. \end{cases}$$

Эволюция внутренней переменной ρ_{ij} принимается в виде:

$$\dot{\rho}_{ij} = \rho_{ij}^p + \rho_{ij}^m, \quad \rho_{ij} = \int_0^t \dot{\rho}_{ij} dt, \quad (10)$$

$$\rho_{ij}^p = f(\chi_p^{\text{mon}}) [g_1 \dot{e}_{ij}^p - g_2 \rho_{ij}^p \dot{\chi}_p] + g_3 \rho_{ij}^p \langle \dot{T} \rangle + \dot{\rho}_{ij}^*, \quad (11)$$

$$f(\chi_p^{\text{mon}}) = 1 + k_1 (1 - \exp(-k_2 \chi_p^{\text{mon}})),$$

$$\dot{\rho}_{ij}^* = g_4 \dot{e}_{ij}^p H(F_p) - g_5 \rho_{ij}^* \dot{\chi}_p \Gamma(F_p) \langle \cos \beta \rangle, \quad (12)$$

$$\langle \cos \beta \rangle = \frac{\dot{\rho}_{ij}^p \rho_{ij}^*}{(\dot{\rho}_{ij}^p \dot{\rho}_{ij}^p)^{1/2} (\rho_{ij}^* \rho_{ij}^*)^{1/2}}, \quad g_3 = \frac{1}{g_1} \left(\frac{\partial g_1}{\partial T} - \frac{g_1}{g_2} \frac{\partial g_2}{\partial T} \right), \quad (13)$$

$$\dot{\rho}_{ij}^m = g_6 \dot{e}_{ij}^m - g_7 \rho_{ij}^m \dot{\chi}_m, \quad \dot{\chi}_m = \left(\frac{2}{3} \dot{e}_{ij}^m \dot{e}_{ij}^m \right)^{1/2}, \quad \chi_m = \int_0^t \dot{\chi}_m dt, \quad (14)$$

где $g_1, g_2, g_3, g_4, g_5, g_6, g_7, k_1$ и k_2 – экспериментально определяемые материальные параметры.

В формуле (10) первый член описывает эволюцию ρ_{ij} , связанную с образованием макроскопических пластических деформаций e_{ij}^p , а второй – микропластических деформаций e_{ij}^m (части упругой деформации, связанной с процессом накопления усталостных повреждений при МЦУ).

В формуле (11) первый и второй члены описывают анизотропную часть деформационного упрочнения, третий – эволюцию ρ_{ij}^p в результате изменения температуры T , а четвертый – анизотропное упрочнение, связанное с односторонне накапливаемой пластической деформацией. Весовой множитель $f(\chi_p^{\text{mon}})$ позволяет описать эволюцию ρ_{ij}^p при блочных несимметричных циклических режимах нагружения.

Для описания эволюции поверхности «памяти» необходимо сформулировать уравнение для ρ_{max} :

$$\dot{\rho}_{\text{max}}^p = \frac{(\rho_{ij}^p \dot{\rho}_{ij}^p) H(F_p)}{(\rho_{mn}^p \rho_{mn}^p)^{1/2}} - g_2 \rho_{\text{max}}^p \dot{\chi}_p - g_3 \rho_{\text{max}}^p \langle \dot{T} \rangle. \quad (15)$$

Компоненты тензора скоростей макропластических e_{ij}^p и микропластических e_{ij}^m деформаций подчиняются закону градиентальности:

$$\dot{e}_{ij}^p = \lambda_p S_{ij}, \quad (16)$$

$$\dot{e}_{ij}^m = \lambda_m S_{ij}. \quad (17)$$

На стадии развития рассеянных по объему повреждений наблюдается влияние поврежденности на физико-механические характеристики материала. Это влияние может быть учтено введением эффективных напряжений [18]:

$$\tilde{\sigma}'_{ij} = F_1(\omega) \sigma'_{ij} = \frac{G}{\tilde{G}} \sigma'_{ij} = \frac{\sigma'_{ij}}{(1-\omega)[1 - (6K + 12G)/(9K + 8G)\omega]}, \quad (18)$$

$$\tilde{\sigma} = F_2(\omega) \sigma = \frac{K}{\tilde{K}} \sigma = \frac{\sigma}{4G(1-\omega)/(4G + 3K\omega)}, \quad (19)$$

где G, K – эффективные модули упругости, определяемые по формулам Маккензи [18].

Аналогично определяется эффективная переменная $\tilde{\rho}_{ij}$:

$$\tilde{\rho}_{ij} = F_1(\omega) \rho_{ij}. \quad (20)$$

Эволюционные уравнения накопления усталостных повреждений

При формулировке эволюционных уравнений для величины поврежденности используем подход, основанный на установлении связи скоростей ω с некоторыми механическими параметрами, зависящими от процесса деформирования материала, критическое значение которых определяет момент полного разрушения элементарного объема материала.

В настоящей статье для описания процесса усталостной долговечности конструкционных материалов (металлов и их сплавов) при механизмах деградации, сочетающих МЦУ и МнЦУ, в качестве энергии повреждения принимается соотношение

$$\Delta W = \rho_{ij}^p \Delta e_{ij}^p + \rho_{ij}^m \Delta e_{ij}^m, \quad W = \sum_1^{N_f} (\rho_{ij}^p \Delta e_{ij}^p + \rho_{ij}^m \Delta e_{ij}^m), \quad (21)$$

где N_f – число циклов до зарождения усталостной макроскопической трещины.

Использование в качестве энергии повреждения соотношения (21) позволяет записать обобщенное уравнение накопления усталостных повреждений при деградации материала по механизмам мало- и многоциклового усталости (с учетом их взаимного влияния). Кроме того, при этом нет необходимости моделировать процесс суммирования повреждений по механизмам МЦУ и МнЦУ. Возникает принципиальная возможность построения обобщенной модели накопления усталостных повреждений.

Общую структуру эволюционного уравнения накопления усталостных повреждений в элементарном объеме материала с учетом совместного действия механизмов мало- и многоциклового усталости можно представить в виде:

$$\dot{\omega} = f_1(\beta) f_2(\omega) f_3(W) f_4(\dot{W}), \quad (22)$$

где $f_1(\beta)$ учитывает объемность напряженного состояния, $f_2(\omega)$ – уровень накопленной поврежденности, $f_3(W)$ – накопленную относительную энергию повреждения, затраченную на образование дефектов, $f_4(\dot{W})$ – скорость изменения энергии повреждения. В уравнении (22):

$$f_1(\beta) = \exp \beta, \quad f_2(\omega) = \begin{cases} 0, & W \leq W_a, \\ \omega^{1/3} (1 - \omega)^{2/3}, & W > W_a \wedge \omega \leq 1/3, \\ \sqrt[3]{16/9} \omega^{-1/3} (1 - \omega)^{-2/3}, & W > W_a \wedge \omega > 1/3, \end{cases} \quad (23)$$

$$f_3(W) = \frac{W - W_a}{W_f - W_a}, \quad f_4(\dot{W}) = \frac{\dot{W}}{W_f - W_a}, \quad (24)$$

$$\beta = \frac{\sigma}{\sigma_u}, \quad (25)$$

где σ – шаровая (гидростатическая компонента тензора напряжений), σ_u – интенсивность напряжений; W_a – значение энергии повреждения в конце стадии зарождения усталостных повреждений, а W_f – значение энергии, соответствующее образованию макроскопической трещины.

Критерий прочности поврежденного материала

Интегрируя эволюционное уравнение (22), для величины поврежденности совместно с определяющими уравнениями циклической пластичности (1)–(20) при известной истории нагружения можно получить условие образования макроскопической трещины (критерий разрушения). В качестве критерия окончания фазы развития рассеянных микроповреждений примем условие достижения величиной поврежденности ω своего критического значения:

$$\omega = \omega_f \leq 1. \quad (26)$$

2. Численные результаты

Представлены результаты моделирования процесса термоусталости материала 12X18H10T поверхности трубы, имеющей температуру $T = 310\text{ }^{\circ}\text{C}$, при падении на нее капля дистиллята с температурой $T = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$ и частотами 1, 2 и 3 Гц соответственно. Численные результаты сопоставлены с результатами реализованного в ОАО «НПО ЦКТИ» эксперимента [24]. В процессе эксперимента в локальных зонах падения каплей на нагретую поверхность трубы диаметром 63 мм и толщиной стенки 3 мм (рис. 1) ультразвуковым и токовихревым методами контролировались параметры роста зародившихся усталостных трещин. Согласно ультразвуковому методу, при частоте 1 Гц трещины начинают фиксироваться после $1 \cdot 10^6$ циклов падения каплей; согласно токовихревому методу, – начиная с $2 \cdot 10^6$ циклов.

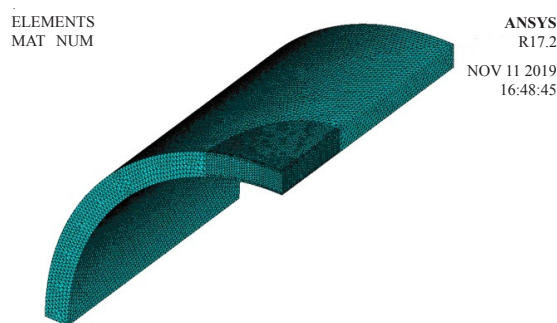


Рис. 1

Численное решение задачи оценки усталостной долговечности цилиндрической оболочки при термоциклическом нагружении было проведено в два этапа путем последовательного решения задач:

- нестационарной задачи, основанной на решении уравнения теплопроводности;
- задачи оценки усталостной долговечности трубы при блочном термоциклическом нагружении в условиях неоднородного напряженного состояния.

На первом этапе моделировался процесс разогрева трубы до температуры $T = 310\text{ }^{\circ}\text{C}$ и подъема внутреннего давления до ~ 10 МПа, а затем моделировался процесс падения с частотами 1, 2 и 3 Гц каплей дистиллята с температурой $T = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$ на наружную поверхность трубы, нагретую до $T = 310\text{ }^{\circ}\text{C}$.

С использованием расчетного кода ANSYS исследовалось нестационарное тепловое состояние охлаждаемого изделия с учетом параметров термоцикла. Численный анализ температурного поля объекта на перфорированной поверхности показал, что температурное поле фрагмента поверхности трубы по толщине трубы неоднородно (на рис. 2 показано температурное поле в момент времени $t = 0,25$ с).

На втором этапе с использованием расчетных температурных полей объекта и определяющих соотношений МПС численно решена задача оценки термоциклической усталостной долговечности трубы. Основные физико-механические характеристики и параметры модели МПС для стали 12X18H10T при температурах 20, 150 и 350 $^{\circ}\text{C}$ показаны в таблицах 1–3.

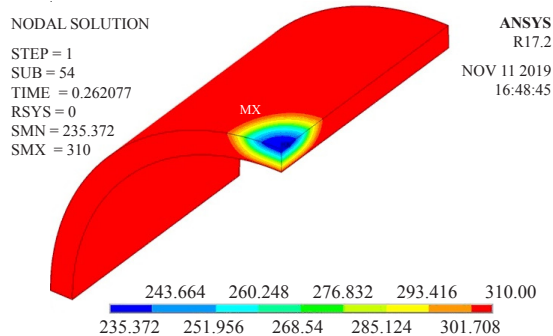


Рис. 2

Таблица 1

Физико-механические характеристики и параметры модели МПС

Характеристики	Температура T		
	20 °C	150 °C	350 °C
K , МПа	162500	154500	142500
G , МПа	75000	71300	65800
α , 1/град	0,0000166	0,0000171	0,0000175
C_p^0 , МПа	191	168	152
C_m , МПа	50	40	36,5
g_1 , МПа	20850	15670	13900
g_2	296	278	270
g_4 , МПа	0	0	0
g_5	0	0	0
g_6 , МПа	400000	300750	266150
g_7	8000	7511	7292
k_1	0	0	0
k_2	0	0	0
a	5	5	5
W_a , МДж/м ³	0	0	0
W_f , МДж/м ³	6650	6110	5786

Таблица 2

Модуль монотонного изотропного упрочнения q_1 ($q_2 = 0$)

$T = 20\text{ °C}$									
χ_p^{mon}	0	0,003	0,006	0,009	0,012	0,015	0,018	0,021	0,4
q_1 , МПа	-4219	-952	1495	1369	1454	1272	1235	824	0
$T = 150\text{ °C}$									
χ_p^{mon}	0	0,003	0,006	0,009	0,012	0,015	0,023	0,3	0,4
q_1 , МПа	2500	2150	1450	1150	1050	950	300	0	0
$T = 350\text{ °C}$									
χ_p^{mon}	0	0,003	0,004	0,006	0,007	0,008	0,010	0,3	0,4
q_1 , МПа	4400	4000	3200	2500	2100	1500	1000	0	0

Таблица 3

Модуль циклического изотропного упрочнения Q_1 ($Q_2 = 0$)

$T = 20\text{ }^\circ\text{C}$					
ρ_{\max}	0	74	105	113	147
Q_1 , МПа	195	217	230	273	300
$T = 150\text{ }^\circ\text{C}$					
ρ_{\max}	0	50	81	96	150
Q_1 , МПа	168	195	204	227	230
$T = 350\text{ }^\circ\text{C}$					
ρ_{\max}	0	32	55	66	100
Q_1 , МПа	152	210	221	248	250

На рис. 3, 4 приведено распределение интенсивности пластических деформаций, на рис. 5, 6 – распределение интенсивности напряжений в момент стабилизации петли пластического гистерезиса (время в секундах отмечено на рисунках), а на рис. 7, 8 – величины поврежденности в момент образования макроскопической трещины на перфорированном фрагменте поверхности трубы для частот падения капель 1 и 3 ГЦ соответственно.

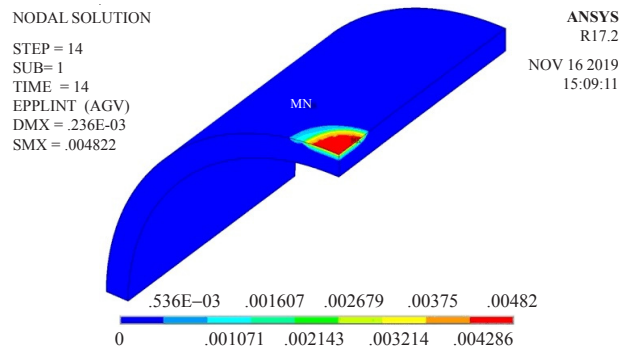


Рис. 3

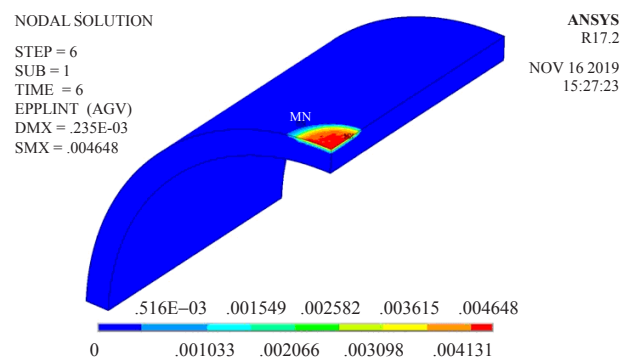


Рис. 4

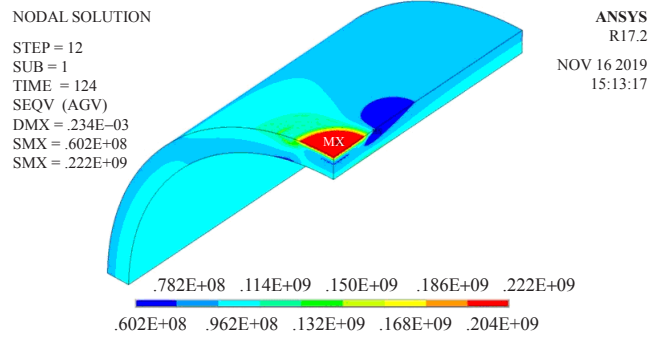


Рис. 5

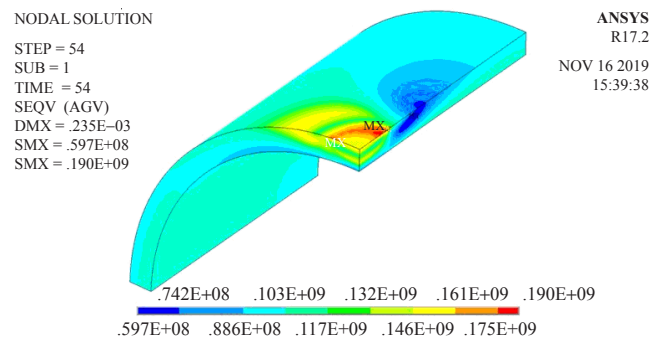


Рис. 6

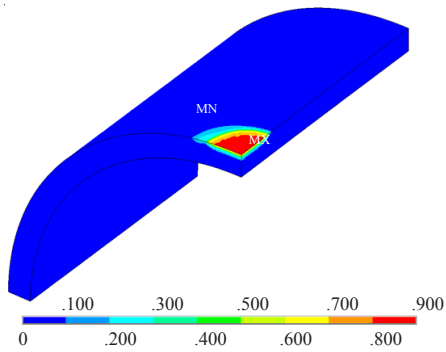


Рис. 7

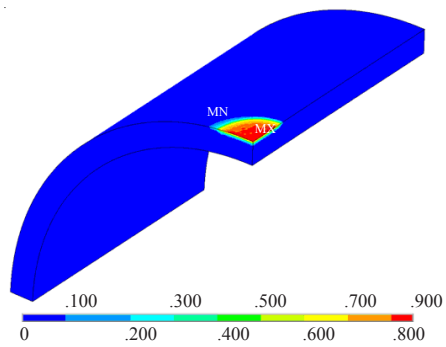


Рис. 8

Анализ расчета кинетики НДС и величины поврежденности показал, что наиболее нагруженной зоной является зона пятна наружной поверхности центральной части трубы.

На рис. 9–12 для наиболее нагруженной зоны приведены петли циклического гистерезиса $\sigma_{11} \sim e_{11}$ (рис. 9, 10) и $\sigma_{22} \sim e_{22}$ (рис. 11, 12) для частот падения капель 1 и 3 Гц соответственно.

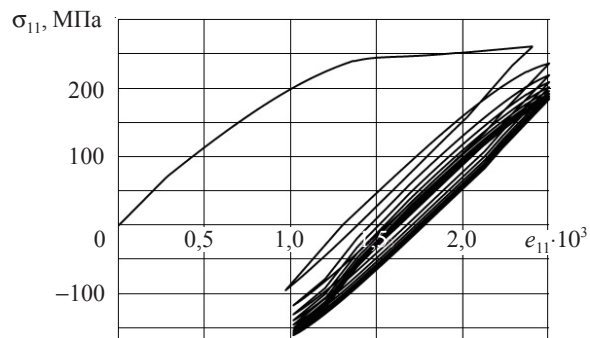


Рис. 9

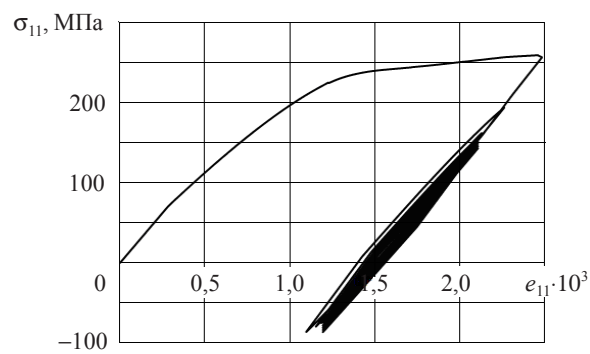


Рис. 10

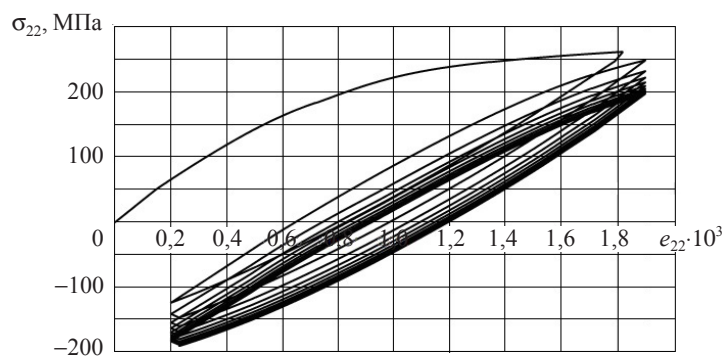


Рис. 11

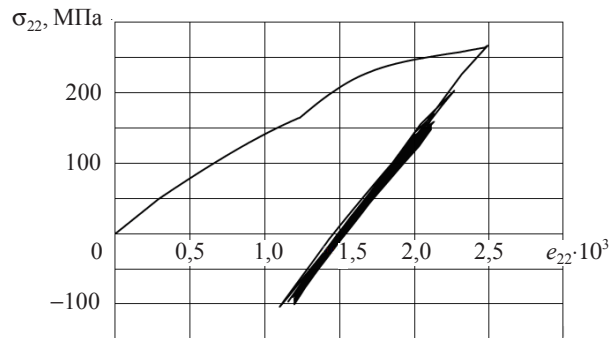


Рис. 12

На рис. 13, 14 для центральной точки показаны траектории нагружения соответственно для частот падения капель 1 и 3 Гц. Вид графиков показывает наличие вращения главных площадок тензоров и деформаций (непропорциональность изменения компонент тензоров напряжений и деформаций) и несоосность тензоров напряжений, микронапряжений, полных и пластических деформаций.

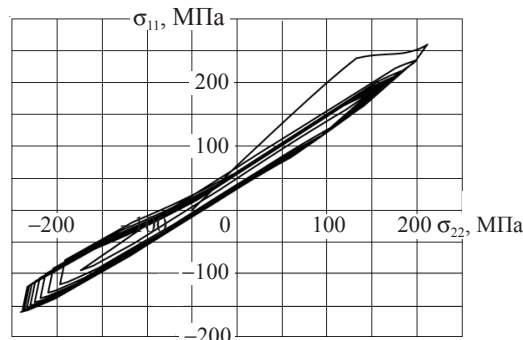


Рис. 13

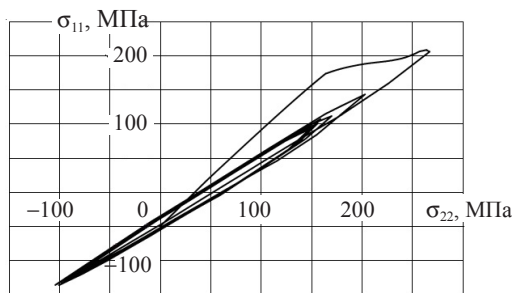


Рис. 14

Анализ полученных численных расчетов показал, что при падении холодной капли с температурой $T = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$ на разогретую поверхность трубы ($T = 310\text{ }^{\circ}\text{C}$) наблюдается резкое увеличение значений напряжений σ_{11} , σ_{22} , σ_{33} , напряженное состояние близко к трехосному растяжению. Затем в результате нагревания зоны падения каплей за счет окружающего ее нагретого материала трубы напряжения σ_{11} , σ_{22} , σ_{33} уменьшаются до отрицательных значений. Этот циклический процесс занимает приблизительно сотую долю общей длительности цикла падения капли.

До падения следующей капли напряженно-деформированное состояние практически остается неизменным.

Анализ процесса деформирования материала показывает, что при частотах 1, 2 и 3 Гц процесс деформирования является нестационарным термопластическим: при падении холодной капли на горячую поверхность наблюдается «всплеск» нормальных компонент тензора напряжений, в основном гидростатического характера (растяжение).

По мере нагревания пятна напряжения стремятся к нулю, а затем принимают отрицательные значения за счет начального пластического растяжения материала пятна при падении капли.

Интегрирование эволюционных уравнений накопления усталостных повреждений (22)–(25) в наиболее нагруженной точке материала позволяет исследовать влияние частоты падения капель дистиллята на термоциклическую усталостную долговечность материала нагретой поверхности трубы. Численные результаты сравнивались с опытными данными [24]. Результаты расчетов и их сравнение с имеющимися опытными данными приведены на рис. 15 и в таблице 4. На рисунке показаны зависимости величины поврежденности ω от числа циклов нагружения для частот падения капель дистиллята 1, 2 и 3 Гц.

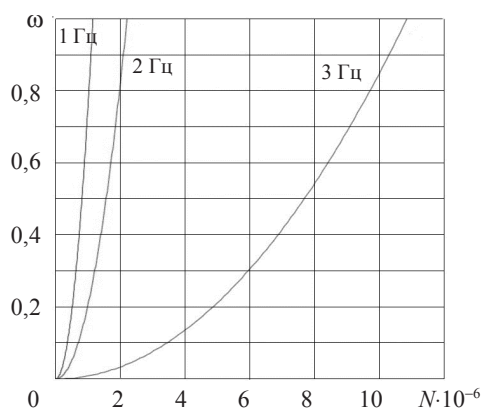


Рис. 15

Расчетные оценки количества циклов до зарождения трещин в зоне падения капель (см. табл. 4) качественно и количественно коррелируют с экспериментальными результатами (ультразвуковой метод).

Таблица 4

Число циклов до зарождения макротрещины

Частота падения капель дистиллята, Гц	Расчет	Эксперимент
1	1152330	1179700
2	2207560	2359400
3	10848633	10267900

Заключение

Проведена оценка достоверности развитой модели поврежденной среды путем сопоставления результатов численных расчетов с известными из литературы опыт-

ными данными по термической усталостной долговечности материала нагретой поверхности трубы в зонах падения на нее капель дистиллята.

Методом численного моделирования и сравнения полученных результатов с опытными данными сделан вывод о достоверности развитых определяющих соотношений модели МПС и возможности их эффективного использования для оценки термоциклической усталости материалов и конструкций.

Список литературы

1. Коллинз Дж. *Повреждение материалов в конструкциях. Анализ. Предсказание. Предотвращение*. М.: Мир, 1984. 624 с.
2. Романов А.Н. *Разрушение при малоцикловом нагружении*. М.: Наука, 1988. 278 с.
3. Трощенко В.Т. *Деформирование и разрушение металлов при многоцикловом нагружении*. Киев: Наукова думка, 1981. 343 с.
4. Hassan T., Taleb L., Krishna S. Influence of non-proportional loading on ratcheting responses and simulations by two recent cyclic plasticity models. *International Journal of Plasticity*. 2008. Vol. 24. Iss. 10. P. 1863–1889. DOI: 10.1016/j.ijplas.2008.04.008.
5. Huang Z.Y., Chaboche J.L., Wang Q.Y., Wagner D., Bathias C. Effect of dynamic strain aging on isotropic hardening in low cycle fatigue for carbon manganese steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2014. Vol. 589. P. 34–40. DOI: 10.1016/j.msea.2013.09.058.
6. Tanaka E., Murakami S., Ooka M. Effects of strain path shapes on nonproportional cyclic plasticity. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 1985. Vol. 33. Iss. 6. P. 559–575. DOI:10.1016/0022-5096(85)90003-1.
7. Taleb L., Cailletaud G., SàK. Experimental and numerical analysis about the cyclic behavior of the 304L and 316L stainless steels at 350 °C. *International Journal of Plasticity*. 2014. Vol. 61. P. 32–48. DOI: 10.1016/j.ijplas.2014.05.006.
8. Волков И.А., Игумнов Л.А., Коротких Ю.Г. *Прикладная теория вязкопластичности*. Н. Новгород: Изд-во ННГУ, 2015. 317 с.
9. Митенков Ф.М., Волков И.А., Игумнов Л.А. и др. *Прикладная теория пластичности*. М.: Физматлит, 2015. 284 с.
10. Bondar V.S. *Inelasticity Variants of the Theory*. New York: Begell House, 2013. 174 p.
11. Beaver P.W. Biaxial fatigue and fracture of metals: a Review. *Metals Forum*. 1985. Vol. 8. No 1. P. 14–29.
12. Гаруд Ё.С. Новый подход к расчету усталости при многоосных нагружениях. *Труды Амер. об-ва инж.-мех. Сер. Д. Теоретические основы инженерных расчетов*. 1982. Т. 103. №2. С. 41–51.
13. Новожилов В.В., Кадашевич Ю.И., Рыбакина О.Г. Разрыхление и критерий разрушения в условиях ползучести. *Докл. АН СССР*. 1983. Т. 270. №4. С. 831–835.
14. Боднер С.Р., Линдхолм У.С. Критерий приращения повреждения для зависящего от времени разрушения материалов. *Труды Амер. об-ва инж.-мех. Сер. Д. Теоретические основы инженерных расчетов*. 1976. Т. 100. №2. С. 51–58.
15. Антипов А.А., Горохов А.Н., Горохов В.А., Казаков Д.А., Капустин С.А. Экспериментально-теоретическое исследование усталости материалов и конструкций в условиях высокотемпературных многоцикловых нагружений. *Проблемы прочности и пластичности*. 2014. Т. 76. №1. С. 26–38.
16. Митенков Ф.М., Кайдалов В.Б., Коротких Ю.Г. и др. *Методы обоснования ресурса ЯЭУ*. М.: Машиностроение, 2007. 445 с.
17. Волков И.А., Коротких Ю.Г. *Уравнения состояния вязкоупругопластических сред с повреждениями*. М.: Физматлит, 2008. 424 с.
18. Волков И.А., Игумнов Л.А. *Введение в континуальную механику поврежденной среды*. М.: Физматлит, 2017. 304 с.
19. Трощенко В.Т. Рассеянные усталостные повреждения металлов и сплавов. Сообщ. 3. Деформационные энергетические критерии. *Проблемы прочности*. 2006. №1. С. 5–31.
20. Betten J. Damage tensors in continuum mechanics. *Journal Mécanique Theorique et Appliquees*. 1983. Vol. 2. No 1. P. 13–32.

21. Socie D. Critical plane approaches for multiaxial fatigue damage assessment. In: *Advances in Multiaxial Fatigue*. Eds D. McDowell, J. Ellis. PA: ASTM International. 1993. P. 7–36. <https://doi.org/10.1520/STP24793S>.
22. Savalle S., Caienatd G. Microanureage, micropropagation et endommagement. *La Resherche Aerospaciale*. 1982. Vol. 6. P. 395–411.
23. Chaboche J.L. Constitutive equation for cyclic plasticity and cyclic viscoplasticity. *International Journal of Plasticity*. 1989. Vol. 5. No 3. P. 247–302. [https://doi.org/10.1016/0749-6419\(89\)90015-6](https://doi.org/10.1016/0749-6419(89)90015-6).
24. Бесчеров Д.Е., Большухин М.А., Козин А.В., Лебедев В.В., Панов В.А., Пахомов В.А., Свешников Д.Н., Шишулин Д.Н., Легчанов М.А., Рязанов Р.Р. Верификация методики расчета усталостной прочности оборудования реакторных установок при нестационарных термоциклических нагрузках. *Труды НГТУ им. П.Е. Алексеева*. 2019. №1 (124). С. 81–91.

References

1. Collins J. *Failure of Materials in Mechanical Design: Analysis, Prediction, Prevention*. New York. John Wiley & Sons. 1981. 672 p.
2. Romanov A.N. *Razrushenie pri malotsiklovom nagruzhenii [Failure under Low-Cycle Loading]*. Moscow. Nauka Publ. 1988. 279 p. (In Russian).
3. Troshchenko V.T. *Deformirovanie i razrushenie metallov pri mnogotsiklovom nagruzhenii [Deformation and Fracture of Metals under High-Cycle Loading]*. Kiev: Naukova dumka Publ. 1981. 343 p. (In Russian).
4. Hassan T., Taleb L., Krishna S. Influence of non-proportional loading on ratcheting responses and simulations by two recent cyclic plasticity models. *Int. J. Plasticity*. 2008. Vol. 24. Iss. 10. P. 1863–1889. DOI: 10.1016/j.ijplas.2008.04.008.
5. Huang Z.Y., Chaboche J.L., Wang Q.Y., Wagner D., Bathias C. Effect of dynamic strain aging on isotropic hardening in low cycle fatigue for carbon manganese steel. *Mat. Sci. Eng. A-Struct.* 2014. Vol. 589. P. 34–40. DOI: 10.1016/j.msea.2013.09.058.
6. Tanaka E., Murakami S., Ōoka M. Effects of strain path shapes on nonproportional cyclic plasticity. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 1985. Vol. 33. Iss. 6. P. 559–575. DOI:10.1016/0022-5096(85)90003-1.
7. Taleb L., Cailletaud G., Säk. Experimental and numerical analysis about the cyclic behavior of the 304L and 316L stainless steels at 350 °C. *International Journal of Plasticity*. 2014. Vol. 61. P. 32–48. DOI: 10.1016/j.ijplas.2014.05.006.
8. Volkov I.A., Igumnov L.A., Korotkikh Yu.G. *Prikladnaya teoriya vyazkoplastichnosti [Applied Theory of Viscoplasticity]*. Nizhny Novgorod. UNN Publ. 2015. 318 p. (In Russian).
9. Mitenkov F.M., Volkov I.A., Igumnov L.A. et al. *Prikladnaya teoriya plastichnosti [Applied Theory of Plasticity]*. Moscow. Fizmatlit Publ. 2015. 284 p. (In Russian).
10. Bondar V.S. *Inelasticity Variants of the Theory*. New York. Begell House. 2013. 174 p.
11. Beaver P.W. Biaxial fatigue and fracture of metals: a Review. *Metals Forum*. 1985. Vol. 8. No 1. P. 14–29.
12. Garud Y.S. A new approach to calculating fatigue under multiaxial loads. *American Society of Mechanical Engineers. Series. Theoretical Foundations of Engineering Calculations*. 1981. Vol. 103. P. 118–125.
13. Novozhilov V.V., Kadashevich Yu.I., Rybakina O.G. Razrykhenie i kriteriy razrusheniya v usloviyakh polzuchesti [Loosening and fracture criterion under creep]. *Doklady Akademii nauk SSSR [Proceedings of the Academy of Sciences of USSR]*. 1983. Vol. 270. No 4. P. 831–835 (In Russian).
14. Bodner S.R., Lindholm W.S. Kriteriy prirashcheniya povrezhdeniya dlya zavisyashchego ot vremeni razrusheniya materialov [Damage increment criterion for time-dependent fracture of materials]. *American Society of Mechanical Engineers. Series. Theoretical Foundations of Engineering Calculations*. 1976. Vol. 100. No 2. P. 51–58 (In Russian).
15. Antipov A.A., Gorokhov A.N., Gorokhov V.A., Kazakov D.A., Kapustin S.A. Eksperimentalno-teoreticheskoe issledovanie ustalosti materialov i konstruksiy v usloviyakh vysokotemperaturnykh mnogotsiklovykh nagruzheniy [Experimental and theoretical studies fatigue of materials and structures under high-temperature and high-cycle loading]. *Problemy prochnosti i plastichnosti [Problems of Strength and Plasticity]*. 2014. Vol. 76. No 1. P. 26–38 (In Russian).

16. Mitenkov F.M., Kaydalov V.B., Korotkikh Yu.G. et al. *Metody obosnovaniya resursa YaEU [Methods of Substantiating the Resource of Nuclear Power Plants]*. Moscow. Mashinostroenie Publ. 2007. 445 p. (In Russian).
17. Volkov I.A., Korotkikh Yu.G. *Uravneniya sostoyaniya vyzkouprugoplasticheskikh sred s povrezhdeniyami [Equations of State of Viscoelastic Plastic Media with Damage]*. Moscow. Fizmatlit Publ. 2008. 424 p. (In Russian).
18. Volkov I.A., Igumnov L.A. *Vvedenie v kontinualnuyu mekhaniku povrezhdennoy sredy [Introduction to the Continuum Mechanics of a Damaged Medium]*. Moscow. Fizmatlit Publ. 2017. 304 p. (In Russian).
19. Troshchenko V.T. Raseyannye ustalostnye povrezhdeniya metallov i splavov. Soobshchenie 3. Deformatsionnye energeticheskie kriterii [Disipated fatigue damage to metals and alloys. Message 3. Strain energy criteria]. *Problemy prochnosti [Problems of Strength]*. 2006. No 1. P. 5–31 (In Russian).
20. Betten J. Damage tensors in continuum mechanics. *Journal Mécanique Theorique et Appliquees*. 1983. Vol. 2. No 1. P. 13–32.
21. Socie D. Critical plane approaches for multiaxial fatigue damage assessment. In: *Advances in Multiaxial Fatigue*. Eds D. McDowell, J. Ellis. PA: ASTM International. 1993. P. 7–36. <https://doi.org/10.1520/STP24793S>.
22. Savalle S., Caienatd G. Microanureage, micropropagation et endommagemant. *La Resherche Aerospatiale*. 1982. Vol. 6. P. 395–411.
23. Chaboche J.L. Constitutive equation for cyclic plasticity and cyclic viscoplasticity. *Int. J. Plasticity*. 1989. Vol. 5. No 3. P. 247–302. [https://doi.org/10.1016/0749-6419\(89\)90015-6](https://doi.org/10.1016/0749-6419(89)90015-6).
24. Bescherov D.E., Bolshukhin M.A., Kozin A.V., Lebedev V.V., Panov V.A., Pakhomov V.A., Sveshnikov D.N., Shishulin D.N., Legchanov M.A., Ryazapov R.R. Verifikatsiya metodiki rascheta ustalostnoy prochnosti oborudovaniya reaktornykh ustanovok pri nestatsionarnykh termotsiklicheskikh nagruzkakh [Verification of fatigue strength calculation methodology of reactor unit equipment under non-stationary cyclic loads]. *Trudy NGTU im. R.E. Alekseeva [Transactions of NNSTU n.a. R.E. Alekseev]*. 2015. No 1 (124). P. 81–91 (In Russian).

NUMERICALLY MODELING FATIGUE LIFE OF STRUCTURAL ELEMENTS UNDER THERMAL CYCLIC LOADING

Volkov I.A.¹, Igumnov L.A.², Shishulin D.N.³, Eremeev V.A.⁴

¹*Volga State University of Water Transport, Nizhny Novgorod, Russian Federation*

²*Research Institute for Mechanics, National Research Lobachevsky State University of Nizhny Novgorod, Nizhny Novgorod, Russian Federation*

³*Nizhny Novgorod State Technical University n.a. R.E. Alekseev, Nizhny Novgorod, Russian Federation*

⁴*Gdansk Polytechnic University, Gdansk, Poland*

The paper considers processes of fatigue life of materials and structures in the exploitation conditions characterized by multiparametric nonstationary thermal-mechanical effects

In the framework of mechanics of damaged media, a mathematical model is developed that describes processes of thermal-plastic deformation and fatigue damage accumulation in materials with degradation according to low- and high-cycle fatigue mechanisms (accounting for their interaction). The model consists of three interconnected parts: relations determining cyclic thermal-plastic behavior of a material, accounting for its dependence on the failure process; equations describing kinetics of fatigue damage accumulation; a strength criterion of the damaged material.

The version of the defining relations of thermal plasticity is based on the notion of the yield surface and the principle of orthogonality of the plastic strain rate vector to the yield surface at the loading point and reflects the main effects of the process of cyclic plastic deformation of the material for arbitrarily complex trajectories of combined thermal-mechanical loading.

The version of kinetic equations of fatigue damage accumulation is based on introducing a scalar parameter of damage degree and on energy-based principles, and takes into account the main effects of the nucleation, growth and merging of microdefects under arbitrarily complex loading regimes. A generalized form of an evolutionary equation of fatigue damage accumulation in low-cycle and high-cycle fatigue regions is introduced.

The condition when the damage degree reaches its critical value is taken as the strength criterion of the damaged material.

To assess the reliability and the scope of applicability of the developed defining relations of mechanics of damaged media, processes of thermal-plastic deformation and fatigue damage accumulation have been numerically analyzed, and the numerical results obtained have been compared with the data of full-scale experiments for a particular applied problem. The effect of the dropping frequency of a distillate on thermal cyclic fatigue life of the material of a heated surface of a tube has been numerically analyzed. The computational results for the fatigue damage accumulation processes under thermal pulsed loading are compared with experimental data.

It is shown that the developed model describes both qualitatively and, accurately enough for engineering purposes, quantitatively the experimental data and can be effectively used for evaluating thermal-cyclic fatigue life of structures working in the conditions of multiaxial non-proportional regimes of combined thermal-mechanical loading.

Keywords: low-cycle fatigue, high-cycle fatigue, modeling, mechanics of damaged media, stress-strain state, plasticity, damage degree, fatigue life, failure, service life.