

УДК 620.193.198: 621.039.566:621.039.58 DOI: 10.24160/1993-6982-2017-2-27-31

## Фреттинг-коррозия (логические модели формирования повреждений)

В.П. Горбатов, А. Дубар, С.О. Иванов, А.Е. Четвериков, Чжоу Пэнчао

Рассмотрена фреттинг-коррозия материала теплообменных трубок (ТОТ) парогенератора (ПГ) атомной электростанции (АЭС) с водоводяным энергетическим реактором (ВВЭР) как механизм, способствующий преждевременному зарождению трещин в материале ТОТ, особенно с учетом предполагаемого графика работы АЭС в режиме регулирования мощности в сети (маневренный режим). С позиций дислокационно-водородной модели (коррозиологии) процесс повреждения ТОТ ПГ начинается с относительного скольжения ТОТ вдоль дистанционирующего элемента. На этой длине «соскабливается» пассивирующий слой с поверхности ТОТ и формируется коррозионный очаг будущей коррозионной трещины.

Глубина дефекта будет прирастать за счет «соскабливания» не столько металла стенки ТОТ, сколько из-за накопления числа скобленных слоев оксида. При этом объем выделившегося и частично абсорбированного водорода эквивалентен массе кислорода, у. е., присоединенного к компонентам сплава. Поглощенный водород сформирует локальный охрупченный объем с растянутыми межузловыми связями. При достижении  $C_H^{lim}$  — критерия предельного состояния по водороду — зарождается трещина.

Сделан вывод о необходимости восстановления пассивирующего слоя для увеличения межремонтной наработки ТОТ ПГ с помощью неорганических пленкообразующих ингибиторов.

*Ключевые слова:* коррозия, изнашивание, фреттинг-коррозия, плотность дислокаций, концентрация водорода, парогенератор АЭС, маневренный режим, коррозиология, критерий предельного состояния, мера повреждения, фреттинг-коррозионная усталость.

## Fretting Corrosion (Logical Damage Formation Models)

V.P. Gorbatykh, Akhmad Dubar, S.O. Ivanov, A.E. Chetverikov, Zhou Pengchao

The article discusses fretting corrosion of the material of heat-transfer tubes (HTTs) used in the steam generator (SG) of an NPP equipped with a water-cooled water-moderated power-generating reactor (VVER) as a mechanism contributing to premature incipience of cracks in the HTT material, especially taking into consideration the expected schedule of NPP operation in the power grid control mode (the maneuverable mode).

From the viewpoint of a dislocation-hydrogen model (corrosiology), the SG HTT damage commences from relative sliding of HTTs along the spacer element. The passivation layer applied on the HTT surface is «scraped off» over this length, and a nodule of the future corrosion crack emerges in this area.

The defect depth will grow due to the "scraping" of not so much the HTT wall metal as due to accumulating number of the erased oxide layers. The amount of released and partially absorbed hydrogen is equivalent to the mass of oxygen (in carbon mass units) added to the alloy components. The absorbed hydrogen will form a local embrittlement volume with stretched internodal bonds. A crack emerges when the limit state criterion by hydrogen  $C_H^{lim}$  is reached.

A conclusion is drawn that, in order to increase the intervals of SG HTT operation between repairs, the passivation layer should be restored using inorganic film-forming inhibitors.

*Key words:* corrosion, wear, fretting corrosion, dislocation density, hydrogen concentration, NPP steam generator, maneuverable mode, corrosiology, limit state criterion, measure of damage, fretting corrosion fatigue.

При контактной потере прочности формируются «короткие трещины» [1].

Условно можно выделить следующие контактные пары с отличающимся механизмом контактного повреждения и разрушения:

- ротационный 1 — система «вал–подшипник скольжения»;

- ротационный 2 — система «вал–подшипник качения».

Трещина («короткая трещина») есть следствие генерации, скольжения, торможения и формирования плоских скоплений дислокаций в пределах выступов контактирующих поверхностей (рис. 1).

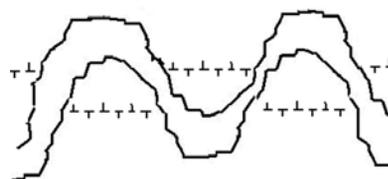


Рис. 1. Формирование плоских скоплений знакопеременных дислокаций в пределах выступов контактирующих поверхностей для возвратно-поступательной контактной пары на воздухе:

⊥ ⊥ ⊥ ⊥ — плоское скопление знакопеременных дислокаций

При моделировании процессов контактного повреждения и разрушения следует начинать с формирования зародышевой трещины и использовать метод «обратной задачи», имея в виду, что износ — это утонение. При этом критерием предельного состояния будет минимальный размер детали, еще выдерживающий эксплуатационную нагрузку.

Зародыш «короткой трещины» (рис. 1, 2) в условиях усталости (генерация знакопеременных дислокаций) формируется по вакансионному механизму (модель Ажогина) транскристаллитной трещины (рис. 2).

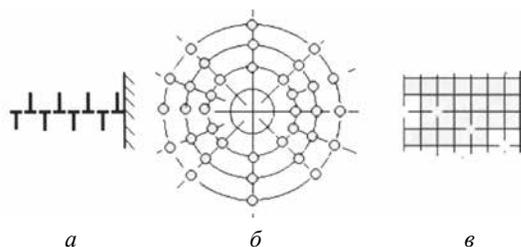


Рис. 2. Схема образования вакансионной (усталостной) трещины.

*a* — плоское скопление перед барьером дислокаций разного знака; *б, в* — образование цепочек вакансий после аннигиляции кольцевых и краевых дислокаций соответственно

В условиях формирования двух плоских скоплений дислокаций в пересекающихся плоскостях скольжения образуется «сидячая» дислокация Ломюра – Коттрелла. Возникает локальный объем металла с расклинивающим (растягивающим) эффектом. Из него формируется зародыш трещины тоже в виде транскристаллитной трещины (рис. 3) [2].



Рис. 3. Схема образования зародыша транскристаллитной трещины из-за формирования «сидячей» дислокации Ломюра – Коттрелла

При торможении головной дислокации плоского скопления перед барьером (рис. 4) также формируется локальный объем металла с растягивающим эффектом [2].

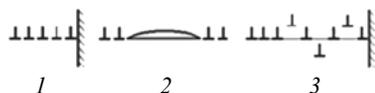


Рис. 4. Торможение дислокаций перед барьером:

*1* — заторможенное плоское скопление дислокаций одного знака; *2* — образование зародыша трещины из плоского скопления дислокаций одного знака; *3* — ячеистые скопления дислокаций в сплавах с содержанием Ni, равным 10 %

Из скопления формируется зародыш трещины также в виде транскристаллитной трещины.

При образовании ячеистых скоплений перед барьером (содержание никеля в сплаве превышает 20 %) транскристаллитная трещина не образуется.

При торможении двух плоских скоплений в двух соседних зернах по обе стороны границы на небольшом удалении друг от друга формируется уже межзеренная трещина, распространяющаяся вдоль границы между соседними зернами (рис. 5). Термообработка материала приводит к увеличению времени его разрушения по механизму образования межзеренных трещин. Замедление образования межзеренных трещин происходит вследствие уменьшения размеров зерен после термообработки и отсутствия дальнедействующего поля напряжений в плоских скоплениях [2].

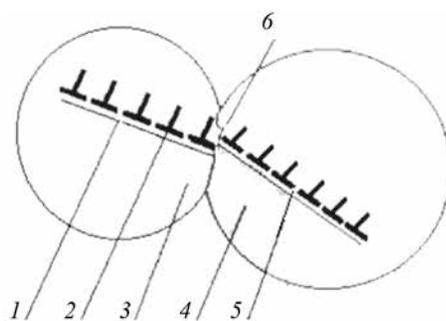


Рис. 5. Схема образования зернограничной трещины:

*1, 5* — благоприятно ориентированные плоскости скольжения в соседствующих зернах *3* и *4* соответственно; *2* — дислокация; *6* — зародыш зернограничной трещины.

Узел сопряжения «теплообменная трубка – дистанционирующая решетка» схематично изображен на рис. 6. Теплообменная трубка *4* помещается в ложе, образованное изгибом гофры *2* с отверстием *3* ( $15 \times 15 \text{ мм}^2$ ). На ТОТ *4* укладывается планка *1* с отверстием *5* ( $15 \times 15 \text{ мм}^2$ ). Отверстия *3* и *5* улучшают теплообмен и снижают образование отложений [3].

Процесс повреждения теплообменных трубок парогенератора начинается с относительного скольжения ТОТ вдоль дистанционирующего элемента.

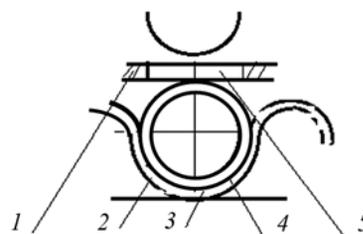


Рис. 6. Узел сопряжения «теплообменная трубка – дистанционирующая решетка»:

*1* — планка; *2* — гофра; *3, 5* — отверстия  $15 \times 15 \text{ мм}^2$  в планке и гофре; *4* — теплообменная трубка

При нагреве только на  $1 \text{ }^\circ\text{C}$  ТОТ и корпуса ПГ их относительное перемещение на расстоянии 3 м от кол-

лктора составит:  $1,4,9 \cdot 10 - 3 \cdot 3 = 14,7$  мкм. На этой длине снят пассивирующий слой с поверхности ТОТ и здесь формируется коррозионный локальный очаг: анод и катод [4].

Зарождение в условиях усталости (при контакте с коррозионно-агрессивной средой) генерация дислокаций и их торможение преимущественно происходят по вакансионному механизму (см. рис. 2).

В коррозионной среде и применительно к оборудованию АЭС, работающему в режиме регулирования мощности в сети, можно выделить контактные пары с отличающимися механизмами контактного повреждения и разрушения — возвратно-поступательным, представленным системой «теплообменная трубка – дистанционирующая решетка».

Особенностями сорбционного эффекта являются анодные и катодные процессы деполяризации (рис. 7).

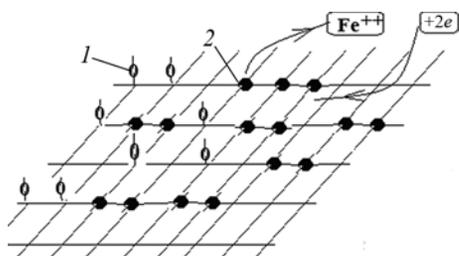


Рис. 7. Формирование защитной коррозионной пленки:

1 — кислород; 2 — ион железа;  $+2e$  — валентные электроны

Формирование защитной коррозионной пленки идет посредством накопления оксида низшей валентности  $Me^+O^-$  [4].

«Соскабливание» защитной коррозионной пленки лишает металл защитного пассивного слоя. Это предопределяет ускоренное анодное растворение компонентов конструкционных сплавов ( $Fe^{++}$ , см. рис 7). Параллельно протекает процесс генерации, перемещения, формирования плоских скоплений и торможения знакопеременных дислокаций. Электролитический водород накапливается в «растянутых» объемах металла, локально снижая предел длительной прочности именно в этих объемах.

Незащищенный атом железа Fe растворяется в коррозионно-агрессивной среде (КАС) в форме иона  $Fe^{++}$  с оставлением двух валентных электронов  $2e$  (анодный процесс). Это инициирует катодный процесс водородной деполяризации:  $2H^+ + 2e = 2H_{алс}$ , которые затем частично абсорбируются, а частично покидают реакционное пространство. Главное — пока свежие участки соскабливания не покрыты сплошным «ковром» атомарного кислорода, они не могут считаться защищенными.

Продолжительность образования сплошного «ковра» составляет до 300 ч при параболической закономерности его роста. Предположим, степень при наработке равна 0,5, а сплошность «ковра» достигается через 200 ч.

Кроме того, необходимо принять во внимание предполагаемый график работы энергоблока в режиме регулирования мощности в сети (рис. 8).

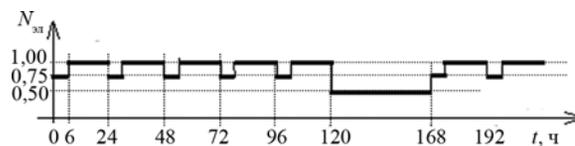


Рис. 8. Предполагаемый график работы энергоблока в режиме регулирования мощности в сети:

$N_{эл}$  — относительная мощность, выдаваемая в сеть;  $t$  — экспозиция, ч

Из рис. 8 следует, что минимальная экспозиция работы на постоянной мощности составляет 6 ч, максимальная — 48 ч, промежуточная — 18 ч. Существенным отличием механизма малоциклового фреттинг-усталости от фреттинг-износа является дополнительный частный процесс повреждения: формирование коррозионной пленки за время «паузы» и «соскабливание» ее во время относительного перемещения контактирующих деталей.

На рис. 9 показан качественный рост толщины оксидной пленки на контактирующих деталях в зависимости от продолжительности фазы цикла, учитывая, что в начальный момент окисления поверхности металла процесс роста пленки в основном определяется величиной константы скорости химической реакции. На этом участке кривая окисления близка к прямой (рис. 9, б), тангенс угла наклона которой пропорционален константе скорости химической реакции (линейный закон роста). Далее ход кривой определяется сложным уравнением, включающим толщину роста в первой и второй степени (сложно-параболический закон роста) (рис. 9, в). С дальнейшим утолщением пленки, ее рост все ближе подходит к чисто параболическому закону роста (рис. 9, а).

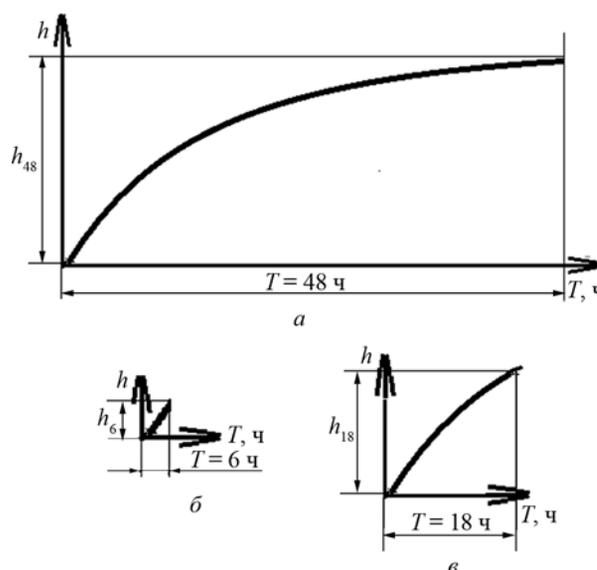


Рис. 9. Качественный рост толщины оксидной пленки  $h$  на контактирующих деталях в зависимости от продолжительности фазы цикла  $T$  с условно постоянной мощностью:

а —  $1,0 N_{ном}$ ; б —  $0,75 N_{ном}$ ; в —  $0,5 N_{ном}$

Если принять, что 100 % толщины пассивирующего слоя достигается через 200 ч, и учесть изменения закономерности роста толщины пленки от времени, то через 6 ч сформируется всего 1,3 %, спустя 18 ч — 3 %, а за 48 ч толщина пассивирующего слоя подрастет только до 50 %. Приведенные оценки толщины пассивирующегося слоя согласуются с данными приведенными в [5].

Видно, что пассивное состояние участка с поврежденным пассивирующим слоем не достигается естественным образом ни в одном из трех случаев.

Рисунок 10 отображает подходы дислокационно-водородной модели (коррозиологии) к решению задачи об управлении наработкой до отказа при коррозионном растрескивании под напряжением. Этот подход состоит в разработке мероприятий по снижению скорости накопления водорода (а это дает некоторые предпосылки и к управлению фреттинг-усталостью) [5].

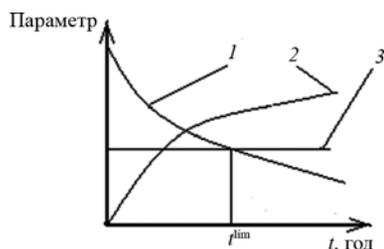


Рис. 10. Нарботка до отказа  $t^{\text{lim}}$  при водородном охрупчивании и асимметричном механическом (статическом и циклическом) нагружении:

1 — локальное понижение предела длительной прочности при растяжении; 2 — накопление водорода; 3 — уровень рабочего напряжения

Локальное понижение предела длительной прочности при растяжении из-за поглощения водорода до даты встречи одинаковых числовых значений предела длительной прочности при растяжении и рабочего напряжения и определит наработку до отказа  $t^{\text{lim}}$  [6—8].

Таким образом, происходит одновременное воздействие по крайней мере двух частных повреждающих процессов (ЧПП): усталость (механо-химический эффект) и водородное охрупчивание (коррозионный хемо-механический эффект).

Достичь снижения скорости накопления водорода можно с помощью неорганических пленкообразующих ингибиторов, а также пористости конструкционных сплавов (не в ущерб прочности).

Органические пленкообразующие ингибиторы в данном случае неприемлемы из-за малой плотности пленок, сформированных на их основе. Будучи «скобленными» с поверхности защищаемого материала, они перейдут из ПГ через отборы на регенеративные подогреватели и далее в систему фильтров блочной обессоливающей установки (БОУ).

Сопоставление стойкости сплавов In-600 (без термообработки) и In-690 (термообработка на мелкое зерно) по отношению к коррозионному растрескиванию показывает большую стойкость In-690 при одинаковом наборе компонентов.

## Литература

1. **Морозов Е.М., Зорин М.В.** Контактные задачи механики разрушения. М.: Машиностроение, 1999.
2. **Новиков И.И.** Дефекты кристаллического строения металлов. М.: Metallurgiya, 1975.
3. **Лукаевич Б.И., Трунов Н.Б., Драгунов Ю.Г., Давиденко С.Е.** Парогенераторы реакторных установок ВВЭР для атомных электростанций. М.: Академкнига, 2004.
4. **Жук Н.П.** Курс теории коррозии и защиты металлов. М.: Metallurgiya, 1976.
5. **Коррозионная стойкость реакторных материалов.** Справочник /В.В. Герасимов, ред. М.: Атомиздат, 1966.
6. **Горбрых В.П.** Начала коррозиологии // Вестник МЭИ. 2006. № 5. С. 11—16.
7. **Горбрых В.П., Иванов С.О.** Дислокационно-водородная модель коррозионного растрескивания под напряжением // Надежность и безопасность энергетики. 2012. № 2 (17). С. 50—54.
8. **Гутман Э.М.** Механохимия металлов и защита от коррозии. М.: Metallurgiya, 1974.

## References

1. **Morozov E.M., Zorin M.V.** Kontaktnye zadachi Mekhaniki Razrusheniya. M.: Mashinostroenie, 1999. (in Russian).
2. **Novikov I.I.** Defekty Kristallicheskogo Stroeniya Metallov. M.: Metallurgiya, 1975. (in Russian).
3. **Lukasevich B.I., Trunov N.B., Dragunov Yu.G., Davidenko S.E.** Parogeneratory Reaktornykh Ustanovok VVER dlya Atomnykh Elektrostantsiy. M.: Akademkniga, 2004. (in Russian).
4. **Zhuk N.P.** Kurs Teorii Korrozii i Zashchity Metallov. M.: Metallurgiya, 1976. (in Russian).
5. **Korrozionnaya Stoykost' Reaktornykh Materialov.** Spravochnik /V.V. Gerasimov, red. M.: Atomizdat, 1966. (in Russian).
6. **Gorbrykh V.P.** Nachala Korroziologii. Vestnik MPEI. 2006;5:11—16. (in Russian).
7. **Gorbrykh V.P., Ivanov S.O.** Dislokatsionno-vodorodnaya Model' Korrozionnogo Rastreskivaniya pod Napryazheniem. Nadezhnost' i Bezopasnost' Energetiki. 2012;2 (17):50—54. (in Russian).
8. **Gutman E.M.** Mekhanokhimiya Metallov i Zashchita ot Korrozii. M.: Metallurgiya, 1974. (in Russian).

---

**Сведения об авторах**

---

**Горбатов Валерий Павлович** — доктор технических наук, профессор кафедры атомных электростанций НИУ «МЭИ»

**Дубар Ахмад** — кандидат технических наук, инженер кафедры атомных электростанций НИУ «МЭИ»

**Иванов Сергей Олегович** — кандидат технических наук, доцент кафедры атомных электростанций НИУ «МЭИ», e-mail: IvanovSO@mpei.ru

**Четвериков Александр Евгеньевич** — кандидат технических наук, начальник отдела АО «Концерн «Росэнергоатом»

**Чжоу Пэнчао** — аспирант кафедры атомных электростанций НИУ «МЭИ»

---

**Information about authors**

---

**Gorbatykh Valeriy P.** — Dr.Sci. (Techn.), Professor of Nuclear Power Plants Dept., NRU MPEI

**Dubar Akhmad** — Ph.D. (Techn.), Engineer of Nuclear Power Plants Dept., NRU MPEI

**Ivanov Sergey O.** — Ph.D. (Techn.), Assistant Professor of Nuclear Power Plants Dept., NRU MPEI, e-mail: IvanovSO@mpei.ru

**Chetverikov Aleksandr E.** — Ph.D. (Techn.), Head of Department of JSC «Concern Rosenergoatom»

**Zhou Pengchao** — Ph.D.-student of Nuclear Power Plants Dept., NRU MPEI

*Статья поступила в редакцию 05.10.2016*