



## Применение критериев подобия при исследовании механической прочности металлов

### The use of similarity criteria in the study the mechanical strength of metals

В.А. Жуков<sup>1\*</sup>, С.Н. Колгатин<sup>2</sup>, В.А. Пальмов<sup>3</sup>,  
М.М. Ветоков<sup>4</sup>, Ю.М. Барон<sup>5</sup>, Н.Б. Кириллов<sup>6</sup>

V. Zhukov<sup>1\*</sup>, S. Kolgatin<sup>2</sup>, V. Palmov<sup>3</sup>, M. Vetyukov<sup>4</sup>,  
Yu. Baron<sup>5</sup>, N. Kirillov<sup>6</sup>

<sup>1-6</sup>Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург, Россия

<sup>1-6</sup>Peter the Great St. Petersburg Polytechnic University, St. Petersburg, Russia

#### КЛЮЧЕВЫЕ СЛОВА

Критерии подобия;  
малоцикловая усталость;  
многоцикловая усталость;  
титановые сплавы;  
строительные стали;  
инвариантность;

#### KEYWORDS

Similarity criteria;  
low- cycle fatigue;  
high- cycle fatigue;  
titanium alloys;  
constructional steel;  
invariance;

#### АННОТАЦИЯ

При строительстве уникальных зданий и сооружений большое внимание уделяется качеству конструкционных материалов. В нашей статье показана возможность использования критериев подобия процессов малоцикловой и многоцикловой усталости при разработке металлических конструкционных материалов. В состав критериев включены определяющие величины, значения которых не могут быть определены средствами измерения в процессе испытания материалов. Действенность представленных критериев показана на примере отбора составов титановых сплавов для морской техники, конструктивных и технологических параметров строительных сталей. Экспериментально установлена инвариантность критерия подобия малоциклового разрушения в искусственной морской воде титановых сплавов с пределом текучести до 785 МПа. Показана возможность оценки теоретического коэффициента концентрации напряжений сварных элементов по результатам испытания образцов при симметричном цикле растяжения-сжатия.

#### ABSTRACT

During the construction of high-rise buildings, a significant attention is paid to the quality of construction materials. In our article we are presenting the possibility of using the criteria of similarity of the processes of low-cycle and high-cycle fatigue in the creation of metal structural materials. The composition of the criteria includes determining values, the sizes of which are not determined by measurement in the process of testing materials. The efficiency of the presented criteria is demonstrated by the example of selection of titanium alloy compositions for marine engineering, structural and technological parameters of structural steels. The invariance of the similarity criterion of low-cycle fracture in artificial seawater of titanium alloys with yield strength up to 785 MPa was experimentally established. The possibility of evaluation of the theoretical stress concentration factor of welded elements on the test results of specimens under symmetrical cycle of stretching-compression is shown.

#### Содержание

|    |                         |    |
|----|-------------------------|----|
| 1. | Введение                | 26 |
| 2. | Методы                  | 27 |
| 3. | Результаты и обсуждение | 28 |
| 4. | Заключение              | 31 |

## 1. Введение

Одна из наиболее сложных задач проектирования заключается в том, чтобы по характеристикам конструкционного материала, определяемым в условиях испытания образцов, обосновать приемлемость использования этого материала в условиях работы будущего технического объекта. Окончательно решение принимается на основе результатов полунатурных или натурных испытаний. Но чтобы

уменьшить вероятность ошибочных решений, необходимо как можно раньше, ещё на этапе испытания образцов убедиться в том, что механизмы деформирования и разрушения нового и прежде применяемого материала подобны.

Только в случае подобия их свойства могут быть представлены одними и теми же зависимостями. К сожалению, по результатам оригинальных и полезных научных исследований без оценки подобия процессов иногда сделаются необоснованные предположения о возможности замены одних способов испытаний другими, более простыми и аппроксимации зависимостей за пределы условий эксперимента [1,2].

Подобие при исследовании процессов устанавливают, используя критерии, сформированные на основе принятой модели из параметров, определяющих эти процессы [3].

В механике материалов на основе принципа подобия сформированы критерии прочности при упругом деформировании, в состав которых входят величины-инварианты (модуль упругости, коэффициент Пуассона) [4].

В состав критериев подобия при усталостном повреждении могут быть включены структурные параметры, определяющих деформирование и разрушение материалов<sup>1</sup>. При прочностных расчетах их принимают условно постоянными, но лишь в весьма ограниченной области условий<sup>2</sup>.

Цель работы — подтверждение (на примере титановых сплавов для морской техники и строительных сталей) полезности использования при разработке металлических материалов и конструктивных форм деталей критериев подобия на основе инвариантности параметров структурного повреждения.

## 2. Методы

Титановые сплавы при высокой удельной прочности имеют наилучшую среди конструкционных сталей и сплавов коррозионную стойкость в морской воде [5]. Тем не менее, было обнаружено, что сопротивление разрушению некоторых титановых сплавов в морской воде при наличии трещиноподобных дефектов резко снижается [6 – 9]. Значение критического коэффициента интенсивности напряжений (КИН) в коррозионной среде  $K_{Isc}$  может оказаться в три и более раза меньше значения критического КИН при испытании на воздухе  $K_{Ic}$ .

При создании сплавов с более высоким пределом текучести необходимо обеспечить надёжность конструкций на уровне не ниже прежнего. Последнее означает, что критическая длина трещины нового сплава при равном значении коэффициента запаса прочности по пределу текучести должна быть не меньше, чем сплава-прототипа, надёжность которого подтверждена практикой.

Разделив левую и правую часть равенства  $K_{Isc} = Y\sigma_c (\pi l_c)^{1/2}$  на предел текучести материала  $\sigma_T$ , получим

$$K_{Isc}/\sigma_T = Y(\sigma_c/\sigma_T)(\pi l_c)^{1/2}, \quad (1)$$

где  $l_c$  – критическая длина трещины;  $\sigma_c$  – предельное (критическое) напряжение при определении  $K_{Isc}$ ;  $Y$  – коэффициент, зависящий от формы образца (детали).

Из равенства (1) следует, что для обеспечения прежнего уровня надёжности при неизменных значениях  $Y$ ,  $l_c$  и  $\sigma_c/\sigma_T$  необходимо, чтобы значение отношения  $K_{Isc}/\sigma_T$  нового сплава было не меньше, чем сплава-прототипа.

Предварительные испытания показали, что чувствительность сплавов титана к действию морской воды при малоцикловом нагружении выше, чем при длительном статическом. Так, при испытании в искусственной морской воде (ИМВ – 3%-ный водный раствор **NaCl**) образцов рабочим сечением  $9 \times 12$  мм<sup>2</sup> с острым надрезом и введенной усталостной трещиной разрушающая нагрузка псевдо- $\beta$ - сплава В120VCA (**Ti-3Al-10V-11Cr-2,5Mo-1,5Zr**) в условиях длительного статического нагружения (до 1000 часов) составила 45% от разрушающей нагрузки на воздухе, а при отнулевом цикле малоциклового нагружения (до 5000 циклов за 80 часов) – 25%.

Так как длительность испытаний при определении  $K_{Isc}$  на один-два порядка больше, чем малоцикловых, было принято решение проводить малоцикловые испытания для предварительной оценки сопротивления разрушению в ИМВ разрабатываемых титановых сплавов. При такой замене оказалось более приемлемым проведение испытаний малогабаритных образцов, весь цикл изготовления которых от выплавки до обработки резанием может быть выполнен в лабораторных условиях.

Малоцикловые испытания проводились на модернизированных стандартных испытательных машинах ИМАШ-5 при отнулевом цикле нагружения с частотой один цикл в минуту. Испытывались малогабаритные цилиндрических образцов диаметром рабочего сечения 6 мм с острым надрезом (теоретический коэффициент концентрации напряжений равен 4,8 [9]). В качестве критерия подобия процессов малоциклового повреждения использовалось соотношение  $\varepsilon_f = idem$ , где  $\varepsilon_f$  – расчётное значение предельной пластической деформации микрообъёма материала в вершине трещины на линейном участке кинетической диаграммы усталостного разрушения при малоцикловом нагружении [10],

Аналогичного типа задачи решались при сравнении различных конструктивных форм и влияния условий изготовления конструкций из строительных сталей.

Усталостные испытания полунатурных и натуральных элементов металлоконструкций кранов проводились при растяжении-сжатии с частотой нагружения 25...60 гц. Заготовки образцов получали механической резкой из листового проката. Испытывались образцы без концентраторов, с концентраторами в форме отверстий и боковых надрезов, а также в виде сварных соединений. Испытания были проведены сотрудниками кафедры подъёмно-транспортных машин политехнического университета (ныне кафедра «Транспортные технологические системы»).

Число циклов до образования предельного дефекта определялось моменту появления трещины длиной 1,0...2,0 мм на поверхности испытуемого образца, не подвергавшейся специальной подготовке<sup>3</sup>. В качестве критерия подобия процессов повреждения принято  $\varepsilon_{el} + \varepsilon_{pl} = idem$  при регулярном симметричном цикле растяжения-сжатия, где  $\varepsilon_{pl}$  – эквивалентная пластическая деформации.  $\varepsilon_{el}$  – упругая деформация при номинальном напряжении  $\sigma$ . [11].

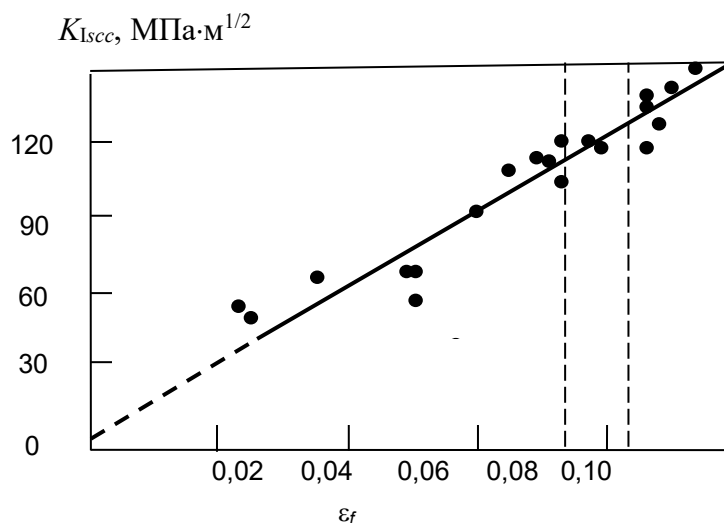
### 3. Результаты и обсуждение

При выводе критерия малоциклового повреждения  $\varepsilon_f = idem$  зависимость скорости роста трещины  $v$  (СРТ) от размаха КИН  $K$  при отнулевом нагружении в виде формулы Пэриса – Эрдогана  $v = CK^n$  была замена зависимостью

$$v = (K^2 / E) / E_{lcf}. \quad (2)$$

В зависимости (2) СРТ  $v$  представлена как «реакция» материала на внешнее «воздействие»  $K^2/E$ , а величина  $E_{lcf}$  считается характеристикой сопротивления материала малоциклового разрушению, размерность которой соответствует удельной энергии единицы объёма материала в вершине трещины на расстоянии, равном шагу этой трещины при очередном цикле нагружения.

Напротив, при определении КИН  $K_{Is}$  или  $K_{Isc}$  в качестве характеристики сопротивления разрушению



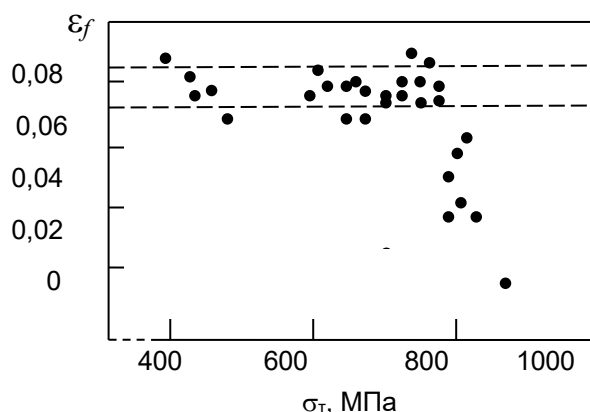
принимается энергия, отнесённая к единице поверхности трещины. При таком различии определяющих параметров нет основания для утверждения подобия процесса малоциклового повреждении и процесса разрушения при однократном нагружении. Тем не менее, значимая статистическая связь между значениями  $K_{Isc}$  и характеристиками малоциклового разрушения не исключается. На рис.1 по результатам испытаний крупногабаритных образцов 20-ти титановых сплавов с пределом текучести  $\sigma_T$  от 738 до 852 МПа, выполненных в ЦНИИМ «Прометей», представлена зависимость между значением  $K_{Isc}$  и значением величины  $\varepsilon_f$  этих сплавов при испытании в ИМВ. Зависимость между  $K_{Isc}$  и  $\varepsilon_f$  этих сплавов практически линейная и аппроксимируется при  $\varepsilon_f = 0$  к значению  $K_{Isc}$ , близкому к нулю. В целом с увеличением  $\varepsilon_f$  имеет место тенденция увеличения значения  $K_{Isc}$

**Рисунок 1. Зависимость  $K_{Isc}$  и  $\varepsilon_f$  в ИМВ сплавов титана при  $\sigma/\sigma_T = 0,7$ .**

**Пунктирные линии соответствуют значениям  $\varepsilon_f$  базового сплава ПТЗВ.**

Многочисленные эксперименты при постоянном для всех сплавов отношении  $\sigma/\sigma_T$  позволили сделать вывод о снижении числа циклов до разрушения малогабаритных образцов при увеличении предела текучести титановых сплавов [9]. Рассеивание средних значений чисел циклов до разрушения сплавов с равными значениями предела текучести превышает пятикратное. В этом случае отбор наиболее перспективных вариантов сплавов для дальнейших исследований можно произвести среди

сплавов с наибольшим значением числа циклов до разрушения малогабаритных образцов при малоцикловом нагружении. Однако среди них могут оказаться сплавы, не соответствующие критерию подобия.



**Рисунок 2. Зависимость  $\varepsilon_f$  в ИМВ при  $\sigma/\sigma_T = 0,7$  от  $\sigma_T$  титановых сплавов.**

Пунктирные линии соответствуют значениям  $\varepsilon_f$  базового сплава ПТЗВ.

На рис.2 показана зависимость значения  $\varepsilon_f$  группы из 30-ти титановых сплавов системы

**Ti + (2-6%)Al + (0-2%)V** с наибольшими значениями числа циклов до разрушения, выделенной из общего числа 256 вариантов состава, режимов обработки давлением и термической обработки. В области значений  $\sigma_T$  до 785 МПа значение  $\varepsilon_f$  сплавов этой группы соответствует значению  $\varepsilon_f$  базового сплава ПТЗВ. Таким образом, подобие процессов малоциклового повреждения сплавов пределом текучести до 786 МПа не отрицается; эти сплавы предложены для дальнейшего исследования.

Возможность использования сплавов с более высоким пределом текучести, но с меньшим значением  $\varepsilon_f$  не исключается. Но при расчётах элементов конструкций, изготавливаемых из таких сплавов, необходимо вводить коррективы размеров предельных трещиноподобных дефектов и запасов прочности.

### Результаты исследования усталостной прочности строительных сталей и обсуждение

В настоящее время основным механизмом зарождения усталостных повреждений принято считать взаимодействие дислокаций при торможении их границами кристаллов, в вершине полосы скольжения, при встрече дислокаций в пересекающихся плоскостях скольжения [12, 13]. Зависимость между переменным напряжением  $\sigma$  и числом циклов  $N$  до образования трещины или разрушения образцов (деталей) в области до  $5 \cdot 10^6$  циклов нагружения представляют в виде

$$\sigma^m N = C, \quad (3)$$

где  $\sigma$  – амплитуда напряжения при симметричном цикле нагружения;

$m$  и  $C$  – постоянные величины.

В работе [11] на основе предположения о суперпозиции фононов, возникающих при скачке дислокаций для мезоструктурного масштаба [14] усталостного повреждения предложена зависимость вида

$$\tau \varepsilon_{pl}^p N = C_\tau \quad (4)$$

где  $\tau$  – амплитуда напряжения сдвига при скачке дислокации;

$\varepsilon_{pl}$  – размах (удвоенная амплитуда) циклической пластической деформации микрообъема металла за цикл деформирования;

$N$  – суммарное число циклов деформирования до образования усталостного повреждения микрообъема;

$p$  и  $C_\tau$  – постоянные величины.

Экспериментальное определение  $\tau$  и  $\varepsilon_{pl}$  отдельных микрообъемов в каждом цикле перемены напряжения – задача практически неразрешимая. Поэтому при переходе к параметрам процесса повреждения материала образца или конструкции приходится использовать «усреднённые» значения  $\tau$  и  $\varepsilon_{pl}$ . Исследования показали, что усреднённая по объёму (в пределах базы датчика деформаций) циклическая пластическая деформация изменяется в процессе усталостного испытания [15]. Принятое нами усредненное  $\varepsilon_{pl}$  относится к микрообъёму в зоне усталостного повреждения и ко всем  $N$  циклам его нагружения.

Включение в состав критерия усталостного повреждения при регулярном симметричном цикле растяжения-сжатия  $\varepsilon_{el} + \varepsilon_{pl} = idem$  значения пластической деформации в качестве меры повреждения за цикл можно считать приемлемым, учитывая, что «... существует корреляция между произведением числа макротрещин на средний их размер и величиной неупругой деформации» [15]. Данное предположение не распространяется на случай нерегулярного режима нагружения низколегированных сталей, так как малые перегрузки (по отношению к «физическому» пределу выносливости) приводят к качественному изменению процесса усталости.

Очевидно также, что предлагаемый подход не позволяет учесть влияние масштабного фактора, градиента напряжений [16], возможные изменения структуры материала. Влияние этих и других факторов может проявиться через несоответствие процесса критериям подобия.

Значение  $\varepsilon_{pl}$  при каждом числе циклов  $N$  до образования предельного повреждения определим, полагая, что имеет место подобие процессов усталостного повреждения материала плоских образцов конструкционной стали без концентратора и с концентратором.

Соответственно, запишем равенство  $\varepsilon_{el} + \varepsilon_{pl} = \varepsilon_{el-c} + \varepsilon_{pl-c}$ , где  $\varepsilon_{el-c}$  и  $\varepsilon_{pl-c}$  – амплитуда упругой и размах пластической деформации в основании концентратора при данном  $N$ . В первом приближении при малых деформациях суммарная упругопластическая деформация в основании концентратора равна  $\alpha_\sigma \varepsilon_{nc}$ , где  $\alpha_\sigma$  – теоретический коэффициент концентрации напряжений,  $\varepsilon_{nc}$  – упругая деформации образца с концентратором при номинальном напряжении  $\sigma_{n-c}$ ,  $\varepsilon_{nc} = \sigma_{n-c} / E$ . Значение упругой деформации в основании концентратора примем равным  $\varepsilon_{el-c} = K_\sigma \varepsilon_{nc}$ , где  $K_\sigma$  – эффективный коэффициент концентрации напряжений при данном числе циклов  $N$ . Значение  $K_\sigma$  определялось экспериментально по отношению амплитуд номинальных переменных напряжений  $\sigma$  и  $\sigma_{n-c}$  образца без надреза и с надрезом:

$K_\sigma = \sigma / \sigma_{n-c}$  при каждом числе циклов  $N$ . В итоге получим

$$\varepsilon_{pl-c} = (\alpha_\sigma - K_\sigma) \varepsilon_{nc}. \tag{5}$$

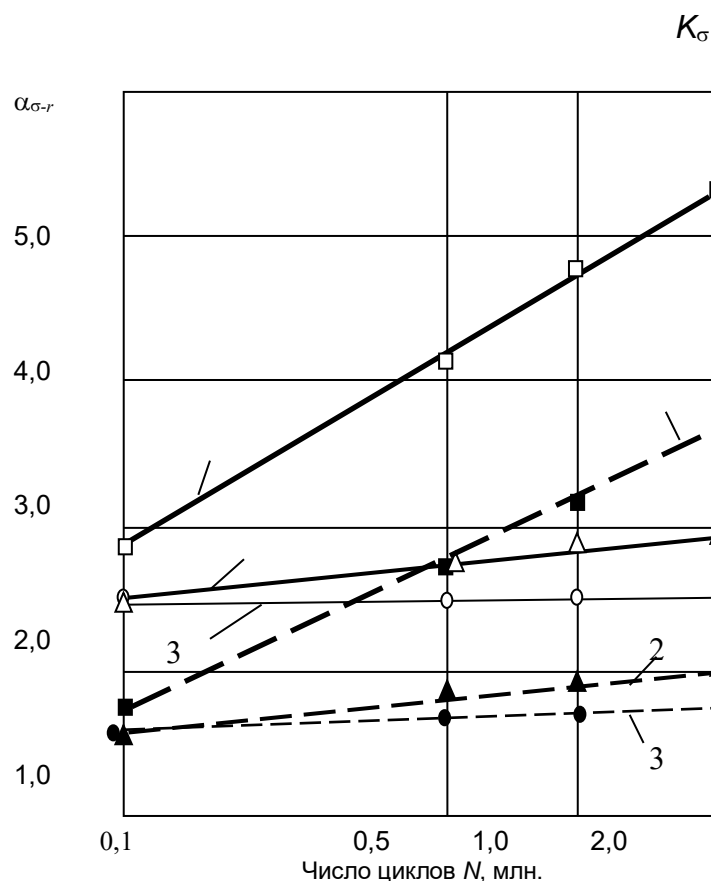
Результаты испытаний плоских образцов из листа толщиной 12 мм и шириной 50 мм без концентратора или шириной 60 мм с отверстием диаметром 18 мм сталей Ст3 и 09Г2Т ( $\alpha_\sigma = 2,33$ ) и расчётные значения

$\varepsilon_{pl} = \varepsilon_{pl-c}$  представлены в таблице.

Таблица 1. Результаты испытаний образцов и расчётные значения  $\varepsilon_{pl}$

| N,<br>млн. | Сталь Ст3, m =8,30 |                                       |                         |                                       |            |                                       | Сталь 09Г2Т, m =6,10 |                                       |                         |                                       |            |                                       |
|------------|--------------------|---------------------------------------|-------------------------|---------------------------------------|------------|---------------------------------------|----------------------|---------------------------------------|-------------------------|---------------------------------------|------------|---------------------------------------|
|            | $\sigma$ ,<br>МПа  | $\varepsilon_{el}$ ,<br>$\times 10^5$ | $\sigma_{n-c}$ ,<br>МПа | $\varepsilon_{nc}$ ,<br>$\times 10^5$ | $K_\sigma$ | $\varepsilon_{pl}$ ,<br>$\times 10^5$ | $\sigma$ ,<br>МПа    | $\varepsilon_{el}$ ,<br>$\times 10^5$ | $\sigma_{n-c}$ ,<br>МПа | $\varepsilon_{nc}$ ,<br>$\times 10^5$ | $K_\sigma$ | $\varepsilon_{pl}$ ,<br>$\times 10^5$ |
| 0,1        | 226,6              | 113,3                                 | 176,6                   | 88,3                                  | 1,28       | 92,4                                  | 270,9                | 135,4                                 | 194,2                   | 97,1                                  | 1,40       | 90,8                                  |
| 0,5        | 185,4              | 92,7                                  | 132,4                   | 66,2                                  | 1,40       | 61,6                                  | 208,1                | 104                                   | 137,3                   | 68,6                                  | 1,52       | 55,8                                  |
| 1,0        | 171,7              | 85,8                                  | 117,7                   | 58,8                                  | 1,46       | 51,2                                  | 185,7                | 92,8                                  | 119,8                   | 59,9                                  | 1,55       | 49,7                                  |
| 2,0        | 157,9              | 79                                    | 104                     | 52                                    | 1,52       | 42,1                                  | 165,8                | 82,9                                  | 104                     | 52                                    | 1,60       | 38,3                                  |

Согласно (5) можно получить оценку значений коэффициента  $\alpha_{\sigma-r}$  сварных образцов, используя уже известные значения  $\varepsilon_{pl}$ , а также значения  $K_\sigma$  и  $\varepsilon_{nc}$ , по результатам усталостных испытаний (рис. 3).



**Рисунок 3. Зависимость  $\alpha_{\sigma-r}$  (сплошные линии) и  $K_{\sigma}$  сварных образцов стали 09Г2Т от числа циклов  $N$ :**

- 1 – с двумя продольными рёбрами на противоположных плоскостях;
- 2 – то же с механической обработкой сварного шва;
- 3 – с двумя продольными рёбрами и высоким отпуском после сварки.

Изменение структуры и свойств материала, уровень и распределение остаточных напряжений в области сварного шва и зоны термического влияния сварки, наличие перехода от тела заготовки к сварному шву могут стать причиной нарушения подобия усталостного повреждения по сравнению с исходным материалом.

Влияние первых двух факторов может быть в значительной степени ослаблено отпуском для снятия остаточных напряжений (600...650°C). В этом случае значение величины  $\alpha_{\sigma-r}$  может оказаться равным теоретическому коэффициенту концентрации напряжений  $\alpha_{\sigma}$ , значение которого (в случае подобия процессов) не зависит от условий нагружения и числа циклов  $N$ . Действительно, значение  $\alpha_{\sigma-r}$ , полученные при усталостных испытаниях в интервале от 0,1 до 2,0 млн. циклов образцов из стали 09Г2Т с высоким отпуском после сварки, практически не зависят от уровня напряжений и числа циклов.

Оценка значений  $\alpha_{\sigma-r}$  сварных образцов без механической обработки сварного шва подтверждает предположение о существенном нарушении подобия усталостного повреждения как при изменении числа циклов  $N$ , так и по сравнению с исходным материалом.

Сравнение значений  $\alpha_{\sigma}$ , определяемых по результатам испытания усталостных образцов с разными вариантами профиля сварных швов после высокого отпуска можно использовать для обоснования выбора наиболее рационального из них.

## 4. Заключение

1. Значения рассмотренных критериев подобия малоциклового и многоциклового усталостного повреждения могут быть определены по данным общепринятых испытаний без проведения дополнительных экспериментальных исследований.

2. Использование данных критериев позволяет уже на стадии испытания образцов выявить наиболее рациональные варианты материалов и технологий.

3. Значения критериев подобия являются оценочными и не должны использоваться при прочностных расчётах.

## Литература

- [1]. Zhukov V.A. Konstruktivnaya prochnost: Konstruktsionnyye stali i splavy. Ucheb. posobiye. M.: INFRA-M, 2018. 264 s.
- [2]. Normy rascheta na prochnost oborudovaniya i truboprovodov atomnykh energeticheskikh ustanovok (PANE) G-7-002-86. Gosatomenergondzor SSSR. M.: Energoatom izdat, 1989. 525 s.
- [3]. Sorokin G.M. O prirode ustalostnykh razrusheniy // Vestnik mashinostroyeniya. 2004. №6. s.23-26.
- [4]. Bagmutov V.P., Kondratyev O.V. Prognozirovaniye ustalostnoy prochnosti na osnove raschetnoy krivoy ustalosti // Zavodskaya laboratoriya: Diagnostika materialov. 2005. №71 (4). s.40-44.
- [5]. Sedov L.I. Razmyshleniya o nauke i ob uchenykh. M.: Nauka, 1980. 440 s.
- [6]. Bakushev S.V. Geometricheskaya i fizicheskaya nelineynaya mekhanika sploshnoy sredy. Ploskaya zadacha. M.: LIBROKOM, 2013. 308 s.
- [7]. Gorynin I.V., Oryshchenko A.S., Leonov V.P., Kudryavtsev A.S., Mikhaylov V.I., Chudakov Ye.V. Morskiye titanovyye splavy – nastoyashcheye i budushcheye // Voprosy materialovedeniya. 2014. № 2(78). s. 36–47.
- [8]. Dzhonson G. Vliyaniye sredy na razrusheniye vysokoprochnykh materialov // Razrusheniye. M.: Mir, 1976. T.3. S.731-775.
- [9]. Zhukov, V.A. Stress Corrosion Cracking and Electrochemical Potential of Titanium Alloys. Advances in Mechanical Engineering. Cham: Springer, 2016. P.169-174.
- [10]. Orlov M.R., Ospennikova O.G., Napriyenko S.A., Karachevtsev F.N. Mekhanizm malotsiklovogo ustalostnogo razrusheniya titanovogo splava VT3-1 v korrozionno-aktivnykh sredakh // Deformatsiya i razrusheniye materialov. 2017. №4. c.2-8.
- [11]. Gorynin I.V. Chechurin B.B. Titan v mashinostroyenii. M.: Mashinostroyeniye, 1990. 400 s.
- [12]. Zhukov V.A. Model razrusheniya metallov // Nauchno-tekhnicheskiye vedomosti SPbGTU. 2006. T.3. S.7-13.
- [13]. Zhukov, V.A. Dislocation-Phonon Mechanism and Interpolation Dependence of Fatigue-Damaged Structural Steel. Advances in Mechanical Engineering. Cham: Springer, 2017. P. 155-164.
- [14]. Terentev V.F., Korableva S.A. Ustalost metallov. M.: Nauka, 2015. 484 s.
- [15]. Feng R.Ch., Ruy Zh.Y., Zhang P.T., Yan Ch.F., Yi S.F. Uovershenstvovannyy metod otsenki ustalostnoy dolgovechnosti TiAl splavov // Problemy prochnosti. 2014. №2 (428). S.37-44.
- [16]. Shanyavskiy A.A. Masshtabnyye urovni protsessov ustalosti metallov // Fiz. mezomekh. 2014. T.17. №6. S.87-98.
- [17]. Troshchenko V.T. Prochnost materialov i konstruktsiy. Kiyev: Akademperiodika, 2005. 1008 s.
- [18]. Troshchenko V.T. Ustalost i neuprugost metallov pri neodnorodnom napryazhenom sostoyanii // Problemy prochnosti. 2010. №5 (407). S.14-30.

## References

- [1]. Zhukov V.A. Konstruktivnaya prochnost: Konstruktsionnyye stali i splavy. Ucheb. posobiye. M.: INFRA-M, 2018. 264 s.
- [2]. Normy rascheta na prochnost oborudovaniya i truboprovodov atomnykh energeticheskikh ustanovok (PANE) G-7-002-86. Gosatomenergondzor SSSR. M.: Energoatom izdat, 1989. 525 s.
- [3]. Sorokin G.M. O prirode ustalostnykh razrusheniy // Vestnik mashinostroyeniya. 2004. №6. s.23-26.
- [4]. Bagmutov V.P., Kondratyev O.V. Prognozirovaniye ustalostnoy prochnosti na osnove raschetnoy krivoy ustalosti // Zavodskaya laboratoriya: Diagnostika materialov. 2005. №71 (4). s.40-44.
- [5]. Sedov L.I. Razmyshleniya o nauke i ob uchenykh. M.: Nauka, 1980. 440 s.
- [6]. Bakushev S.V. Geometricheskaya i fizicheskaya nelineynaya mekhanika sploshnoy sredy. Ploskaya zadacha. M.: LIBROKOM, 2013. 308 s.
- [7]. Gorynin I.V., Oryshchenko A.S., Leonov V.P., Kudryavtsev A.S., Mikhaylov V.I., Chudakov Ye.V. Morskiye titanovyye splavy – nastoyashcheye i budushcheye // Voprosy materialovedeniya. 2014. № 2(78). s. 36–47.
- [8]. Dzhonson G. Vliyaniye sredy na razrusheniye vysokoprochnykh materialov // Razrusheniye. M.: Mir, 1976. T.3. S.731-775.
- [9]. Zhukov, V.A. Stress Corrosion Cracking and Electrochemical Potential of Titanium Alloys. Advances in Mechanical Engineering. Cham: Springer, 2016. P.169-174.
- [10]. Orlov M.R., Ospennikova O.G., Napriyenko S.A., Karachevtsev F.N. Mekhanizm malotsiklovogo ustalostnogo razrusheniya titanovogo splava VT3-1 v korrozionno-aktivnykh sredakh // Deformatsiya i razrusheniye materialov. 2017. №4. c.2-8.
- [11]. Gorynin I.V. Chechurin B.B. Titan v mashinostroyenii. M.: Mashinostroyeniye, 1990. 400 s.
- [12]. Zhukov V.A. Model razrusheniya metallov // Nauchno-tekhnicheskiye vedomosti SPbGTU. 2006. T.3. S.7-13.
- [13]. Zhukov, V.A. Dislocation-Phonon Mechanism and Interpolation Dependence of Fatigue-Damaged Structural Steel. Advances in Mechanical Engineering. Cham: Springer, 2017. P. 155-164.
- [14]. Terentev V.F., Korableva S.A. Ustalost metallov. M.: Nauka, 2015. 484 s.
- [15]. Feng R.Ch., Ruy Zh.Y., Zhang P.T., Yan Ch.F., Yi S.F. Uovershenstvovannyy metod otsenki ustalostnoy dolgovechnosti TiAl splavov // Problemy prochnosti. 2014. №2 (428). S.37-44.
- [16]. Shanyavskiy A.A. Masshtabnyye urovni protsessov ustalosti metallov // Fiz. mezomekh. 2014. T.17. №6. S.87-98.
- [17]. Troshchenko V.T. Prochnost materialov i konstruktsiy. Kiyev: Akademperiodika, 2005. 1008 s.
- [18]. Troshchenko V.T. Ustalost i neuprugost metallov pri neodnorodnom napryazhenom sostoyanii // Problemy prochnosti. 2010. №5 (407). S.14-30.

## Контактная информация

- 1.\* dlya.zhukova@bk.ru (Жуков Владимир Андреевич, профессор)
2. kolgatin@physics.spbstu.ru (Колгатин Сергей)

## Contact information

- 1.\* dlya.zhukova@bk.ru (Zhukov Vladimir , Professor)
2. kolgatin@physics.spbstu.ru (Kolgatin Sergey , Professor)

- 
- |  |   |
|--|---|
| Николаевич, профессор)   | 3. palmaria@mail.ru (Palmov Vladimir, Professor)        |
| 3. palmaria@mail.ru (Пальмов Владимир Александрович, профессор)  | 4. vetyukov@inbox.ru (Vetyukov Mikhail, Professor)      |
| 4. vetyukov@inbox.ru (Ветюков Михаил Михайлович, профессор)      | 5. baron_yuri2002@mail.ru (Baron Yuriy , Professor)     |
| 5. baron_yuri2002@mail.ru (Барон Юрий Михайлович, профессор)     | 6. kirillov_nb@spbstu.ru (Kirillov Nikolay , Professor) |
| 6. kirillov_nb@spbstu.ru (Кириллов Николай Борисович, профессор) |   |
- 

© Жуков В.А., Колгатин С.Н., Пальмов В.А., Ветюков М.М., Барон Ю.М., Кириллов Н.Б., 2018