

# МЕХАНИКА ТРИБОФАТИЧЕСКИХ СИСТЕМ

УДК 620.178

**Л.А. СОСНОВСКИЙ**, д-р техн. наук, проф.<sup>1</sup>

**А.В. БОГДАНОВИЧ**, д-р техн. наук, проф.  
профессор кафедры теоретической и прикладной механики<sup>2</sup>  
E-mail: bogal@tut.by

**С.С. ЩЕРБАКОВ**, д-р физ.-мат. наук, проф.  
академик-секретарь Отделения физико-технических наук<sup>3</sup>  
E-mail: sherbakovss@mail.ru

<sup>1</sup>ООО «НПО ТРИБОФАТИКА», г. Гомель, Республика Беларусь

<sup>2</sup>Белорусский государственный университет, г. Минск, Республика Беларусь

<sup>3</sup>Президиум Национальной академии наук Беларуси, г. Минск, Республика Беларусь

Поступила в редакцию 20.03.2023.

## КОРРОЗИОННО-МЕХАНИЧЕСКАЯ УСТАЛОСТЬ: ПРОБЛЕМЫ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ. ЧАСТЬ 2. ОБРАТНЫЙ ЭФФЕКТ. ВЛИЯНИЕ НАПРЯЖЕНИЙ НА СКОРОСТЬ КОРРОЗИИ

*Коррозия — один из основных электрохимических процессов, повреждающих металлические материалы. Сочетание циклических напряжений и коррозионной среды обуславливает износоусталостное повреждение, называемое коррозионно-механической усталостью. В работе исследуется проблема прогнозирования данного вида износоусталостного повреждения, который встречается практически во всех отраслях техники, особенно в химической, нефтяной, металлургической промышленности, на транспорте. Работа состоит из нескольких частей. В первой части разработана методика оценки предела выносливости в заданной коррозионной среде (прямой эффект). Во второй части анализируется обратный эффект, т. е. влияние действующих напряжений на скорость коррозии металлов и сплавов, предлагается методика прогноза коррозионно-эрозионного повреждения при обратном эффекте на основе энергетического критерия. В дальнейшем предполагается обсуждение механизмов коррозионно-механической усталости при прямом и обратном эффектах на разных стадиях комплексного повреждения.*

**Ключевые слова:** трибофатическая система, скорость коррозии под напряжением, предел выносливости, коррозионно-механическая усталость, прямой эффект, обратный эффект, циклические напряжения

DOI: <https://doi.org/10.46864/1995-0470-2023-2-63-61-68>

**Введение.** В первой части работы [1] была предложена и апробирована по экспериментальным данным методика прогнозирования прямого эффекта при коррозионно-механической усталости (КорМУ): влияние коррозионной среды на изменение основной характеристики сопротивления усталости — предела выносливости. Ниже анализируются закономерности обратного

эффекта (ОЭ): влияние механической напряженности испытываемого металлического образца на процессы его коррозионного повреждения. За основную характеристику таких процессов принята скорость коррозии в ненапряженном и напряженном металле. С практической точки зрения соотношение указанных скоростей интегрально может описать (и учесть) комплекс сложнейших механо-

химических механизмов повреждения. Аналитически решение задачи получено на основе одного из частных случаев энергетической теории многокритериальных предельных состояний трибофатических систем. Полученное решение апробируется результатами экспериментов.

**Обратный эффект при КорМУ.** Укажем основные закономерности ОЭ.

1. Чем выше уровень циклических напряжений (меньших, чем предел выносливости в воздухе), тем больше скорость коррозии железа в 0,1 М растворе KCl (рисунок 1 а) [2]. Аналогичное заключение следует и из результатов испытаний стали с 0,19 % С в 0,1 N растворе KCl (см. рисунок 1 б) [2]. Следовательно, одинаковые коррозионные потери достигаются по времени тем раньше, чем больше величина амплитуды напряжений.

Влияние циклических напряжений на скорость коррозии связывают [3–6] со следующими факторами: с увеличением повреждаемой поверхности в связи с образованием множественных трещин; механическим разрушением защитной пленки, которая была на металле в воздухе до его испытаний на КорМУ; разрушением и удалением с поверхности металла продуктов коррозии в процессе испытаний на КорМУ, что приводит к образованию быстро корродирующих ювенильных поверхностей; с тем обстоятельством, что металл, находящийся в состоянии движения дислокаций на плоскостях скольжения, требует меньшей энергии активации для перехода в раствор, чем неподвижный (ненапряженный) металл (это приводит к увеличению скорости коррозии и способствует распространению трещин); с локализацией коррозии в плоскостях сдвига. Таким образом, переменные напряжения не столько вызывают усиление общей коррозии, сколько интенсифицируют местную коррозию.

2. Циклические напряжения более интенсивно увеличивают скорость коррозии, чем статические [5–7].

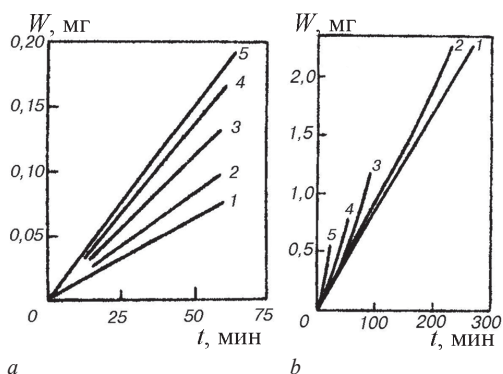


Рисунок 1 — Зависимости коррозионных потерь  $W$  от времени  $t$  для железа в 0,1 М растворе KCl (а) и стали с 0,19 % С в 0,1 N растворе KCl (б): 1 — ненапряженный металл; 2–5 — металл, испытываемый на усталость при  $\sigma_m$ , равных 194, 233, 271, 310 МПа (а) и 155, 233, 310, 349 МПа (б) соответственно  
Figure 1 — Dependences of corrosion losses  $W$  on time  $t$  for iron in 0.1 M solution of KCl (a) and steel with 0.19 % C in 0.1 N solution of KCl (b): 1 — unstressed metal; 2–5 — metal tested for fatigue at  $\sigma_m$ , equal to 194, 233, 271, 310 MPa (a) and 155, 233, 310, 349 MPa (b), respectively

Постоянные растягивающие напряжения (от внешней нагрузки или остаточные) увеличивают скорость общей коррозии металла примерно пропорционально величине напряжений и зачастую приводят к локализации коррозионного разрушения, что ведет к *коррозионному растрескиванию*.

Сжимающие постоянные напряжения неэффективны в смысле влияния на коррозионные процессы [7, 8]. Из этого следует, что при испытаниях на КорМУ рост скорости коррозии обусловлен только полциклом растяжения.

3. Существует инкубационный период (число циклов нагружения в коррозионной среде), в течение которого коррозионные трещины не появляются, если испытания на КорМУ проводят при напряжениях, меньших, чем предел выносливости металла в воздухе [8]; продолжительность этого периода тем больше, чем меньше амплитуда напряжений.

4. Весьма низкие напряжения при испытаниях не повышают скорость коррозии или даже несколько снижают ее (рисунок 2) [9, 10]. Коррозионные процессы замедляются в интервале  $90 \text{ МПа} < \sigma_a < 140 \text{ МПа}$ ; при этом характер коррозии более равномерный, чем для ненапряженного металла. В области относительно высоких напряжений при испытаниях, вплоть до предела текучести, скорость коррозии на 20–25 % выше, чем у ненапряженных образцов. В [9, 10] показано, что при  $\sigma_a = 170 \text{ МПа}$  слой продуктов коррозии менее плотный, чем при  $\sigma_a \approx 90 \dots 140 \text{ МПа}$ , а при  $\sigma_a = 250 \text{ МПа}$  ржавчина осыпается с поверхности стали. Микрофотографии свидетельствуют об избирательном характере коррозии при высоких уровнях напряжений [9].

Таким образом, по-видимому, существует некоторая пороговая амплитуда напряжений, которой соответствует минимальная скорость равномерной коррозии металла. Если напряжения превышают этот порог, то усиливается местная коррозия. Показано [9, 10], что чем выше уровень напряжений, тем они эффективнее как фактор, способствующий механическому разрушению слоя с коррозионными повреждениями.

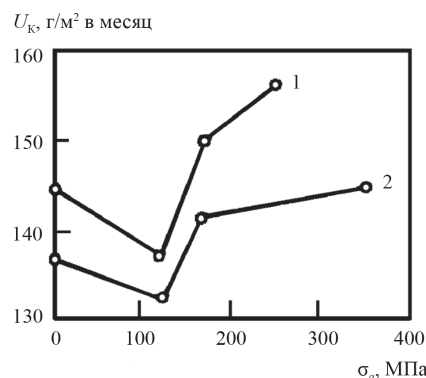


Рисунок 2 — Зависимость скорости коррозии от циклических напряжений для Ст3 (1) и низколегированной стали НЛ12 (2) при испытаниях в атмосфере влажной камеры  
Figure 2 — Dependence of the corrosion rate on cyclic stresses for Cr3 (St3) (1) and low-alloy steel HJ12 (NL2) (2) when tested in a wet chamber atmosphere

Это хорошо подтверждают результаты испытаний на коррозионное растрескивание, вызываемое совместным действием коррозионной среды и статических (растягивающих) напряжений (рисунок 3) [11]. Обычно такое повреждение имеет место при напряжениях более низких, чем текучесть материала. Существует пороговое напряжение (на рисунке 3 оно определено на базе 1000 ч и составляет  $0,2\sigma_T = 230$  МПа), ниже которого коррозионное растрескивание не происходит вообще (или оно протекает очень медленно).

5. Важную роль силового фактора можно установить при исследовании температурно-временной зависимости коррозионного растрескивания стали (рисунок 4) [12]. Напряжения в трубчатых образцах, как правило, составляют  $0,8\sigma_T$  при соответствующей температуре испытания. Кривые AB и CD (см. рисунок 4) отвечают началу соответственно транскристаллитного и межкристаллитного растрескивания стали 08X18H10T. Важно отметить, что в обычных условиях (без напряжения) сталь 08X18H10T проявляет склонность к межкристаллитной коррозии после старения при 773...823 К в течение ~100 ч. А при воздействии напряжений порядка  $0,8\sigma_{0,2}$  проявление межкристаллитной коррозии обнаружено уже после 20 ч; по-видимому, происходит интенсификация коррозионного процесса силовым фактором. Это подтверждается и тем, что межкристаллитное повреждение имело место и при более низких температурах, например при 723 К, после испытаний под напряжением длительностью ~250 ч; в обычных условиях повреждение не обнаруживается и после 2500 ч [12].

6. ОЭ проявляется также в изменении состава и электрохимической активности среды в связи с ее взаимодействием с механически возбужденной (деформированной) поверхностью металла. Поэтому КорМУ может наблюдаться не только в водных растворах солей, но и в маслах.

Данные масла наряду с чисто адсорбированным влиянием могут обуславливать и коррозионно-

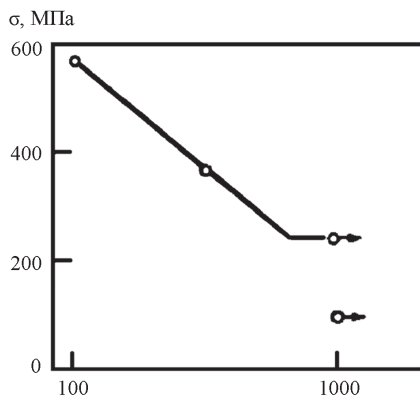


Рисунок 3 — Результаты испытаний на коррозионное растрескивание образцов низкоуглеродистой стали 20X13 при 368К в воде с добавками хлоридов (до 1000 мг/кг) при температуре 95 °С

Figure 3 — Test results for corrosion cracking of samples of low-pressure steel 20X13 (20Kh13) at 368K in water with chloride additives (up to 1,000 mg/kg) at a temperature of 95 °C

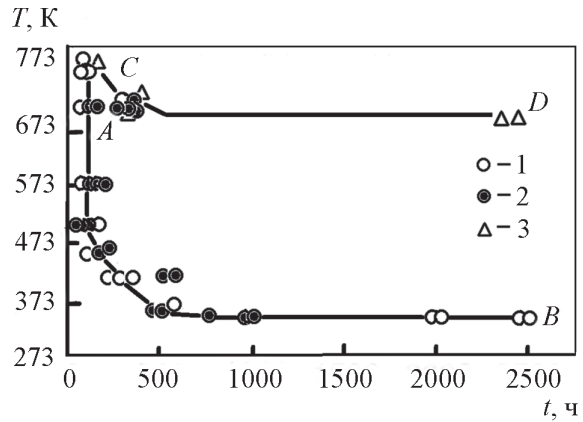


Рисунок 4 — Температурно-временная зависимость коррозионного растрескивания стали 08X18H10T при капельном методе подачи морской воды на поверхность образца: 1, 2 — отсутствие трещин; 3 — наличие трещин  
Figure 4 — Temperature-time dependence of corrosion cracking of 08X18H10T (08Kh18N10T) steel with the drip method of seawater supply to the sample surface: 1, 2 — absence of cracks; 3 — presence of cracks

усталостные процессы. Так, масло СУ в исходном состоянии содержит незначительное количество серы, воды и механических примесей (таблица) [4]. Эксплуатация его в редукторе в течение 125 ч увеличивает в нем содержание воды в 5–6 раз, а также механических примесей и серы. При эксплуатации масла в картере двигателя уже через 30 ч резко растет содержание воды (с 0,09 до 6,6 %) и особенно механических примесей (больше, чем на порядок). Все это ведет к усилению электрохимической активности среды (изменению pH, электродного потенциала). В результате предел выносливости стали 45 при смазывании образцов свежим и отработанным маслом СУ снижается с 220 до 180 МПа, т. е. на 15 %.

**Прогнозирование ОЭ.** Задача о прогнозировании ОЭ пока еще, очевидно, не может включать аналитического описания его закономерностей, изложенных выше. Ниже ставится одна практически важная проблема: разработать методику прогнозирования по экспериментальным данным основной характеристики коррозионного повреждения — скорости коррозии с учетом ее активации механическими напряжениями. При этом скорость коррозии ненапряженного металла в данной среде принимается известной (заданной).

В [1] рассматривался энергетический критерий предельного состояния трибофатической системы в условиях КорМУ:

$$\Lambda_{Т/М} \left[ \frac{a_T}{1-D_T} T_\Sigma + \Lambda_{\sigma/\tau} \left( \frac{a_\sigma}{1-D_\sigma} \sigma^2 + \frac{a_\tau}{1-D_\tau} \tau_w^2 \right) \right] = U_0 \quad (1)$$

Частный случай (1) в виде:

$$\frac{a_\sigma \sigma^2}{1-D_\sigma} = \frac{a_\sigma \sigma^2}{b_{e(\sigma)} \left( \frac{v_{ch}}{v_{ch(\sigma)}} \right)^{m_{v(\sigma)}}} = U_0 = a_\sigma^* \sigma_{-1}^2 \quad (2)$$

Таблица — Изменение состава и электромеханической активности машинного масла СУ в зависимости от условий эксплуатации

Table 1 — Changes in the composition and electromechanical activity of CU (SU) engine oil depending on operating conditions

Состояние масла	Содержание, %			pH	Электродный потенциал, мВ
	серы	соды	механических примесей		
Чистое	0,20	0,09	0,043	8,35	0
Отработанное:					
- в редукторе	0,39	0,56	0,062	8,10	-120
- в картере ДВС в течение 30 ч	0,33	6,60	0,930	8,00	-410

использован для анализа и прогнозирования прямого эффекта: влияния коррозионной среды на изменение основной характеристики сопротивления усталости металла — предела выносливости (в предположении, что коэффициент, который учитывает процессы коррозионной эрозии,  $b_{e(\sigma)} = 1$ ).

Используем (2) для решения задачи о прогнозировании влияния механических напряжений (в том числе и равных пределу выносливости  $\sigma = \sigma_{-1}$ ) на изменение скорости коррозии. Из (2) возьмем уравнение

$$a_{\sigma} \sigma^2 = U_0 b_{e(\sigma)} \left( \frac{v_{ch}}{v_{ch(\sigma)}} \right) m_v(\sigma), \quad (3)$$

которое при  $a_{\sigma} = a_{\sigma}^*$  представим в виде

$$b_{e(\sigma)} \left( \frac{v_{ch}}{v_{ch(\sigma)}} \right)^{m_v(\sigma)} = \left( \frac{\sigma}{\sigma_{-1}} \right)^2. \quad (4)$$

Пояснения всех обозначений (величин) в формулах (1)–(4) даны в первой части статьи [1].

Уравнение (4) и есть искомая зависимость относительной скорости коррозии от уровня  $\sigma/\sigma_{-1}$  механической напряженности образца, помещенного в данную коррозионную среду.

Основные закономерности, которые следуют из (4), таковы.

1. *Повышение механической напряженности (при прочих одинаковых условиях) ведет к росту скорости коррозии  $v_{ch(\sigma)}$ .*

2. *Интенсивность этого роста регулируется соотношением  $\sigma/\sigma_{-1}$  действующих и предельных напряжений: если напряжения превышают предел выносливости, то  $\sigma/\sigma_{-1} > 1$  и интенсивность коррозионного повреждения будет выше, чем при  $\sigma < \sigma_{-1}$ , поскольку в таком случае  $\sigma/\sigma_{-1} < 1$ .*

3. *Чем выше скорость коррозии ненапряженного металла ( $v_{ch}$ ) в данной среде, тем, соответственно, больше (при прочих равных условиях) и скорость коррозии под напряжением  $v_{ch(\sigma)}$ .*

4. Во всех случаях особую роль играет параметр электрохимической активности материала  $m_v(\sigma)$ , поскольку он является показателем степени в левой части (4).

5. В общем случае из (4) *не следует* однозначный вывод: чем больше прочность (предел выносливости  $\sigma_{-1}$ ) металла, тем меньше скорость его коррозии под напряжением  $v_{ch(\sigma)}$ . Так, если прочность  $\sigma_{-1}$  металла повысить, то, во-первых, скорость его коррозии в данной среде  $v_{ch}$  соответственно изменится, и, во-вторых, изменится и уровень  $\sigma/\sigma_{-1}$  механической прочности. Например, если  $\sigma = \text{const}$ , а предел выносливости повышен вдвое, то  $\sigma/2\sigma_{-1} \ll \sigma/\sigma_{-1}$ . Конкретный анализ (4) должен показать, что высокопрочные материалы малоэффективны для работы в коррозионных средах с точки зрения коррозионно-механической повреждаемости.

6. *Аналогичный вывод* следует по влиянию параметра  $m_v(\sigma)$  на скорость  $v_{ch(\sigma)}$ : она существенно корректируется соотношением  $2 \gg m_v(\sigma)$ .

Можно видеть, что выводы, сделанные по аналитическому решению, *не противоречат* основным закономерностям ОЭ, сформулированным по результатам экспериментов.

Прологарифмировав зависимость (4), получим

$$\lg b_{e(\sigma)} + m_v(\sigma) \lg \left( \frac{v_{ch}}{v_{ch(\sigma)}} \right) = \lg \left( \left( \frac{\sigma}{\sigma_{-1}} \right)^2 \right) \quad (5)$$

или

$$\lg \left( \frac{v_{ch}}{v_{ch(\sigma)}} \right) = \frac{1}{m_v(\sigma)} \lg \left( \left( \frac{\sigma}{\sigma_{-1}} \right)^2 \right) - \frac{1}{m_v(\sigma)} \lg b_{e(\sigma)}, \quad (5a)$$

т. е. в двойных логарифмических координатах график (5a) должен представлять собой прямую линию со стандартным уравнением

$$y = ax + b,$$

где  $y = \lg \left( \frac{v_{ch}}{v_{ch(\sigma)}} \right)$ ;  $x = \lg \left( \left( \frac{\sigma}{\sigma_{-1}} \right)^2 \right)$ ;  $a = \frac{1}{m_v(\sigma)}$ ;

$$b = \frac{1}{m_v(\sigma)} \lg b_{e(\sigma)}.$$

Из формулы (4) при  $b_{e(\sigma)} = 1$  составляется пропорция

$$v_{ch(\sigma)} \cdot \sigma_{-1}^{2/m_v(\sigma)} = v_{ch} \cdot \sigma^{2/m_v(\sigma)} = \text{const},$$

согласно которой формулируется общая закономерность КорМУ: произведение скорости коррозии под напряжением  $v_{ch(\sigma)}$  на предел выносливости металла в воздухе  $\sigma_{-1}$  в степени  $2/m_v(\sigma)$  есть постоянная, равная произведению скорости коррозии  $v_{ch}$  ненапряженного металла на (любое) напряжение  $\sigma$  в той же степени.

Заметим, что особый практический интерес имеет поиск связи весовой потери  $W_c$  металла

$$W_c = \varphi(v_{ch}, v_{ch(\sigma)}, \sigma, \sigma_{-1}, m_v(\sigma)) \quad (6)$$

в зависимости от скорости коррозии и скорости коррозии под напряжением в среде. Однако поиск такой связи выходит за рамки данной работы.

**Проверка адекватности модели по опытными данным.** Для анализа частного случая (2) энергетического критерия (1) и следующих из

него выражений (3)–(5) были использованы опытные значения величин  $\sigma_{-1}$  и  $\sigma$ , скорости коррозии исследуемых материалов в той или иной коррозионной среде без напряжения и при действии заданного напряжения, взятые из литературных источников [2, 3, 5, 7, 9, 10, 13–16] для разных классов металлических материалов (углеродистые и легированные стали, алюминиевый сплав) при разной термообработке, образцы из которых испытаны в различных коррозионных средах.

На рисунке 5 приведен график, соответствующий зависимости (5а), построенный по результатам испытаний железа в 0,1 М растворе KCl [2, 5, 7]. При этом в качестве предельных напряжений  $\sigma_{-1}$  было принято  $\sigma_* = 266,32$  МПа — характеристическое предельное напряжение, имеющее смысл усредненного по ряду углеродистых сталей значения предела выносливости в воздухе [1]. Как видно, опытные точки вполне удовлетворительно (коэффициент корреляции  $r = 0,975$ ) описываются прямой линией (уравнение ее приведено на рисунке 5), предсказанной выражением (5а). Для условий данного опыта имеем:

$$m_v(\sigma) = -1,487; b_{e(\sigma)} = 3,285.$$

В монографии [13] приводятся результаты экспериментального исследования влияния уровня и характера напряжений на скорость коррозии легированной стали 30ХГСНА (закалка в масле, отпуск при 200 °С) в различных коррозионных средах. На рисунке 6 выполнен графический анализ наиболее представительных из этих результатов на основе выражения (5а). При этом в качестве предельных напряжений  $\sigma_{-1}$  было принято  $\sigma_* = 433,11$  МПа — характеристическое предельное напряжение, имеющее смысл усредненного по ряду легированных сталей значения предела выносливости в воздухе [1]. Опытные точки вполне удовлетворительно описываются прямыми линиями (уравнения приведены на рисунке 6), предсказанными выражением (5а). Для условий данного опыта имеем:

- коррозионная среда — раствор 20 % H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + NaCl (30 кг/м<sup>3</sup>):

$$m_v(\sigma) = -0,444; b_{e(\sigma)} = 3,381;$$

- коррозионные среды — раствор 20 % H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> и раствор 3 % NaCl + 0,1 % H<sub>2</sub>O<sub>2</sub>:

$$m_v(\sigma) = -0,203; b_{e(\sigma)} = 1,833;$$

- коррозионная среда — раствор 1 % HNO<sub>3</sub>:

$$m_v(\sigma) = -0,084; b_{e(\sigma)} = 1,378.$$

Весьма интересные исследования по оценке влияния циклических растягивающих напряжений на скорость коррозии стали 1Х18Н10Т в кислой коррозионной среде приведены в статье [14]. Образцы изготавливали из листа толщиной 1 мм и закаливали в воде при 1100 °С, а затем подвергали механико-термической обработке (МТО) по двум режимам, заключавшимся в предварительной деформации образцов растяжением на 10 %

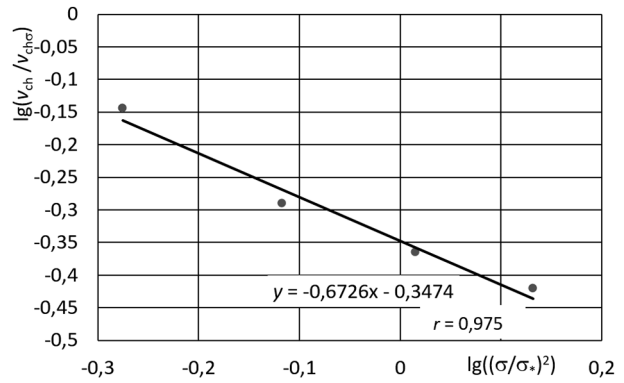


Рисунок 5 — Зависимость  $\lg\left(\frac{v_{ch}}{v_{ch(\sigma)}}\right) - \lg\left(\left(\frac{\sigma}{\sigma_*}\right)^2\right)$  для железа в 0,1 М растворе KCl

Figure 5 — Dependence of  $\lg\left(\frac{v_{ch}}{v_{ch(\sigma)}}\right) - \lg\left(\left(\frac{\sigma}{\sigma_*}\right)^2\right)$  for iron in 0.1 M KCl solution

(режим I) и прокаткой со степенью обжатия 10 % (режим II) при комнатной температуре. Затем образцы подвергали полигонизационному отжигу при 600 °С в течение 50 ч. МТО вызвала значительное увеличение плотности дислокаций и появление карбидной фазы по границам зерен. Циклические напряжения создавали симметричным изгибом образцов с частотой 500 циклов в минуту. Испытания проводили в стеклянной термостатированной ячейке при температуре 60 °С в 10-процентном растворе серной кислоты в воде. На рисунке 7 представлены результаты испытаний

[14] в координатах  $\lg\left(\frac{v_{ch}}{v_{ch(\sigma)}}\right) - \lg\left(\left(\frac{\sigma}{\sigma_*}\right)^2\right)$ . Как

видно, значительная часть опытных точек (круглой формы) в верхней части рисунка группиру-

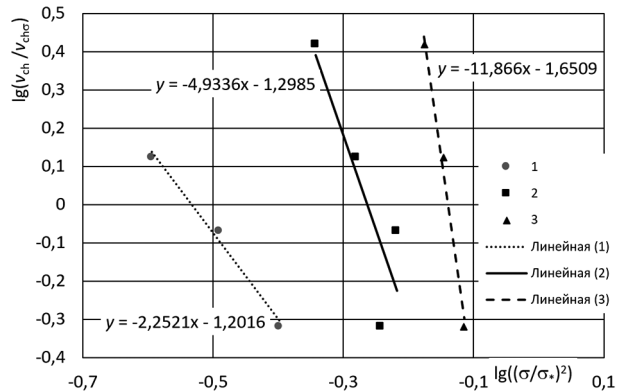


Рисунок 6 — Зависимость  $\lg\left(\frac{v_{ch}}{v_{ch(\sigma)}}\right) - \lg\left(\left(\frac{\sigma}{\sigma_*}\right)^2\right)$  для стали

30ХГСНА в коррозионных средах: 1 — водный раствор 20 % H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>+NaCl (30 кг/м<sup>3</sup>); 2 — водный раствор 20 % H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> и водный раствор 3 % NaCl + 0,1 % H<sub>2</sub>O<sub>2</sub>; 3 — водный раствор 1 % HNO<sub>3</sub>

Figure 6 — Dependence  $\lg\left(\frac{v_{ch}}{v_{ch(\sigma)}}\right) - \lg\left(\left(\frac{\sigma}{\sigma_*}\right)^2\right)$

for 30ХГСНА (30KhGSNA) steel in corrosive environments: 1 — aqueous solution of 20 % H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>+NaCl (30 kg/m<sup>3</sup>); 2 — aqueous solution of 20 % H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> and aqueous solution of 3 % NaCl + 0.1 % H<sub>2</sub>O<sub>2</sub>; 3 — aqueous solution of 1 % HNO<sub>3</sub>

ется вдоль прямой линии (уравнение приведено на рисунке 7), соответствующей зависимости (5а) (коэффициент корреляции  $r = 0,797$ ). В качестве предельных напряжений  $\sigma_{-1}$  было принято  $\sigma_* = 433,11$  МПа. Разброс точек вызван существенным различием в режимах МТО. Однако имеются точки (ромбической формы), выпадающие из этой зависимости (область выделена в нижней части рисунка 7). Это объясняется сложным характером влияния уровня циклических напряжений на скорость коррозии стали 1Х18Н10Т в растворе серной кислоты: с ростом  $\sigma$  от 0 до  $\approx 100$  МПа имеет место снижение скорости коррозии по сравнению с ненапряженным металлом; затем скорость коррозии резко возрастает до  $100,7 / (\text{м}^2 \cdot \text{ч})$  после МТО в режиме I и до  $44,7 / (\text{м}^2 \cdot \text{ч})$  после МТО в режиме II при  $\sigma = 200$  МПа; дальнейшее повышение уровня  $\sigma$  ведет к линейному снижению скорости коррозии стали. Поэтому точки в нижней части рисунка 7 были проанализированы отдельно по зависимости (5а), результат представлен на рисунке 8, — линии регрессии с соответствующими уравнениями для двух режимов МТО даны здесь же.

Для условий данного опыта имеем:

- рисунок 7 (режимы I и II МТО):

$$m_v(\sigma) = 1,264; b_{e(\sigma)} = 0,375;$$

- рисунок 8, режим I МТО:

$$m_v(\sigma) = -0,261; b_{e(\sigma)} = 3,163;$$

- рисунок 8, режим II МТО:

$$m_v(\sigma) = -0,216; b_{e(\sigma)} = 1,060.$$

Проводили также апробацию выражения (5а) с использованием результатов испытаний образцов из стали 12ХН в условиях короткозамкнутой коррозионной гальванопары с неполяризуемым катодом (коррозионная среда — 3-процентный раствор NaCl) при их статическом растяжении уровнями напряжений от 400 до 1000 МПа [15]. Полученный

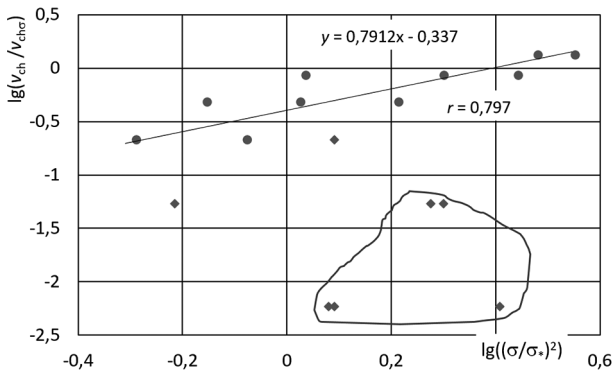


Рисунок 7 — Зависимость  $\lg\left(\frac{v_{ch}}{v_{ch(\sigma)}}\right) - \lg\left(\left(\frac{\sigma}{\sigma_*}\right)^2\right)$

для стали 30ХГСНА в 10-процентном водном растворе  $\text{H}_2\text{SO}_4$

Figure 7 — Dependence  $\lg\left(\frac{v_{ch}}{v_{ch(\sigma)}}\right) - \lg\left(\left(\frac{\sigma}{\sigma_*}\right)^2\right)$

for steel 30KhGSNA in a 10 % aqueous solution of  $\text{H}_2\text{SO}_4$

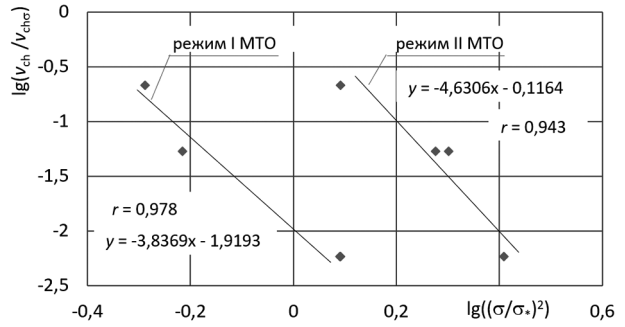


Рисунок 8 — Зависимости  $\lg\left(\frac{v_{ch}}{v_{ch(\sigma)}}\right) - \lg\left(\left(\frac{\sigma}{\sigma_*}\right)^2\right)$  для стали 30ХГСНА при двух режимах МТО в 10-процентном растворе

$\text{H}_2\text{SO}_4$  в области  $\lg\left(\frac{v_{ch}}{v_{ch(\sigma)}}\right) \sim -0,7 \dots -2,3$

Figure 8 — Dependences  $\lg\left(\frac{v_{ch}}{v_{ch(\sigma)}}\right) - \lg\left(\left(\frac{\sigma}{\sigma_*}\right)^2\right)$  for 30HGSNA steel under two modes of mechanical-thermal treatment in a 10 %

$\text{H}_2\text{SO}_4$  solution in the  $\lg\left(\frac{v_{ch}}{v_{ch(\sigma)}}\right) \sim -0,7 \dots -2,3$  region

график (линейная зависимость) представлен на рисунке 9. Для условий данного опыта имеем:

$$m_v(\sigma) = -1,149; b_{e(\sigma)} = 18,63.$$

Следует отметить, что данных об экспериментальных исследованиях ОЭ в литературе можно найти крайне мало, почти все они связаны с изучением коррозии сталей. Удалось найти лишь один источник [16], где приводятся результаты испытаний образцов алюминиевого сплава системы Al-Zn-Mg в 3-процентном растворе NaCl, имитирующем условия морской воды. Авторами установлено незначительное повышение скорости коррозии этого сплава при приложении статических растягивающих напряжений в диапазоне 0...450 МПа, что связывают с образованием на поверхности образца пассивационных пленок, тормозящих процесс деформационной коррозии.

**Заключение.** Анализ литературы по обратному эффекту, реализуемому при коррозионно-механической усталости, показал, что приложенные напряжения и напряженно-деформированное состояние металлических материалов могут существенно увеличивать (в редких случаях снижать) скорость коррозии в различных средах. Наибольшее влияние на скорость коррозионного процесса оказывают растягивающие напряжения и деформации, как статические, так и циклические, причем последние, как правило, влияют в большей степени. Напряжения низкого уровня незначительно воздействуют на скорость коррозионного процесса. Предложенный энергетический критерий предельного состояния материала позволяет удовлетворительно описывать обратный эффект металлических материалов, однако для использования его при прогнозировании долговечности конструктивных элементов требуется разработка методик расчетно-эксперименталь-

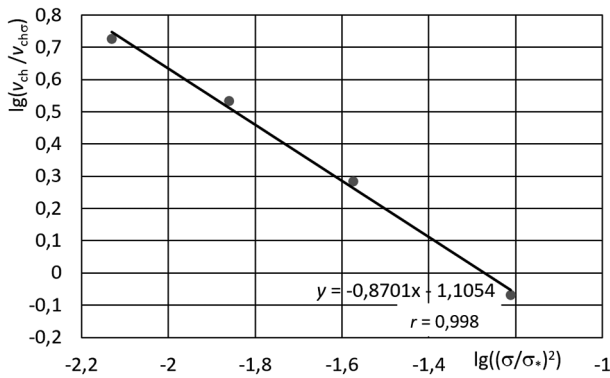


Рисунок 9 — Зависимость  $\lg\left(\frac{v_{ch}}{v_{ch(c)}}\right) - \lg\left(\left(\frac{\sigma}{\sigma_*}\right)^2\right)$  для стали 12ХН в 3-процентном растворе NaCl  
 Figure 9 — Dependence  $\lg\left(\frac{v_{ch}}{v_{ch(c)}}\right) - \lg\left(\left(\frac{\sigma}{\sigma_*}\right)^2\right)$  for 12ХН (12KhN) steel in 3 % NaCl solution

ной оценки параметров критерия применительно к различным условиям КорМУ разных классов материалов в различных коррозионных средах на основе проведения широких и тщательно поставленных экспериментов. Отметим, что обратный эффект проявляется не только в изменении скорости коррозии непосредственно, но и в изменении других физико-химических факторов, так или иначе связанных со скоростью коррозии, например, с электродным потенциалом [3, 4, 7, 8, 13, 17–19].

Список литературы

1. Сосновский, Л.А. Коррозионно-механическая усталость: проблемы прогнозирования. Часть 1. Прямой эффект / Л.А. Сосновский, А.В. Богданович, С.С. Щербakov // Механика машин, механизмов и материалов. — 2018. — № 1(42). — С. 51–57.
2. Simnad, M.T. The influence of stress upon the electrode potential and polarization of iron and steel in acid solution / M.T. Simnad, U.R. Evans // Transactions of the Faraday Society. — 1950. — Vol. 46. — Pp. 175–186. — DOI: <https://doi.org/10.1039/TF9504600175>.

3. Гутман, Э.М. Механохимия металлов и защита от коррозии / Э.М. Гутман. — 2-е изд. — М.: Металлургия, 1981. — 270 с.
4. Похмурский, В.И. Коррозионная усталость металлов / В.И. Похмурский. — М.: Металлургия, 1985. — 206 с.
5. Эванс, Ю.Р. Коррозия и окисление металлов. Теоретические основы и их практическое приложение / Ю.Р. Эванс. — М.: Mashgiz, 1962. — 856 с.
6. Жук, Н.П. Курс теории коррозии и защиты металлов / Н.П. Жук. — М.: Металлургия, 1976. — 472 с.
7. Романов, В.В. Влияние коррозионной среды на циклическую прочность металлов / В.В. Романов. — М.: Наука, 1969. — 219 с.
8. Сосновский, Л.А. Фрикционно-механическая усталость: основные закономерности (обобщающая статья) / Л.А. Сосновский, Н.А. Махутов, В.А. Шуринов // Заводская лаборатория. — 1992. — Т. 58, № 9. — С. 18–35.
9. Веденкин, С.Г. Труды ЦНИИ МПС / С.Г. Веденкин, С.А. Гладырская. — Вып. 57. — М.: Трансжелдориздат, 1952. — с. 117.
10. Гладырская, С.А. Труды ЦНИИ МПС / С.А. Гладырская. — Вып. 95. — М.: Трансжелдориздат, 1960. — с. 57.
11. Конструкционные материалы АЭС / Ю.Ф. Баландин [и др.]. — М.: Энергоатомиздат, 1984. — 280 с.
12. Паршин, А.М. Структура, прочность и радиационная повреждаемость коррозионноустойчивых металлов и сплавов / А.М. Паршин. — Челябинск: Металлургия, 1988. — 655 с.
13. Ажогин, Ф.Ф. Коррозионное растрескивание и защита высокопрочных сталей / Ф.Ф. Ажогин. — М.: Металлургия, 1974. — 256 с.
14. Иванов, С.С. О влиянии циклических напряжений на скорость коррозии в кислой среде / С.С. Иванов // Физико-химическая механика материалов. — 1977. — Т. 13, № 5. — С. 108–109.
15. Воздействие деформации и наводороживания на коррозию стали типа 12ХН в гальванопаре / Л.Н. Петров [и др.] // Физико-химическая механика материалов. — 1986. — Т. 22, № 3. — С. 34–37.
16. Электрохимические аспекты коррозионной усталости алюминиевого сплава системы Al–Zn–Mg / Л.Н. Петров [и др.] // Физико-химическая механика материалов. — 1986. — Т. 22, № 5. — С. 35–39.
17. González-Sánchez, J.A. Corrosion fatigue initiation in stainless steels: the scanning reference electrode technique: dis. ... Ph. D. / J.A. González-Sánchez. — Sheffield, 2002. — 242 p.
18. Scanning reference electrode technique as a tool for investigating localised corrosion phenomena in galvanised steels / H.N. McMurray [et al.] // Ironmaking and Steelmaking, 1996, — Vol. 23, iss.2. — Pp. 183–194.
19. McCafferty, E. Introduction to corrosion science / E. McCafferty. — New York: Springer, 2010. — 575 p.

**SOSNOVSKIY Leonid A.**, D. Sc. in Eng., Prof.<sup>1</sup>

**BOGDANOVICH Alexander V.**, D. Sc. in Eng., Prof.

Professor of the Department of Theoretical and Applied Mechanics<sup>2</sup>

E-mail: bogal@tut.by

**SHERBAKOV Sergey S.**, D. Sc. in Phys. and Math., Prof.

Academic Secretary of the Department of Physical and Technical Sciences<sup>3</sup>

E-mail: sherbakovss@mail.ru

<sup>1</sup>S&P GROUP TRIBOFATIGUE LTD, Gomel, Republic of Belarus

<sup>2</sup>Belarusian State University, Minsk, Republic of Belarus

<sup>3</sup>Presidium of the National Academy of Sciences of Belarus, Minsk, Republic of Belarus

Received 20 March 2023.

## CORROSION-MECHANICAL FATIGUE: THE PROBLEMS OF FORECASTING. PART 2. REVERSE EFFECT. INFLUENCE OF STRESSES ON THE CORROSION RATE

*Corrosion is one of the main electrochemical processes that damage metal materials. The combination of cyclic stresses and a corrosive environment causes wear-fatigue damage, called corrosion-mechanical fatigue. The paper investigates the problem of predicting this type of wear-fatigue damage, which occurs in almost all branches of technology, especially in the chemical, oil, metallurgical industries, transport. The work consists of several parts. In the first part a technique for estimating the fatigue limit in a given corrosive environment (direct effect) is developed. The second part analyzes the reverse effect, i.e. the effect of acting stresses on the corrosion rate of metals and alloys, and proposes a method for predicting corrosion-erosion damage with the reverse effect based on the energy criterion. In the future, it is planned to discuss the mechanisms of corrosion-mechanical fatigue with direct and reverse effects at different stages of complex damage.*

**Keywords:** tribo-fatigue system, stress corrosion rate, fatigue limit, corrosion-mechanical fatigue, direct effect, reverse effect, cyclic stresses

DOI: <https://doi.org/10.46864/1995-0470-2023-2-63-61-68>

### References

- Sosnovskiy L.A., Bogdanovich A.V., Sherbakov S.S. Korroziionno-mekhanicheskaya ustalost: problemy prognozirovaniya. Chast 1. Pryamoy effekt [Corrosion-mechanical fatigue: the problems of forecasting. Part 1. Direct effect]. *Mechanics of machines, mechanisms and materials*, 2018, no. 1(42), pp. 51–57 (in Russ.).
- Simnad M.T., Evans U.R. The influence of stress upon the electrode potential and polarization of iron and steel in acid solution. *Transactions of the Faraday Society*, 1950, vol. 46, pp. 175–186. DOI: <https://doi.org/10.1039/TF9504600175>.
- Gutman E.M. *Mekhanokhimiya metallov i zashchita ot korrozii* [Mechanochemistry of metals and corrosion protection]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1981. 270 p. (in Russ.).
- Pokhmurskiy V.I. *Korroziionnaya ustalost metallov* [Corrosion fatigue of metals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1989. 206 p. (in Russ.).
- Evans U.R. *The corrosion and oxidation of metals: scientific principles and practical applications*. London, Edward Arnold (Publishers) Ltd., 1960. 1094 p.
- Zhuk N.P. *Kurs teorii korrozii i zashchity metallov* [Course in the theory of corrosion and protection of metals]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1976. 472 p. (in Russ.).
- Romanov V.V. *Vliyaniye korroziionnoy sredy na tsiklicheskiy prochnost metallov* [Influence of a corrosive environment on the cyclic strength of metals]. Moscow, Nauka Publ., 1969. 219 p. (in Russ.).
- Sosnovskiy L.A., Makhutov N.A., Shurinov V.A. Friksionno-mekhanicheskaya ustalost: osnovnye zakonomernosti (obobshchayushchaya statya) [Friction-mechanical fatigue: basic regularities (generalizing article)]. *Industrial laboratory*, 1992, vol. 58, no. 9, pp. 18–35 (in Russ.).
- Vedenkin S.G., Gladyshevskaya S.A. Trudy TsNII MPS. Vyp. 57 [Proceedings of the Central Research Institute of the Ministry of Railways. Iss. 57]. Moscow, Transzheldorizdat Publ., 1952. P. 117 (in Russ.).
- Gladyshevskaya S.A. Trudy TsNII MPS. Vyp. 95 [Proceedings of the Central Research Institute of the Ministry of Railways. Iss. 95]. Moscow, Transzheldorizdat Publ., 1960. P. 57 (in Russ.).
- Balandin Yu.F., Gorynin I.V., Zvezdin Yu.I., Markov V.G. *Konstruktivnyye materialy AES* [Nuclear power plant structural materials]. Moscow, Energoatomizdat Publ., 1984. 280 p. (in Russ.).
- Parshin A.M. *Struktura, prochnost i radiatsionnaya povrezhdaemost korroziionnostoykikh metallov i splavov* [Structure, strength and radiation damage of corrosion-resistant metals and alloys]. Chelyabinsk, Metallurgiya Publ., 1988. 655 p. (in Russ.).
- Azhogin F.F. *Korroziionnoye rastreskivaniye i zashchita vysokoprochnykh staley* [Stress corrosion cracking and protection of high strength steel]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1974. 256 p. (in Russ.).
- Ivanov S.S. O vliyaniy tsiklicheskiy napryazheniy na skorost korrozii v kisloy srede [On the effect of cyclic stresses on the corrosion rate in an acid medium]. *Physicochemical mechanics of materials*, 1977, vol. 13, no. 5, pp. 108–109 (in Russ.).
- Petrov L.N., Kalinkov A.Yu., Magdenko A.N., Osadchuk I.P. Vozdeystvie deformatsii i navodorozhivaniya na korroziyu stali tipa 12KhN v galvanopare [Effect of deformation and hydrogenation on the corrosion of steel type 12KhN in a galvanic coupler]. *Physicochemical mechanics of materials*, 1986, vol. 22, no. 3, pp. 34–37 (in Russ.).
- Petrov L.N., Olik A.P., Borisov V.A., Kalinkov A.Yu. Elektrokhimicheskie aspekty korroziionnoy ustalosti alyuminiyevogo splava sistemy Al – Zn – Mg [Electrochemical aspects of corrosion fatigue of an aluminum alloy of the Al – Zn – Mg system]. *Physicochemical mechanics of materials*, 1986, vol. 22, no. 5, pp. 35–39 (in Russ.).
- González-Sánchez J.A. *Corrosion fatigue initiation in stainless steels: the scanning reference electrode technique*. Ph. D. Thesis. Sheffield, 2002. 242 p.
- McMurray H.N., Magill S.R., Jeffs B.D., McMurray H. Scanning reference electrode technique as a tool for investigating localised corrosion phenomena in galvanised steels. *Ironmaking and steelmaking*, 1996, vol. 23, iss. 2, pp. 183–194.
- McCafferty E. *Introduction to corrosion science*. New York, Springer, 2010. 575 p.