

DOI 10.5862/JEST.231.14

УДК 539.4

Р.В. Гучинский, С.В. Петин, Ш. Сиддик, М. Имран, Ф. Вальтер

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ УСТАЛОСТНОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ МЕТАЛЛОВ С УЧЕТОМ НЕОДНОРОДНОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ

R.V. Guchinsky, S.V. Petinov, S. Siddique, M. Imran, F. Walther

FATIGUE LIFE PREDICTION BASED ON FINITE-ELEMENT MODELING DAMAGE ACCUMULATION INCLUDING MATERIAL INHOMOGENEITY

Представлены результаты КЭ моделирования зарождения и развития двумерных трещин усталости в стальных гладких образцах при помощи дискретной оценки накопления повреждений в структурных элементах материала. Долговечность рассчитывается по правилу линейного суммирования повреждений и деформационному критерию разрушения с учетом упруго-пластического поведения материала. Анализируется влияние начальной неоднородности материала, введенной через различие в циклическом упрочнении экспериментально наблюдаемых фракций материала. Полученная эволюция фронта трещин свидетельствует об их зарождении в приповерхностных слоях в кластерах элементов материала с наименьшим циклическим упрочнением. Моделируемый разброс долговечности при нескольких различных по подробности сетках конечных элементов хорошо согласуется с экспериментально полученной долговечностью образцов при четырех уровнях амплитуды нагружения, при этом рассеяние результатов увеличивается в многоциклового области. Показано, что стадия развития макротрещины в гладких образцах может достигать 25 % общей долговечности. Для обоснованного выбора параметров сопротивления материала переменному нагружению необходимы дальнейшие экспериментальные исследования на различных структурных уровнях.

НАКОПЛЕНИЕ ПОВРЕЖДЕНИЙ; ТРЕЩИНА; УСТАЛОСТЬ; ДЕФОРМАЦИОННЫЙ КРИТЕРИЙ; ВЕРОЯТНОСТНАЯ МОДЕЛЬ; МКЭ; МИКРОСТРУКТУРА; РАЗБРОС ДОЛГОВЕЧНОСТИ.

The article presents the results of modeling two-dimensional fatigue cracks evolving and growing in steel smooth specimens through finite-element modeling using the procedure of discrete assessment of damage accumulation in the structural elements of the material. Fatigue life is estimated by the linear damage accumulation rule and the strain life criterion with regard to the elastic-plastic material response. The initial material inhomogeneity is simulated by varying the cyclic hardening of the experimentally observed material fractions, ferrite and perlite. The results obtained on crack front evolution indicate that its predominantly occurs in the subsurface layers in the material element clusters with the smallest cyclic hardening. The simulated life scatter for several FE-mesh densities satisfactorily fits the experimentally obtained data at different values of stress amplitude and is more pronounced in the high-cycle regimes. It is shown that crack growth stage can reach 25% of the total fatigue life for smooth specimens. A reasonable selection of the variable fatigue resistance parameters would be needed for further experimental material investigation at different structural levels.

FATIGUE; DAMAGE ACCUMULATION; FATIGUE CRACK; STRAIN-LIFE CRITERION; PROBABILISTIC SIMULATION; FEM; MICROSTRUCTURE; LIFE SCATTER.

Введение

Современные правила проектирования машин и механизмов, строительных, морских кон-

струкций, судов, трубопроводов с учетом усталости предполагают использование кривых усталости, характеризующихся определенной

обеспеченностью [1, 2]. При испытаниях серии идентичных образцов на усталость с заданными условиями нагружения всегда обнаруживается рассеяние характеристик долговечности [3–5]. Статистическая обработка результатов испытаний позволяет установить, что процесс накопления усталостных повреждений в существенной степени случаен. Рассеяние долговечности определяется несколькими причинами. Во-первых, до проведения испытаний имеется разброс в начальном повреждении образцов, который может быть следствием технологии и точности их изготовления, поверхностной обработки, наличия начальных дефектов. Во-вторых, важным источником разброса долговечности является уровень повреждения, при котором происходит завершение испытания, устанавливаемый, например, в виде размера наблюдаемой трещины. В-третьих, рассеяние связано с тщательностью контроля за условиями проведения испытания – параметрами нагружения, постоянством условий окружающей среды.

Для сокращения числа испытаний на усталостную долговечность и их эффективного планирования актуальна разработка вероятностных моделей процесса накопления повреждений. Существует два класса таких моделей: 1) модели, основанные на представлении о зарождении и подрастании трещины как частной реализации непрерывного стохастического процесса [6]; 2) модели, в которых используются параметры, связанные с описанием накопления повреждений (константы критерия разрушения, размер начальных дефектов и др.) в виде случайных переменных [7]. Например, детерминированная модель Пэриса роста трещины [8] может быть представлена в качестве вероятностной модели, в которой константы материала вводятся в виде некоррелированных случайных величин. При этом, однако, требуется приведение уравнения Пэриса к безразмерной форме для решения проблемы размерности констант [6, 9].

Из-за различий в начальном состоянии материала образцов обычно период зарождения трещины характеризуется большим разбросом, чем фаза ее развития. Экспериментально подтверждено, что основными источниками разброса на стадии образования трещины служат неоднородность структуры материала и наличие начальных дефектов [4, 5]. Для их моделирова-

ния может успешно использоваться метод конечных элементов (МКЭ). В работе [10] неоднородность микроструктуры была учтена с помощью введения различного, в соответствии с распределением Вейбулла, сопротивления элементов материала накоплению повреждений; при этом пластическое деформирование материала не учитывалось и была рассмотрена задача о плоском напряженном состоянии.

При моделировании влияния микроструктуры на рассеяние долговечности может эффективно применяться правило линейного суммирования повреждений Пальмгрена–Майнера [11]. Например, А. Ринальди [12] показал, что такое моделирование возможно с помощью представления межзеренных границ упругими пружинами с критерием разрушения в виде кривой S-N. С развитием версии МКЭ Voronoi [13] появились средства эффективного моделирования зерен материала, различие в деформировании которых может быть определено вариацией модуля Юнга или характеристик упрочнения. При таком подходе возможно также учитывать случайно распределенные дефекты материала [14].

Обычно рассеяние долговечности моделируется на начальной стадии разрушения, а для дальнейшей оценки развития трещины предлагается использовать формат линейной механики разрушения [15].

Однако распространение трещины в образцах с концентраторами напряжений или деталях конструкций может составлять значительную часть общей долговечности, поэтому важно совершенствование подходов к оценке усталостного повреждения с учетом рассеяния в рамках единого процесса. Представление структуры материала в виде кластеров зерен, характеризующихся примерно равным сопротивлением переменному нагружению, позволяет моделировать рассеяние свойств материала, отвечающее представлению о стохастической природе процесса усталостного повреждения без разделения стадий образования и роста трещины [16]. Такой подход, рассматривающий эволюцию повреждения элементов материала, первоначально был развит для сквозных трещин при плоском напряженном состоянии [17], но в дальнейшем получил распространение и для пространственных трещин [18, 19].

Цель данной работы — моделирование зарождения и развития плоской трещины в стальных цилиндрических образцах, испытываемых при одноосном симметричном переменном нагружении с учетом эволюции области пластической деформации и неоднородности сопротивления материала переменному нагружению, а также оценка влияния параметров введенной неоднородности на рассеяние долговечности.

Методика расчета

В соответствии с предлагаемой схемой моделирования развития усталостного повреждения объем части образца, в котором ожидается образование трещины, разбивается на ряд конечных элементов материала приблизительно одинакового размера. Для описания упруго-пластических циклических свойств материала использовалась модель кинематического упрочнения, критерий пластичности Мизеса, а также аппроксимация Рэмберга—Осгуда [20] обобщенной циклической кривой:

$$\varepsilon_a = \frac{\sigma_a}{E} + \left(\frac{\sigma_a}{K'} \right)^{1/n'} \quad (1)$$

где ε_a и σ_a — амплитуды полной деформации и напряжения; $K' = 1530$ МПа, $n' = 0,157$ — параметры упрочнения элементов перлита в соответствии с данными, полученными в работе [21], для аналогичной по механическим свойствам стали 20MnCr5 ($E = 1,94 \cdot 10^5$ МПа; $\sigma_{y0,2} = 695$ МПа; $\sigma_v = 960$ МПа; $\delta = 14\%$) из-за отсутствия сведений по циклическим свойствам рассматриваемой стали С45. Предполагалось, что элементы феррита имеют в два раза меньший циклический предел пропорциональности, чем у основных элементов перлита. Для более обоснованного выбора параметров критерия деформирования различных фракций материала необходимо изучить сопротивление усталости микроструктуры, например с помощью измерения микротвердости.

Сопротивление усталости элементов материала оценивается деформационным критерием, предложенным в работе Ж. Тавернелли и Л. Коффина [22], где влияние микропластической деформации приближенно характеризуется удвоенным пределом усталости:

$$\Delta \varepsilon_i^j = C \left(N_i^j \right)^{-b} + 2\sigma_{-1}/E, \quad (2)$$

где $\Delta \varepsilon_i^j$ и N_i^j — размах полных деформаций и число циклов до разрушения i -го элемента на j -м

шаге процедуры; σ_{-1} — предел усталости стали С45, который был принят равным 340 МПа на основании испытания образца с увеличивающейся амплитудой; параметры $C = 0,125$, $b = 0,4$ были заданы условно из-за ограниченности экспериментальных данных. Зависимость (2) позволяет выразить число циклов:

$$N_i^j = C^{1/b} / \left(\Delta \varepsilon_i^j - 2\sigma_{-1}/E \right)^{1/b}. \quad (3)$$

Накопление повреждения каждого элемента определяется правилом линейного суммирования повреждений. На начальном шаге процедуры $j = 1$ рассчитывается поле полных осевых деформаций всех i элементов, лежащих в области развития трещины. С помощью (3) определяется число циклов до разрушения элементов, выбирается наименьшее значение. Затем для всех элементов рассчитываются полученные на первом шаге повреждения, соответствующие этому значению; повреждение наиболее интенсивно деформированного элемента становится равным единице. Разрушение этого элемента моделируется при помощи уменьшения его жесткости на несколько порядков по сравнению с окружающим материалом. На следующем шаге процедуры вновь оценивается напряженно-деформированное состояние элементов и находятся числа циклов до их разрушения с учетом аккумулированного на предшествующем шаге повреждения.

Накопленное i -м элементом за j шагов повреждение может быть представлено в виде рекуррентной суммы:

$$d_i^j = \sum_j \frac{\min \{ n_i^j \}}{N_i^j} = \sum_j \frac{\min \{ N_i^j (1 - d_i^{j-1}) \}}{N_i^j}, \quad (4)$$

где n_i^j — число циклов на j' -м шаге, оставшееся до достижения i -м элементом единичного повреждения. Суммарное повреждение на каждом следующем шаге расчета зависит от повреждения на предыдущем и от того, какой из элементов разрушается на текущем шаге. В данном расчете предполагается, что элементы до деформирования не имели начального повреждения, т.е. $d_i^0 = 0$. Подставляя (3) в (4), получаем

$$d_i^j = \sum_j \left(\Delta \varepsilon_i^j - 2\sigma_{-1}/E \right)^{1/b} \min \left\{ \frac{1 - d_i^{j-1}}{\left(\Delta \varepsilon_i^j - 2\sigma_{-1}/E \right)^{1/b}} \right\}. \quad (5)$$

Как видно, последовательность разрушения элементов, а значит, и эволюция фронта трещины не зависят от константы C критерия (2). Для каждого i -го элемента существует номер шага j_{cr} , на котором происходит его разрушение; при достижении этого шага минимальное значение оставшихся до разрушения циклов соответствует именно i -му элементу: $\min\{N_i^{j_{cr}}(1-d_i^{j_{cr}-1})\} = N_i^{j_{cr}}(1-d_i^{j_{cr}-1})$. Поэтому, разбивая накопленное к этому моменту повреждение на две части, можно получить критерий разрушения i -го элемента по условию равенства единице накопленного повреждения:

$$\begin{aligned} d_i^{j_{cr}} &= d_i^{j_{cr}-1} + \frac{\min\{n_i^{j_{cr}}\}}{N_i^{j_{cr}}} = \\ &= d_i^{j_{cr}-1} + \frac{N_i^{j_{cr}}(1-d_i^{j_{cr}-1})}{N_i^{j_{cr}}} = 1. \end{aligned} \quad (6)$$

Экспериментальные данные

Основная задача при получении экспериментальных результатов состояла в ускоренном построении приближенной кривой S-N стали C45 (SAE 1045) способом RAPID (описан, например, в работах [23, 24]), для которого достаточно проведения одного испытания образца с увеличивающейся амплитудой и нескольких испытаний с постоянной амплитудой. Испытывались по симметричному циклу при контроле амплитуды напряжения стандартные цилиндрические образцы с длиной рабочей части 12 мм и диаметром 7,5 мм. Были получены четыре значения долговечности образцов при разных амплитудах напряжения, которые в дальнейшем были использованы для сопоставления с результатами моделирования.

На протяжении испытания с возрастающей амплитудой измерялись разность потенциалов, изменение температуры и амплитуда пластической деформации. По резкому изменению пластической деформации и температуры во время эксперимента был сделан вывод о достижении амплитудой напряжения значения, соответствующего пределу усталости $\sigma_{-1} = 340$ МПа. При таком подходе условно считается, что повреждения материала не происходит при напряжениях ниже значения σ_{-1} .

Механические характеристики стали – модуль Юнга $E = 1,92 \cdot 10^5$ МПа, условный предел

текучести $\sigma_{y,0.2} = 721$ МПа, предел прочности $\sigma_U = 942$ МПа, относительное остаточное удлинение при разрыве $\delta = 16\%$ – были определены испытанием до разрыва образца.

Перед усталостными экспериментами исследовалась поверхность образцов методом сканирующей электронной микроскопии, что позволило установить преобладающее объемное содержание перлита (83,8 %) по сравнению с ферритом. По фотографиям поверхностей разрушения образцов был сделан вывод о начальном развитии макротрещины в направлении, перпендикулярном оси образца. На поздней стадии повреждения наблюдается разрушение срезом с выходом трещины из начальной плоскости роста, в некоторых случаях – с образованием характерной «чашечки».

Результаты моделирования

Для построения конечно-элементной модели области образца с трещиной предварительно был выполнен анализ однородности напряженного состояния в пределах его рабочей части (рис. 1). Расчет показал, что в торцевых зонах рабочей части распределение осевых напряжений по поперечному сечению становится неравномерным, однако напряженное состояние в центральной области рабочей части можно считать однородным. Поэтому в дальнейшем рассматривалось развитие трещины в центральной половине рабочей части образца длиной 6 мм.

Для оценки влияния неоднородности структуры на долговечность было разработано три конечно-элементных модели с разной подроб-

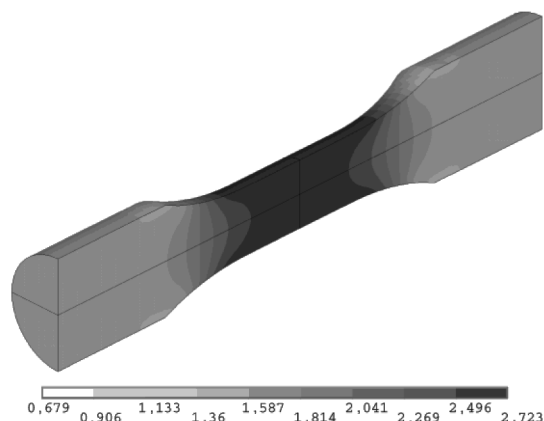


Рис. 1. Распределение осевых напряжений по продольному сечению (при напряжении 1 МПа)

ностью сетки и получены пять вариантов распределения элементов двух фракций материала (перлит и феррит) для каждой модели. При этом элементы феррита в соответствии с экспериментально полученным содержанием (16,16 %) случайным образом располагались среди элементов перлита в пределах рабочей части образца (рис. 2).

В соответствии с процедурой моделирования трещины на основании накопленного в элементах материала повреждения определяется первый разрушающийся элемент. Им оказывается один из элементов в зоне скопления феррита, так как эта область обладает более высокой податливостью по сравнению с окружающим материалом из-за предполагаемого меньшего циклического упрочнения. Разрушение первого элемента определяет положение поперечного сечения, в котором происходит дальнейшее развитие макротрещины (рис. 3). Например, в одном из случайных распределений при грубой сетке конечных элементов кластеры феррита оказались сосредоточенными в центральной части (см. рис. 2, а), что привело к развитию трещины от центра к внешней поверхности, демонстрируя эффект «Fish eye», свойственный для гигацикловой усталости (рис. 3, а). Очевидно, что такое распределение элементов материала в действительности мало-

вероятно. При мелкой сетке и более реалистичном равномерном распределении элементов материала естественным является образование множественных очагов зарождения трещин (см. рис. 2, б, в). Однако после короткой начальной фазы выявляется доминирующая макротрещина, и накопление повреждений во второстепенных очагах существенно замедляется либо наблюдается слияние трещин (рис. 3, в). Как правило, трещины образуются в приповерхностных слоях и затем, увеличиваясь в размерах, быстро достигают поверхности.

В результате зарождения макротрещины напряженное состояние в области ее развития значительно изменяется. У вершины трещины образуется собственное поле напряжений, а неоднородность материала постепенно перестает оказывать влияние на форму ее фронта (рис. 4). Резкое одностороннее увеличение податливости образца приводит к возникновению изгиба и нестабильному развитию трещины.

Накопление повреждений в элементах материала связано с проявлением необратимых сдвигов и развитием пластической деформации. Поэтому на начальных циклах нагружения все элементы испытывают незначительные пластические деформации, петли их циклического де-

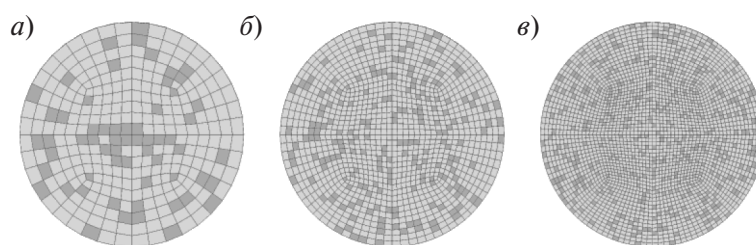


Рис. 2. Примеры случайного распределения элементов материала (■ — феррит; □ — перлит) по поперечному сечению с размером элемента по диаметру: а — 375 мкм; б — 187,5 мкм; в — 125 мкм

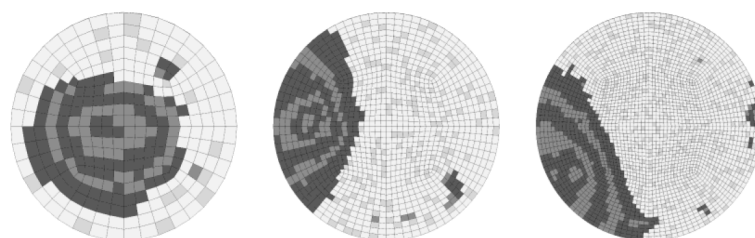


Рис. 3. Эволюция фронта трещины для вариантов распределения перлита и феррита, изображенных на рис. 2, ($\sigma_a = 370$ МПа)

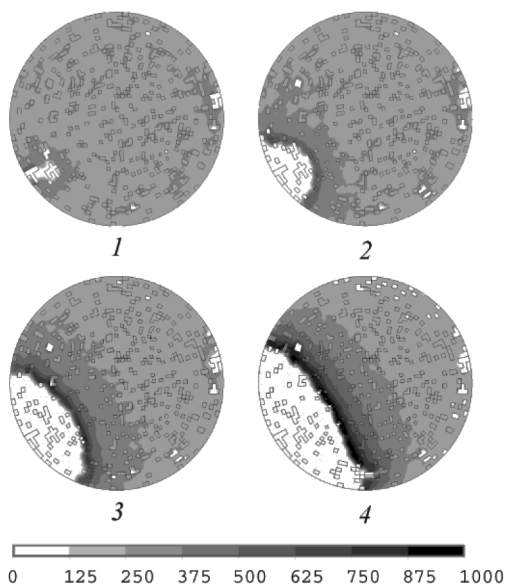


Рис. 4. Эволюция поля наибольших главных напряжений при подрастании трещины для распределения элементов материала «в», МПа

формирования имеют небольшую ширину (рис. 5). По мере приближения трещины к элементу податливость окружающего его материала возрастает, что приводит к постепенному уменьшению наклона «неупругой» части петель гистерезиса, увеличению размаха полной деформации и быстрому сокращению числа циклов до разрушения элемента материала.

Многочисленные экспериментальные данные подтверждают, что накопление усталостных повреждений можно считать стохастическим

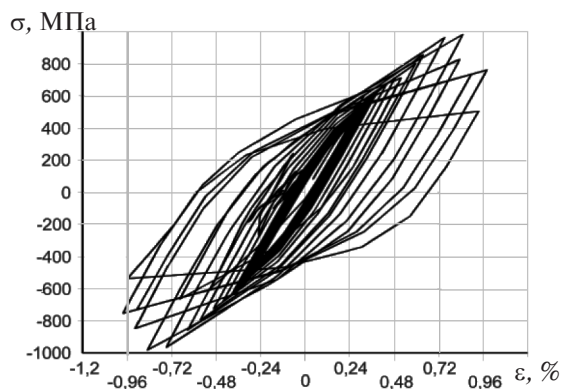


Рис. 5. Характерные петли циклического деформирования элемента материала при приближении к нему трещины при $\sigma_a = 420$ МПа

процессом. Частная реализация такого процесса для конкретного образца может быть представлена выборочной функцией, отвечающей за деградацию материала. При анализе подрастания сквозной трещины в качестве выборочной функции обычно принимается зависимость длины трещины от числа циклов. Для двумерной трещины параметром количественной оценки изменения структуры материала может быть площадь трещины. На рис. 6 приведены зависимости относительной площади трещины (отношение площади A_{cr} трещины к начальной площади A_0 поперечного сечения образца) от числа циклов для нескольких вариантов распределения элементов материала. Моделирование выполнялось до достижения трещиной трети площади поперечного сечения. Так как значения выборочных функций в заключительной стадии роста трещины значительно возрастают, то установление величины относительной площади трещины при «отказе» образца на уровне $A_{cr}/A_0 = 1/3$ незначительно влияет на долговечность (на рис. 6 указаны числа циклов при «отказе»). Полученные выборочные функции подрастания пространственных трещин качественно схожи с функциями для сквозных трещин в пластинах [6].

В пределах значительной стадии зарождения трещины (около 75–90% общей долговечности) роста выборочной функции практически не происходит. Поэтому следует ожидать, что основное (а при моделировании – единственное) влияние на разброс долговечности оказывает начальное состояние материала образцов, т.е. условно введенная неоднородность структуры. Число ци-

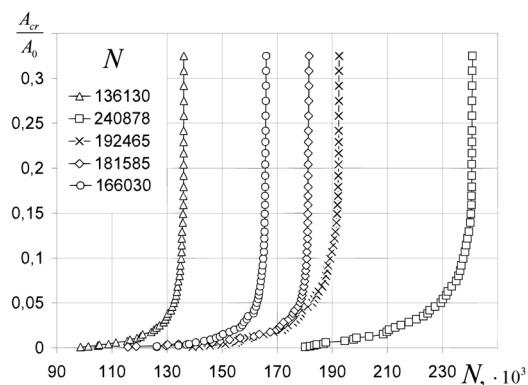


Рис. 6. Выборочные функции процесса образования и развития плоских трещин для пяти распределений типа «б» при $\sigma_a = 370$ МПа

клов до разрушения образцов с точностью более 97 % может определяться при относительном размере трещины 0,1.

С экспериментальными данными сравнивались результаты расчета, полученные для модели части образца с размером элемента 187,5 мкм и пяти случайных распределений элементов материала (рис. 7). Представленные результаты демонстрируют увеличение разброса долговечности в многоцикловой области, что в целом отражает данные многих усталостных испытаний стандартных образцов. Поскольку стадия зарождения трещины в многоцикловой области становится более выраженной по сравнению со стадией ее роста, разброс свойств элементов материала при низких напряжениях сильнее влияет на долговечность, и это отражается в расширении диапазона числа циклов до «отказа». Экспериментальные данные для амплитуд напряжений 390 и 400 МПа оказались вне границ долговечности, определенных при моделировании, что может быть объяснено, в первую очередь, малым числом рассматриваемых моделей и условностью описания свойств элементов материала. Получаемый расчетом разброс значительно зависит от введенного различия в циклическом упрочнении двух фракций материала. Для оценки долговечности существенное значение также имеют принятые параметры критерия разрушения. Причем при изменении на 10 % параметра S критерия (1) число циклов изменяется примерно на 30 %, а вариация параметра b в таких же пределах может приводить к увеличению или сокращению долговечности в 2,5–4 раза. Для более корректного представления упру-

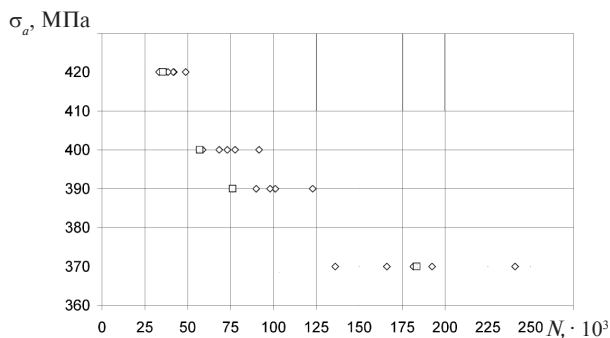


Рис. 7. Сопоставление экспериментальной и вычисленной при моделировании долговечности образцов для пяти распределений типа «б» (□ – эксперимент; ◇ – моделирование накопления повреждений)

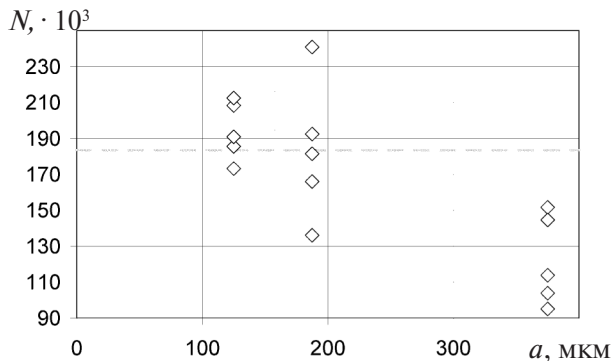


Рис. 8. Зависимость значений долговечности, полученных при моделировании, (маркеры) от размера конечных элементов при $\sigma_a = 370$ МПа (пунктир – экспериментальное значение 183554)

го-пластического поведения материала и получения параметров деформационного критерия разрушения необходимы испытания серий стандартных образцов при различных амплитудах нагружения.

Стоит отметить, что в расчетах не учитывался ряд второстепенных факторов, трудно поддающихся моделированию, но также влияющих на долговечность: начальный уровень поврежденности образцов (например, начальные дефекты из-за технологии изготовления); различие поверхности образцов, определяемое допуском на шероховатость; точность изготовления; условия окружающей среды; тщательность проведения испытаний (например, точность задания нагрузки).

Построение теоретических и численных моделей процесса накопления повреждений, сопровождаемых развитием трещин усталости, невозможно без достаточного количества экспериментальных данных. Такие исследования, наряду с изучением особенностей сопротивления переменному нагружению микроструктуры материала, могут позволить получить адекватную оценку разброса долговечности при помощи моделирования накопления повреждений в элементах материала.

Одним из недостатков локальных подходов в механике континуальных повреждений является чувствительность расчета к степени подробности сетки конечных элементов. Изучение сходности решения для трехмерных моделей при измельчении сетки вычислительных трудностей. Долговечности, определенные для $\sigma_a = 370$ МПа при трех уровнях подробности

сетки с размером элементов 375, 187,5 и 125 мкм, показывают, что среднее значение числа циклов до разрушения практически не изменяется при уменьшении размера элементов со 187,5 до 125 мкм и отличается от экспериментального значения менее, чем на 6 % (рис. 8). Однако малый объем выборки не может гарантировать устойчивости среднего значения долговечности.

Выводы

С помощью процедуры, основанной на оценке накопленного повреждения элементов материала, выполнено моделирование зарождения и развития плоских трещин усталости в стальных гладких образцах при осевом симметричном циклическом нагружении. Влияние неоднородности структуры материала на процесс накопления повреждений было учтено различием циклического предела пропорциональности для элементов феррита и перлита.

Продемонстрирована возможность моделирования подрастания трещины в отсутствие выраженного начального дефекта, при котором локализация ее зарождения определяется структурной неоднородностью материала.

Учет фазы роста плоской трещины позволяет более точно оценивать ее размер и форму в образце при заданном числе циклов. При этом в представленном подходе стадия образования и роста трещины рассматриваются в рамках единого процесса накопления повреждений.

Для рассмотренного диапазона нагрузок фаза подрастания трещины оказывается в 4–5 раз короче фазы ее образования. Выборочные функции роста плоских трещин обнаруживают сходство с аналогичными функциями для сквозных трещин и характеризуются резким подъемом в завершающей стадии разрушения.

Показано, что разброс долговечности при моделировании возникает вследствие различной группировки элементов феррита в приповерхностных слоях материала, которые определяют локализацию начала разрушения и требуемое для него число циклов. Основными факторами, влияющими на разброс долговечности при моделировании, являются различия в циклическом упрочнении элементов двух фракций и значения параметров критерия разрушения. При выбранных условно параметрах обобщенной циклической кривой и критерия разрушения значения долговечности, полученные экспериментально, находятся в пределах моделируемого разброса для наибольшей и наименьшей амплитуды напряжения.

В целях адекватного описания упруго-пластических свойств материала при моделировании накопления повреждений необходимо дальнейшее проведение серий испытаний стандартных образцов для построения обобщенной циклической кривой и определения параметров критерия разрушения, а также исследование сопротивления материала переменному нагружению на уровне микроструктуры.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Петин С.В., Гучинский Р.В.** Разработка узла конструкции судна с учетом условия усталостной долговечности // Научно-технические ведомости Санкт-Петербургского государственного политехнического университета. Наука и образование. 2012. № 4(159). С. 177–186.
2. **Petinov S.V., Guchinsky R.V.** Fatigue assessment of tubular structures // Инженерно-строительный журнал. 2013. №1(36). С. 39–47.
3. **Sobczyk K., Spencer B.F.** Random microstructural effects on fatigue accumulation // Int. J. Fatigue. 1995. Vol. 17. P. 521–530.
4. **Luo J., Bowen P.** A probabilistic methodology for fatigue life prediction // Acta Mater. 2003. Vol. 51. P. 3537–3550.
5. **Laz P.J., Craig B.A., Hilberry B.M.** A probabilistic total fatigue life model incorporating material inhomogeneities, stress level and fracture mechanics // Int. J. Fatigue. 2001. Vol. 23. P. 119–127.
6. **Kozin F., Bogdanoff J.L.** A critical analysis of some probabilistic models of fatigue crack growth // Eng. Fract. Mech. 1981. Vol. 14. P. 59–89.
7. **Xiang Y., Liu Y.** Application of inverse first-order reliability method for probabilistic fatigue life prediction // Prob. Eng. Mech. 2011. Vol. 26. №2. P. 148–156.
8. **Paris P.C., Erdogan F.** A critical analysis of crack propagation laws // J. Basic Eng. 1963. Vol. 85. №4. P. 528–533.
9. **Guida M., Penta F.** A gamma process model for the analysis of fatigue crack growth data // Eng. Fract. Mech. 2015. Vol. 142. P. 21–49.
10. **Bolotin V.V., Babkin A.A., Belousov I.L.** Probabilistic model of early fatigue crack growth // Prob. Eng. Mech. 1998. Vol. 13. №3. P. 227–232.

11. Miner M.A. Cumulative damage in fatigue // *J. Appl. Mech.* 1945. Vol. 67. P. 59–64.
12. Rinaldi A., Peralta P., Krajcinovic D., Lai Y.C. Prediction of scatter in fatigue properties using discrete damage mechanics // *Int. J. Fatigue.* 2006. Vol. 28. P. 1069–1080.
13. Warhadpande A., Jalalahmadi B., Slack T.S., Sadeghi F. A New Finite Element Fatigue Modeling Approach for Life Scatter in Tensile Steel Specimens // *Int. J. Fatigue.* 2010. Vol. 32. №4. P. 685–697.
14. Bomidi J.A.R., Weinzapfel N., Wang C.-P., Sadeghi F. Experimental and numerical investigation of fatigue of thin tensile specimen // *Int. J. Fatigue.* 2012. Vol. 44. P. 116–130.
15. Naderi M., Hoseini S.H., Khonsari M.M. Probabilistic simulation of fatigue damage and life scatter of metallic components // *Int. J. Plasticity.* 2013. Vol. 43. P. 101–115.
16. Ellyin F., Fakinlede C.O. Probabilistic simulation of fatigue crack growth by damage accumulation // *Eng. Fract. Mech.* 1985. Vol. 22. №4. P. 697–712.
17. Glinka G.A. Cumulative model of fatigue crack growth // *Int. J. Fatigue.* 1982. Vol. 4. №2. P. 59–67.
18. Petinov S.V., Guchinsky R.V. Fatigue of Fillet-welded Joint Assessment by the FEA Simulation of Damage Accumulation // *Инженерно-строительный журнал.* 2011. №4(22). С. 5–9.
19. Гучинский Р.В., Петинов С.В. Численное моделирование распространения полуэллиптической трещины усталости на основании оценки накопления повреждений // *Вычислительная механика сплошных сред.* 2015. № 8(4). С. 376–385.
20. Ramberg W., Osgood W.R. Description of Stress-Strain Curves by Three Parameters // *Technical Report № 902 NACA.* Washington. 28 p.
21. Lopez Z. Correlations among tensile and cyclic deformation properties for steels and implications on fatigue life predictions: master thesis. Toledo, 2012. 117 p.
22. Tavernelli J.F., Coffin L.F. A compilation and interpretation of cyclic strain fatigue tests on metals // *Trans. Am. Soc. Metals.* 1959. Vol. 51. P. 438–450.
23. Starke P., Walther F., Eifler D. PHYBAL – A new method for lifetime prediction based on strain, temperature and electrical measurements // *Int. J. Fatigue.* 2006. Vol. 28. P. 1028–1036.
24. Walther F. Microstructure-Oriented Fatigue Assessment of Construction Materials and Joints Using Short-Time Load Increase Procedure // *MP Materials Testing.* 2014. Vol. 56. P. 519–527.

REFERENCES

1. Petinov S.V., Guchinskiy R.V. Razrabotka uzla konstruktсии sudna s uchetom usloviya ustalostnoy dolgovechnosti. [Fatigue assessment of ship superstructure at expansion joint]. *St. Petersburg State Polytechnical University Journal.* 2012. №4(159). S. 177–186. (rus)
2. Petinov S.V., Guchinsky R.V. Fatigue assessment of tubular structures. *Magazine of Civil Engineering.* 2013. №1(36). S. 39–47.
3. Sobczyk K., Spencer B.F. Random microstructural effects on fatigue accumulation. *Int. J. Fatigue.* 1995. Vol. 17. P. 521–530.
4. Luo J., Bowen P. A probabilistic methodology for fatigue life prediction. *Acta Mater.* 2003. Vol. 51. P. 3537–3550.
5. Laz P.J., Craig B.A., Hilberry B.M. A probabilistic total fatigue life model incorporating material inhomogeneities, stress level and fracture mechanics. *Int. J. Fatigue.* 2001. Vol. 23. P. 119–127.
6. Kozin F., Bogdanoff J.L. A critical analysis of some probabilistic models of fatigue crack growth. *Eng. Fract. Mech.* 1981. Vol. 14. P. 59–89.
7. Xiang Y., Liu Y. Application of inverse first-order reliability method for probabilistic fatigue life prediction. *Prob. Eng. Mech.* 2011. Vol. 26. №2. P. 148–156.
8. Paris P.C., Erdogan F. A critical analysis of crack propagation laws. *J. Basic Eng.* 1963. Vol. 85. №4. P. 528–533.
9. Guida M., Penta F. A gamma process model for the analysis of fatigue crack growth data. *Eng. Fract. Mech.* 2015. Vol. 142. P. 21–49.
10. Bolotin V.V., Babkin A.A., Belousov I.L. Probabilistic model of early fatigue crack growth. *Prob. Eng. Mech.* 1998. Vol. 13. №3. P. 227–232.
11. Miner M.A. Cumulative damage in fatigue. *J. Appl. Mech.* 1945. Vol. 67. P. 59–64.
12. Rinaldi A., Peralta P., Krajcinovic D., Lai Y.C. Prediction of scatter in fatigue properties using discrete damage mechanics. *Int. J. Fatigue.* 2006. Vol. 28. P. 1069–1080.
13. Warhadpande A., Jalalahmadi B., Slack T.S., Sadeghi F. A New Finite Element Fatigue Modeling Approach for Life Scatter in Tensile Steel Specimens. *Int. J. Fatigue.* 2010. Vol. 32. №4. P. 685–697.
14. Bomidi J.A.R., Weinzapfel N., Wang C.-P., Sadeghi F. Experimental and numerical investigation of fatigue of thin tensile specimen. *Int. J. Fatigue.* 2012. Vol. 44. P. 116–130.
15. Naderi M., Hoseini S.H., Khonsari M.M. Probabilistic simulation of fatigue damage and life scatter of metallic components. *Int. J. Plasticity.* 2013. Vol. 43. P. 101–115.
16. Ellyin F., Fakinlede C.O. Probabilistic simulation of fatigue crack growth by damage accumulation. *Eng. Fract. Mech.* 1985. Vol. 22. №4. P. 697–712.

17. **Glinka G.A.** Cumulative model of fatigue crack growth. *Int. J. Fatigue*. 1982. Vol. 4. №2. P. 59–67.
18. **Petinov S.V., Guchinsky R.V.** Fatigue of Fillet-welded Joint Assessment by the FEA Simulation of Damage Accumulation. *Magazine of Civil Engineering*. 2011. №4(22). P. 5–9.
19. **Guchinskiy R.V., Petinov S.V.** Chislennoye modelirovaniye rasprostraneniya poluellipticheskoy treshchiny ustalosti na osnovanii otsenki nakopleniya povrezhdeniy. [Numerical modeling of the semi-elliptical fatigue crack growth using damage accumulation approach]. *Computational continuum mechanics*. Perm. 2015. № 8(4), S. 376–385. (rus)
20. **Ramberg W., Osgood W.R.** Description of Stress-Strain Curves by Three Parameters. *Technical Report № 902. NACA*. Washington. 28 p.
21. **Lopez Z.** Correlations among tensile and cyclic deformation properties for steels and implications on fatigue life predictions: master thesis. Toledo, 2012. 117 p.
22. **Tavernelli J.F., Coffin L.F.** A compilation and interpretation of cyclic strain fatigue tests on metals. *Trans. Am. Soc. Metals*. 1959. Vol. 51. P. 438–450.
23. **Starke P., Walther F., Eifler D.** PHYBAL – A new method for lifetime prediction based on strain, temperature and electrical measurements. *Int. J. Fatigue*. 2006. Vol. 28. P. 1028–1036.
24. **Walther F.** Microstructure-Oriented Fatigue Assessment of Construction Materials and Joints Using Short-Time Load Increase Procedure. *MP Materials Testing*. 2014. Vol. 56. P. 519–527.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ/AUTHORS

ГУЧИНСКИЙ Руслан Валерьевич – ассистент Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого.

195251, Россия, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29.

E-mail: ruslan239@mail.ru

GUCHINSKY Ruslan V. – Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.

29 Politechnicheskaya St., St. Petersburg, 195251, Russia.

E-mail: ruslan239@mail.ru

ПЕТИНОВ Сергей Владимирович – доктор технических наук профессор Санкт-Петербургского политехнического университета Петра Великого.

195251, Россия, г. Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29.

E-mail: spetinov@mail.ru

PETINOV Sergey V. – Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University.

29 Politechnicheskaya St., St. Petersburg, 195251, Russia.

E-mail: spetinov@mail.ru

СИДДИК Шафакат – ассистент Технического университета Дортмунда.

August-Schmidt-Straße 4, 44227 Dortmund, Германия.

E-mail: shafaqat.siddique@tu-dortmund.de

SIDDIQUE Shafaqat – TU Dortmund University.

August-Schmidt-Straße 4, 44227 Dortmund, Germany.

E-mail: shafaqat.siddique@tu-dortmund.de

ИМРАН Мохаммед – ассистент Технического университета Дортмунда.

August-Schmidt-Straße 4, 44227 Dortmund, Германия.

E-mail: muhammad.imran@tu-dortmund.de

IMRAN Muhammad – TU Dortmund University.

August-Schmidt-Straße 4, 44227 Dortmund, Germany.

E-mail: muhammad.imran@tu-dortmund.de

ВАЛЬТЕР Франк – доктор философии профессор Технического университета Дортмунда.

August-Schmidt-Straße 4, 44227 Dortmund, Германия.

E-mail: frank.walther@tu-dortmund.de

WALTHER Frank – TU Dortmund University.

August-Schmidt-Straße 4, 44227 Dortmund, Germany.

E-mail: frank.walther@tu-dortmund.de