

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
ИНСТИТУТ МАШИНОВЕДЕНИЯ им. А.А.БЛАГОНРАВОВА
РОССИЙСКОЙ АКАДЕМИИ НАУК



На правах рукописи

Тараканов Павел Владимирович

**Разработка методики оценки влияния
водородсодержащей среды на скорость роста трещин
при статическом и циклическом нагружении**

Специальность:

01.02.04 – Механика деформируемого твердого тела

Диссертация на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель:

Заслуженный деятель науки и техники РФ,
доктор технических наук, профессор,
Романов Александр Никитич

Москва – 2019

СОДЕРЖАНИЕ

| | |
|--|----|
| ВВЕДЕНИЕ..... | 4 |
| Глава 1. Обзор экспериментальных и теоретических работ, посвященных взаимодействию водорода с металлическими материалами..... | 9 |
| 1.1 Коррозия металлических материалов..... | 9 |
| 1.2 Причины и механизмы водородного охрупчивания металлов и сплавов..... | 12 |
| 1.3 Влияние водорода на металлические материалы..... | 21 |
| 1.4 Процесс разрушения по механизму водородного растрескивания..... | 30 |
| 1.5 Диффузия водорода в металлические материалы..... | 37 |
| 1.6 Влияние типа кристаллической решетки металла на растворимость водорода..... | 42 |
| Выводы по главе 1. Цели и задачи исследования..... | 45 |
| Глава 2. Методика роста магистральных трещин в элементах конструкций, находящихся под влиянием водородсодержащей среды и статическом нагружении..... | 47 |
| 2.1 Общие положения методики роста трещин в материалах, находящихся в условиях водородсодержащей среды и статического нагружения..... | 47 |
| 2.2 Качественное описание роста трещины..... | 50 |
| 2.3 Теоретическая схема роста магистральной трещины в теле под воздействием водорода и статической нагрузки..... | 54 |
| 2.4 Перенос водорода в металл..... | 61 |
| 2.5 Оценка концентрации водорода вблизи вершины трещины..... | 62 |
| 2.6 Предельное равновесие тела с трещиной..... | 66 |
| 2.7 Схема скачкообразного роста трещины под влиянием водорода и статической нагрузки..... | 68 |
| 2.8 Тестирование методики обусловленного водородом роста трещины при действии статической нагрузки..... | 70 |

| | |
|---|-----|
| Глава 3. Долговечность элементов конструкций, находящихся в условиях водородсодержащей среды и циклического нагружения | 86 |
| 3.1 Коррозионная усталость металлов | 86 |
| 3.2 Общие положения предлагаемой методики для оценки долговечности элементов конструкций, находящихся в условиях водородсодержащей среды при циклическом нагружении | 92 |
| 3.3 Численная оценка долговечности элемента конструкции, находящегося в условиях воздействия водородсодержащей среды и циклического нагружения | 95 |
| 3.4 Влияние частоты нагружения на определение доминирующего механизма роста трещины..... | 100 |
| 3.5 Сопоставление результатов расчета с данными других авторов | 101 |
| Глава 4. Применение разработанной методики для расчета типовых элементов конструкций, находящихся в условиях циклического нагружения и водородсодержащей среды | 105 |
| 4.1 Моделирование разрушения резьбового элемента | 105 |
| 4.2 Моделирование растрескивания элемента трубопровода..... | 109 |
| 4.3 Изменение параметров Пэриса под воздействием агрессивной водородсодержащей среды | 115 |
| 4.4 Оценка технического риска элементов конструкций с трещинами при циклическом нагружении в водородсодержащей среде | 118 |
| 4.5 Процедура оценки технического риска элементов конструкций, находящихся под влиянием водородсодержащей среды и циклического нагружения..... | 120 |
| 4.6 Тестовые примеры оценки функции технического риска элементов конструкций, находящихся под влиянием водородсодержащей среды при циклическом нагружении | 122 |
| ВЫВОДЫ..... | 124 |
| СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ | 126 |

ВВЕДЕНИЕ

Бурное развитие нефтехимической и нефтеперерабатывающей промышленности, а также водородной энергетики увеличивает долю элементов конструкций, подверженных циклическому нагружению в условиях длительного воздействия водородсодержащих сред. Как известно, не только упомянутые выше сферы деятельности связаны с использованием водорода. Перспективные ракетно-космические системы, судостроение, металлообработка – лишь немногие области техники, где возникает непосредственный контакт металла с водородом.

Экспериментальные данные многих исследователей показывают, что водород негативно влияет на механические характеристики многих контактирующих с ним металлов и сплавов различных элементов конструкций, что может привести к их преждевременному выходу из строя.

К сказанному выше следует добавить, что такие элементы как крепежные детали, изготовленные из высокопрочных сталей, корпуса паровых котлов, трубопроводы для транспортировки нефти и др. могут внезапно хрупко разрушиться благодаря воздействию водорода.

Повышение надежности, ресурса и безопасности элементов конструкций при статическом или циклическом нагружении, находящихся в условиях воздействия водородсодержащих сред определяет необходимость разработки соответствующих моделей.

Существующие теоретические работы, посвященные разработке моделей распространения трещин в элементах конструкций при статическом и циклическом нагружении с учетом воздействия водородсодержащих сред, требуют дополнительных исследований в области описания процессов диффузирования водорода, введения соответствующих критериев разрушения, а также разработки моделей и методов на их основе для оценки распространения трещин в различных элементах конструкций.

Актуальность данной работы заключается в разработке уточненных методов оценки ресурса и предельных состояний, которые требуют создания соответствующих методик и деформационно-кинетических критериев накопления повреждений с учетом влияния водородсодержащей среды при статическом и циклическом нагружении.

Следует отметить, что разработанную автором методику можно также использовать для оценки допускаемых размеров НПТД (начальных производственно-технологических дефектов), типа трещин, по заранее известной долговечности рассматриваемого элемента конструкции. Это позволит оценить безопасность эксплуатации соответствующих элементов конструкций.

Целью работы является разработка методики оценки роста трещин в элементах конструкций под действием статического и циклического нагружения в условиях водородсодержащей среды для обоснования исходного и продления ресурса в процессе эксплуатации.

В настоящей работе предполагалось, что водород проникает в металлический материал посредством химических процессов (абсорбция, адсорбция и т.д.), протекающих на границе раздела среда-металл, охрупчивая последний. Кинетика процесса описывается с помощью уравнения диффузии водорода в поле напряжений.

Создание заявленной в работе методики включало в себя следующие этапы:

- 1) Выявление особенностей влияния водорода на свойства металлических материалов – **глава 1.**
- 2) Рассмотрение причин и механизмов водородного охрупчивания металлов и сплавов – **глава 1.**
- 3) Разработка новой методики роста магистральных трещин в охрупченных водородом материалах при статическом нагружении – **глава 2.**

- 4) Определение долговечности элементов конструкций при циклическом нагружении в условиях водородсодержащей среды; анализ полученных результатов проводился на основании вычислительных экспериментов и сравнении полученных результатов с данными других авторов – **глава 3**.
- 5) **Оценка возможности** использования разработанной методики для повышения безопасной эксплуатации различных элементов конструкций с трещинами в водородсодержащей среде; проведено моделирование растрескивания гйба трубопровода и резьбового элемента; описан подход к описанию изменения параметров Пэриса-Эрдогана в результате воздействия водородсодержащей среды на материал – **глава 4**.
- 6) **Расчет** надежности элементов конструкций с трещинами, работающих при статическом и циклическом нагружении в условиях водородсодержащей среды, на основе риск-анализа – **глава 4**.
- 7) **Общие выводы** по работе, перспективы развития представленной методики.

Научная новизна работы заключается в следующем:

- Разработана математическая модель для определения концентрации водорода, диффундирующего из окружающей среды в вершину трещины с ненулевой концентрацией водорода вблизи ее вершины и оценки предельной концентрации, при которой происходит хрупкое разрушение.
- Разработана методика для оценки скорости развития трещины при статическом и циклическом нагружении с учетом кинетики диффундирования водорода в вершину трещины.
- Впервые предложен многопараметрический критерий прочности, учитывающий влияние механики деформирования и локальное накопление водорода вблизи вершины трещины.

- Предложенная методика определения доминирующего механизма разрушения материала вблизи вершины трещины позволила установить области на кинетической диаграмме роста трещины, которые характеризуются разрушением преимущественно по механизму водородного охрупчивания или благодаря усталостному накоплению повреждений вблизи вершины трещины.
- Предложена методика по уточнению параметров в известных критериях механики разрушения для определенных сочетаний пары среда-металл, позволяющая проводить инженерные «экспресс-оценки» скорости роста трещин.
- Показана возможность использования предлагаемых методик для расчетов живучести типовых элементов конструкций, работающих при статическом и циклическом нагружении в условиях водородсодержащей среды.

Достоверность результатов работы обеспечивается проведением большого количества вычислительных экспериментов с помощью разработанной программы и сравнением полученных результатов с результатами экспериментальных и теоретических работ других авторов.

Практическая значимость работы заключается в том, что применение разработанной методики и, разработанного на ее основе программного обеспечения, позволит повысить надежность, ресурс и безопасность элементов конструкций с трещинами при статическом или циклическом нагружении в условиях водородсодержащей среды. Также возможно применение разработанной методики для определения допустимого размера дефекта на стадии проектирования конструкции. Проведены модельные вычисления оценки роста полуэллиптической трещины в гире трубы и кольцевой трещины в резьбе болта.

Апробация работы. Результаты диссертационной работы докладывались и обсуждались на XXXI Всероссийской конференции «Наука и технологии» (Миасс, 2011), XXXXI Всероссийском симпозиуме «Механика и процессы управления» (Миасс, 2011), Московском ежемесячном семинаре

молодых ученых и студентов по проблемам машиноведения (Москва, 2011, 2013), XX Петербургских чтениях по проблемам прочности (Санкт-Петербург, 2012), Заседании НТС ОАО «НИКИЭТ им. Н.А. Доллежала» «Прочность, материаловедение, коррозия» (Москва, 2010, 2012), 19th European Conference on Fracture. Fracture Mechanics for Durability, Reliability and Safety (Kazan, 2012), International Conference «Structural Integrity and Lifetime of NPP Equipment» (Kyiv, Ukraine, 2012), 7-ой Российской конференции «Методы и программное обеспечение расчетов на прочность» (Геленджик, 2012), 7th International conference on Materials Structure and Micromechanics of Fracture (Brno, Czech Republic, 2013), Международном симпозиуме «Физика кристаллов 2013» (Москва, 2013), Юбилейной XXV Международной инновационно-ориентированная конференция молодых ученых и студентов (Москва, 2013), 20th European Conference on Fracture. Fracture at all scales (Trondheim, Norway, 2014), XVII International Colloquium on Mechanical Fatigue of Metals (Verbania, Italy, 2014), 3rd International Conference on Energy and Environmental Protection (Xi'an, China, 2014), 2nd International Conference on Advances in Energy and Environmental Science (Guangzhou, China, 2014), Международной конференции «Живучесть и конструкционное материаловедение» (Москва, 2014), ESIS TC-10 Workshop Environmentally Assisted Cracking & Hydrogen Embrittlement (Zamora, Spain, 2015), 32 Spanish Conference on Fracture and Structural Integrity (Zamora, Spain, 2015).

Публикации. Основное содержание диссертации представлено в 26 опубликованных работах, включающих 4 статьи в изданиях, рекомендованных ВАК, 10 статей в зарубежных изданиях, входящих в базу данных Scopus и Web of Science, а также 12 работ в других изданиях.

Структура и объем работы. Диссертация состоит из введения, четырех глав, раздела с основными выводами по работе, списка литературы из 145 наименований. Общий объем работы 139 страниц основного машинописного текста, включая 15 таблиц и 64 рисунка.

Глава 1. Обзор экспериментальных и теоретических работ, посвященных взаимодействию водорода с металлическими материалами

1.1 Коррозия металлических материалов

Известно, что большое количество элементов конструкций различных областей промышленности работает в условиях агрессивных водородсодержащих сред [57], [62] и [12]. Воздействие водородсодержащих сред может привести к уменьшению времени безопасной эксплуатации таких элементов конструкций вследствие коррозии [36].

Так, в отчете [84] о разрушении резьбовых элементов из высокопрочных сталей в качестве причины разрушения указано водородное охрупчивание, что вызвано повышенным содержанием водорода в исследуемом металле.

В [100] описан случай преждевременного разрушения резьбового соединения в ферменной конструкции небоскреба (рис. 1.1), что могло привести к дальнейшему разрушению сооружения и большому количеству человеческих жертв. В разрушенных резьбовых элементах было выявлено повышенное содержание водорода.

Кроме того, в большом количестве работ был отмечен преждевременный выход из строя элементов трубопроводных систем, ввиду их охрупчивания, вызванного воздействием водородсодержащей среды.

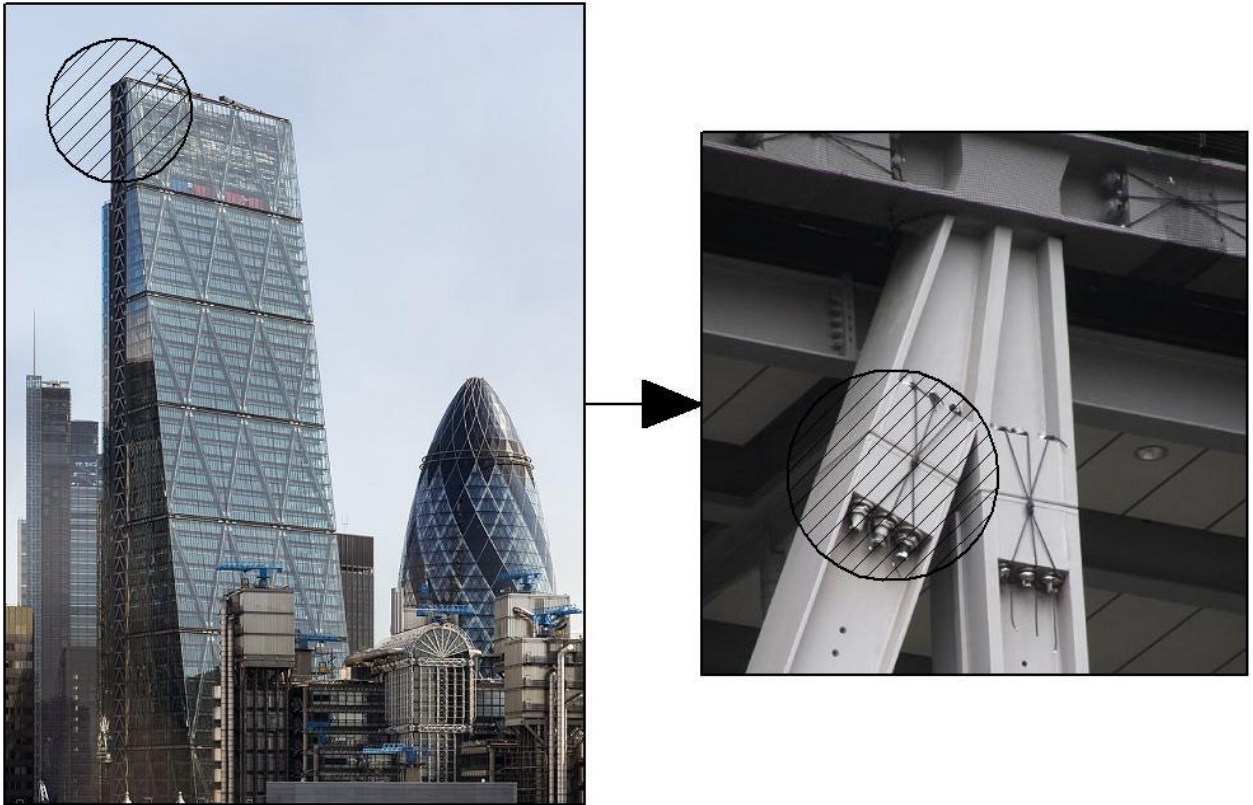


Рис. 1.1 – Разрушение резьбового соединения в небоскребе «Леденхолл Билдинг».

Коррозионные процессы можно описать с помощью электрохимических реакций [52]. Рис. 1.2 наглядно демонстрирует процесс коррозии на примере простейшей электрохимической цепи.

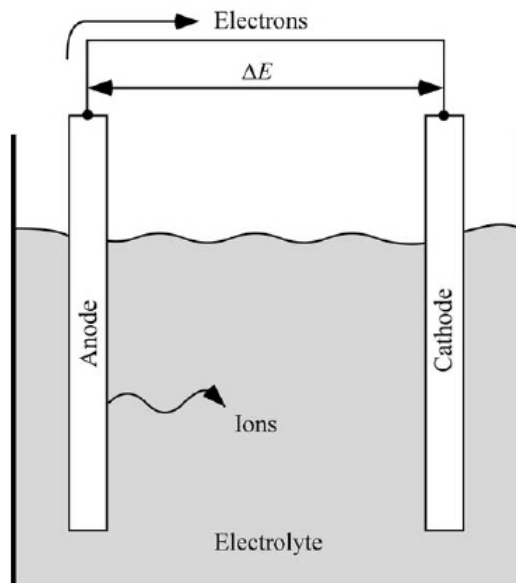


Рис. 1.2 - Анодная и катодная реакции.

Процесс коррозии описывают двумя химическими реакциями: катодной и анодной. Эти реакции протекают при участии катода и анода, соответственно. Анодная реакция в общем случае выглядит следующим образом:



где n – количество электронов, равное количеству положительно заряженных ионов металла.

Из уравнения (1.1) следует, что анодная реакция сопровождается выделением положительно заряженных ионов с поверхности металла и появлением свободных электронов, которые, в свою очередь, необходимы для протекания катодной реакции.

Катодная реакция может протекать по различным схемам, в зависимости от электролита - вещества, связывающего анод и катод. Большинство коррозионных процессов включает в себя несколько механизмов катодных химических реакций, которые зависят от показателя рН. Также локальные электрохимические элементы могут возникать на различных участках одного и того же элемента конструкции вследствие, например, неоднородности металла или неравномерности теплового потока (рис. 1.3).

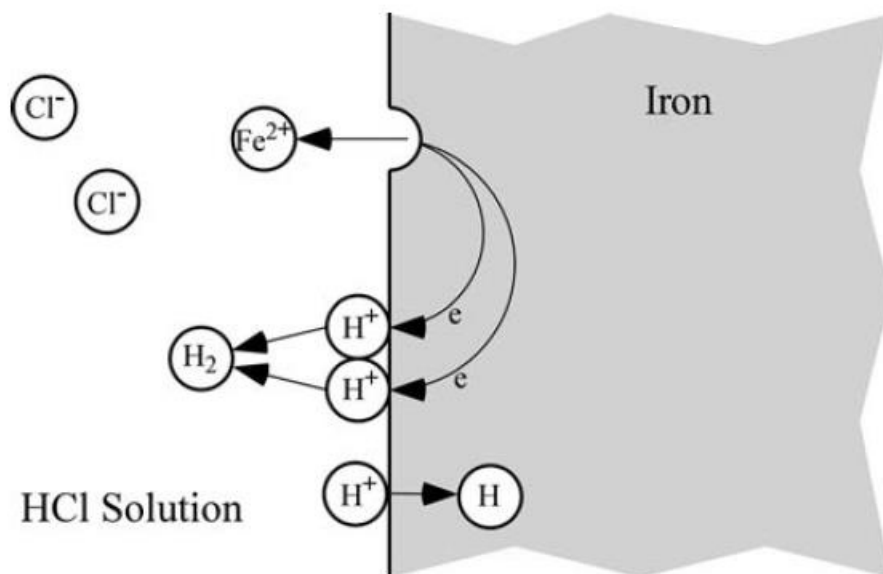


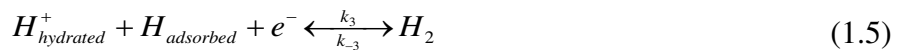
Рис. 1.3 - Анодная и катодная реакции на теле, находящемся в среде HCl.

Помимо электролита, материал корродирующего элемента также влияет на вид механизма катодной реакции [52], [21]. При электрохимической коррозии выделяют следующие механизмы катодных реакций:

- Механизм Волмера-Тaufеля (А)



- Механизм Волмера-Хейровского (Б)



В таблице 1.1 приведены различные металлы и характерные для этих металлов механизмы катодных реакций.

Таблица 1.1 - Металлы и характерные катодные реакции

| Металл | Механизм |
|--------|-------------------------------|
| Fe | А или Б |
| Ti | Б |
| Pd | А, при медленной рекомбинации |
| Pt | А, при медленной рекомбинации |
| Ni | А, при быстрой рекомбинации |

1.2 Причины и механизмы водородного охрупчивания металлов и сплавов

Водородное охрупчивание – это процесс, ведущий к понижению вязкости или пластичности металла вследствие поглощения водорода [15]. Проникновение водорода может быть вызвано процессами очистки,

травления, фосфатирования, нанесения гальванических покрытий, в том числе автокаталитическими процессами нанесения покрытий; также водород может проникать внутрь металлических материалов из окружающей среды в результате реакции катодной защиты или под воздействием коррозионного процесса [16]. Кроме того, водород может попасть в металл во время производства, например, в процессе прокатки или сверления.

По данным международных стандартов ISO 21457:2010 [91] и ISO 15156-1:2001 [92], разрушение под действием окружающей среды классифицируют следующим образом:

- Водородное растрескивание под напряжением (Hydrogen Stress Corrosion или Hydrogen Induced Stress Cracking) – разрушение металла, происходящее при совместном действии напряжений и водорода.
- Коррозионное растрескивание под напряжением (Stress Corrosion Cracking) – разрушение металла благодаря анодным процессам локальной коррозии и растягивающим напряжениям.
- Сульфидное растрескивание под напряжением (Sulfide Stress Cracking) – разрушение металла вследствие его контакта с H_2S средой и действия напряжений.
- Вынужденное водородное растрескивание (Hydrogen Induced Cracking) – разрушение по причине воздействия окружающей среды. Такой вид разрушения, как правило, можно наблюдать в элементах конструкций из углеродистых и низколегированных сталей. Возможной принятой является наличие атомарного водорода в металле, который в дальнейшем рекомбинирует до молекулярной формы и, скапливаясь в порах металла, приводит к его растрескиванию. Особенностью такого вида разрушения является то, что разрушение может происходить без приложения внешних нагрузок.

Коррозионное растрескивание под напряжением обусловлено анодным процессом коррозии металла, при котором ионы металла покидают поверхность последнего. Остальные виды разрушения под воздействием

окружающей среды вызваны катодными процессами коррозии, т.е. водородом.

Возможность водородного охрупчивания, за исключением вынужденного водородного растрескивания, определяется наличием трех факторов: водородсодержащей среды, чувствительного к водородному охрупчиванию материала и определенного уровня напряжений (деформаций) [138] (рис. 1.4).

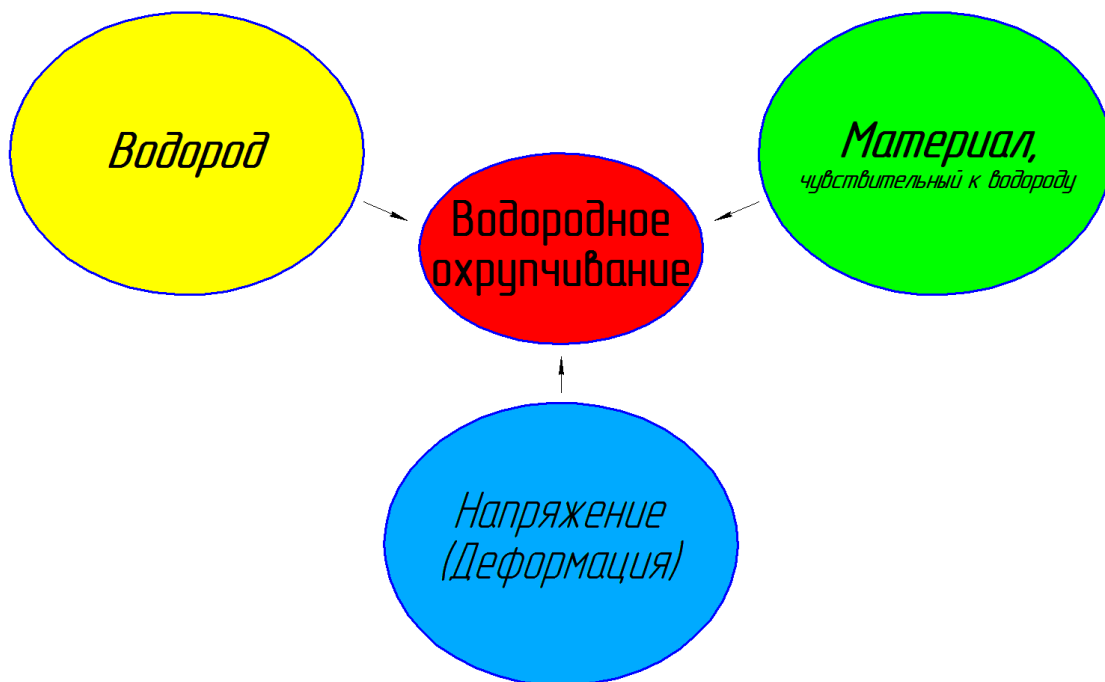


Рис. 1.4 - Три основных фактора необходимых для появления водородного охрупчивания.

Основные причины, которые могут привести к появлению водородного охрупчивания следующие:

- Коррозия благодаря наличию H_2S в среде [71].
- Гальваническая коррозия.
- Сварка.
- Катодная защита [70].
- Защитные покрытия.

При сварке во влажном помещении или сварке влажными электродами внутрь металла может попасть водород, который в дальнейшем может привести к водородному охрупчиванию [29], [61].

В основе катодной защиты лежит катодная поляризация: смещение потенциала металла защищаемой конструкции в отрицательную сторону с целью превращения всей защищаемой конструкции в эквипотенциальную [16]. Катодную защиту можно реализовать двумя методами: подключением защищаемой конструкции к отрицательному полюсу внешнего источника постоянного тока и присоединением к защищаемой конструкции протектора. Для первого метода, помимо источника тока, необходим вспомогательный анод. Ток от вспомогательного анода течет к катодным и анодным участкам вспомогательной конструкции и в результате поляризации на всей поверхности металла выравнивается потенциал.

При таком методе защиты конструкции можно столкнуться с проблемой ее «перезащиты», что происходит при применении тока выше требуемого. В этом случае потенциал металла конструкции станет выше потенциала анода. При этом будет затрачена лишняя электроэнергия и в большом количестве выделяться водород, что может привести к появлению водородного охрупчивания конструкции.

При применении вспомогательного анода для реализации катодной защиты возможны проблемы, связанные с периодичностью замены протектора («жертвенного» анода) и сокращением радиуса защитного действия.

По механизму защитного действия металлические защитные покрытия являются катодными и анодными [24]. Металлы катодных покрытий имеют в рассматриваемой среде большие значения электрохимических потенциалов, чем значение потенциала металла, на который они нанесены. Металлы же анодных покрытий имеют более отрицательные значения потенциалов в данной среде, чем потенциал металла, на который они нанесены. В связи с этим, часто Zn или Al выступают в качестве металлического покрытия на Fe.

В случае нарушения герметичности катодного покрытия, защищаемый металл будет растворяться в среде: положительно заряженные ионы металла будут покидать его поверхность (рис. 1.5).

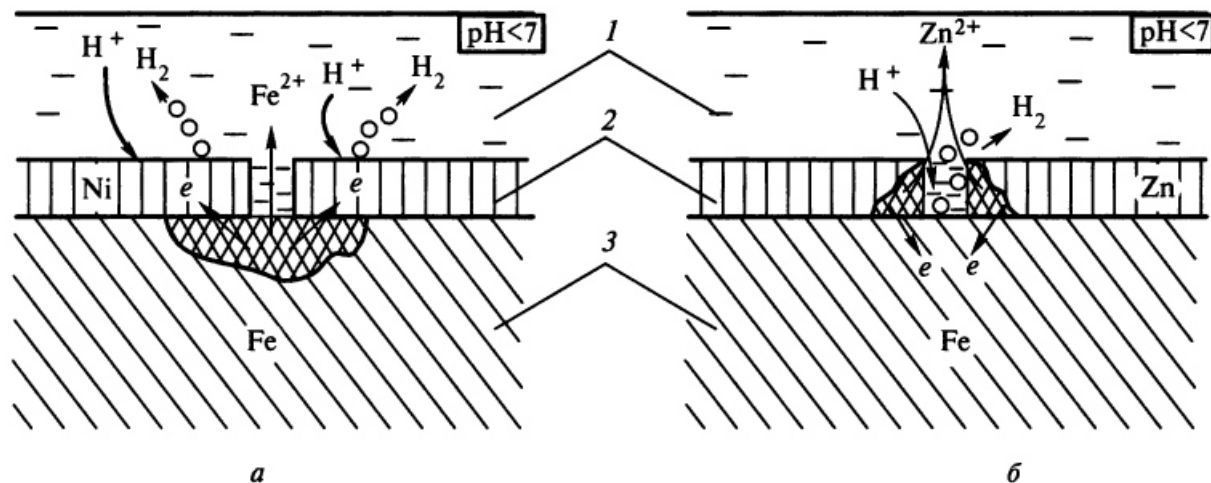


Рис. 1.5 - Поведение железа в кислотном растворе с катодным (а) и анодным (б) покрытиями в условиях электрохимической коррозии [16].

При нарушении герметичности анодного покрытия защищаемый материал будет выступать в качестве катода и в него будет проникать водород, что может привести к водородному охрупчиванию. Отмеченные ранее явления дают основание полагать, что герметичность защитных покрытий является одним из основных требований, применяемым к ним.

В настоящее время существуют различные точки зрения на механизмы водородного растрескивания, вследствие разногласия в особенностях физико-химических процессов, протекающих в вершине трещины, находящейся в водородсодержащей среде [102], [12], [144], [145], [59], [111], [102] и [110]. К примеру, гидридная теория охрупчивания материалов не применима для стали и железа, что подтверждено опытным путем [10]. Общее мнение авторов, как отечественных, так и зарубежных трудов, сводится к тому, что процесс водородного охрупчивания не может быть в полной мере описан, на основании только одного из механизмов проникновения и растворения водорода в материале. Однако, основные

представления о механизмах водородного растрескивания, представленные ниже, необходимы для дальнейшего рассмотрения вопроса о проникновении водорода внутрь материала и последующего за этим процесса водородного охрупчивания.

- Теория давления

Данная теория представляет собой начальные представления о механизме водородного растрескивания [145]. Согласно теории давления, внутренние микротрещины начинают расти в ненапряженных образцах благодаря скоплению водорода, который осаждается и рекомбинирует в молекулы на внутренних дефектах, таких как внутренние пустоты и неметаллические включения (рис. 1.6).

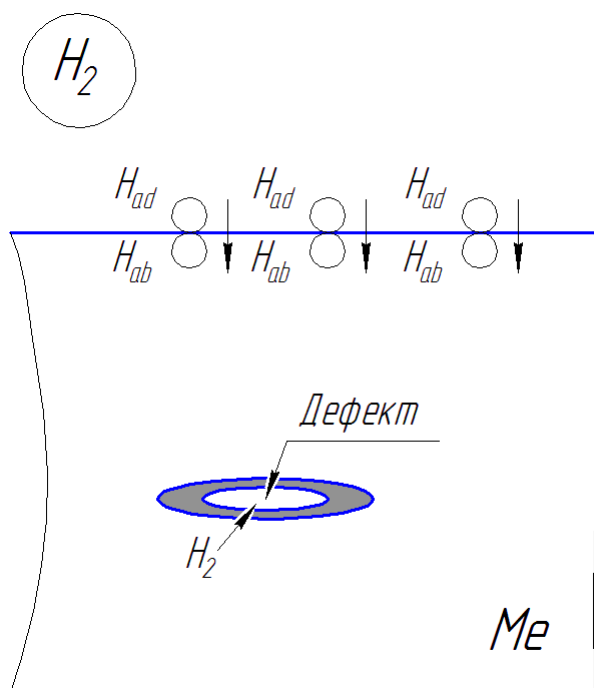


Рис. 1.6 - К теории давления.

Согласно рассматриваемой теории проникновения водорода в материал, давление, обусловленное появлением во внутренних дефектах рекомбинированных адсорбированных атомов водорода, со временем увеличивается согласно закону растворимости. Причем рост микротрещин может протекать при отсутствии внешних сил [145].

Другие авторы, например [37], считают приведенный механизм водородного охрупчивания устаревшим и не отражающим реальных процессов, протекающих в материале при его наводороживании.

- Декогезионная теория

Данный вариант описания водородного растрескивания был предложен профессором Ogiani [111], который исходил из предположения, что абсорбированный материалом водород, диссоциировавший на атомы, может уменьшить когезионные силы между атомами материала (рис. 1.7).

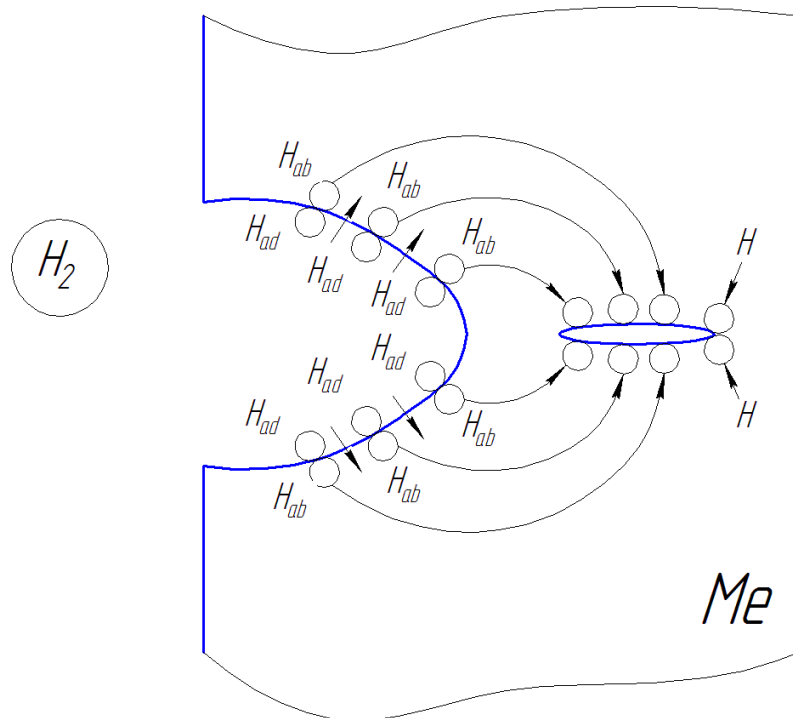


Рис. 1.7 - Графическая интерпретация декогезионной теории.

В этой же работе Ogiani было выдвинуто предположение, что при наличии растягивающих напряжений в какой-либо точке тела, концентрация водорода в ней с течением времени растет [111].

Следует отметить, что рассматриваемый механизм водородного растрескивания основан на предположении о том, что водород диффундирует в область, находящуюся вблизи вершины трещины, чем и объясняется эффект замедленного растрескивания [103].

- Адсорбционная теория

Адсорбционная теория водородного растрескивания была предложена Uhlig [139] и основывается на критерии разрушения Гриффитса для сплошных однородных тел. Данная теория отталкивается от предположения о том, что водород ослабляет поверхностную энергию металлов вблизи вершины трещины. В результате зарождение и распространение трещины происходит без растворения самого металла, как это показано на рис. 1.8.

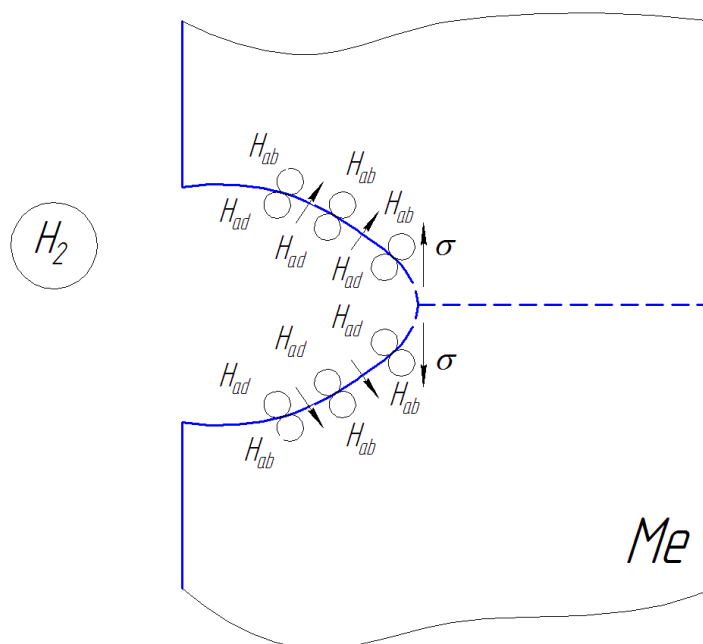


Рис. 1.8 - К адсорбционному механизму растрескивания.

Как показали исследования других ученых [102], [88], адсорбционная теория не является вполне корректной.

- Дислокационная теория

Данная теория основана на предположении, что наличие водорода вблизи дислокации в материале может изменить подвижность этой дислокации, что приводит к возможности увеличения местных деформаций. При этом уменьшается величина трещиностойкости материала вблизи вершины трещины, что приводит к ускоренному разрушению материала. Иллюстрация распространения трещины по дислокационной теории приведена на рис. 1.9.

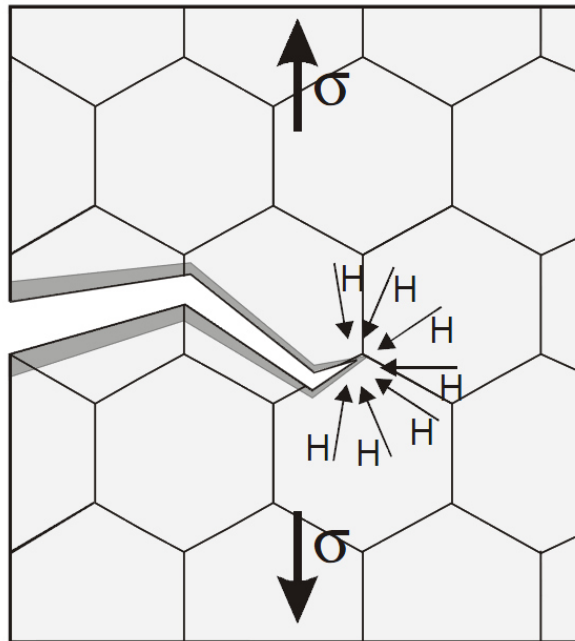


Рис. 1.9 - Иллюстрация механизма водородного растрескивания по дислокационной теории.

Экспериментальные работы Beachem [59] показали, что уменьшение величины трещиностойкости материала происходит в областях с наибольшей концентрацией водорода. Следует отметить, что воздействие водорода на подвижность дислокаций каждого материала различна.

- Гидридная теория

Данный механизм водородного охрупчивания протекает в гидридообразующих материалах, таких как Zr, Ta и др. Данному механизму водородного охрупчивания посвящено большое количество работ [106], [105], [14] и [93], что можно объяснить использованием гидридообразующих материалов в таких ответственных элементах конструкций, как тепловыделяющий элемент (ТВЭЛ), являющийся главным конструктивным элементом активной зоны гетерогенного реактора, содержащим ядерное топливо. Рост трещины в гидридообразующем материале схематически представлен на рис. 1.10.

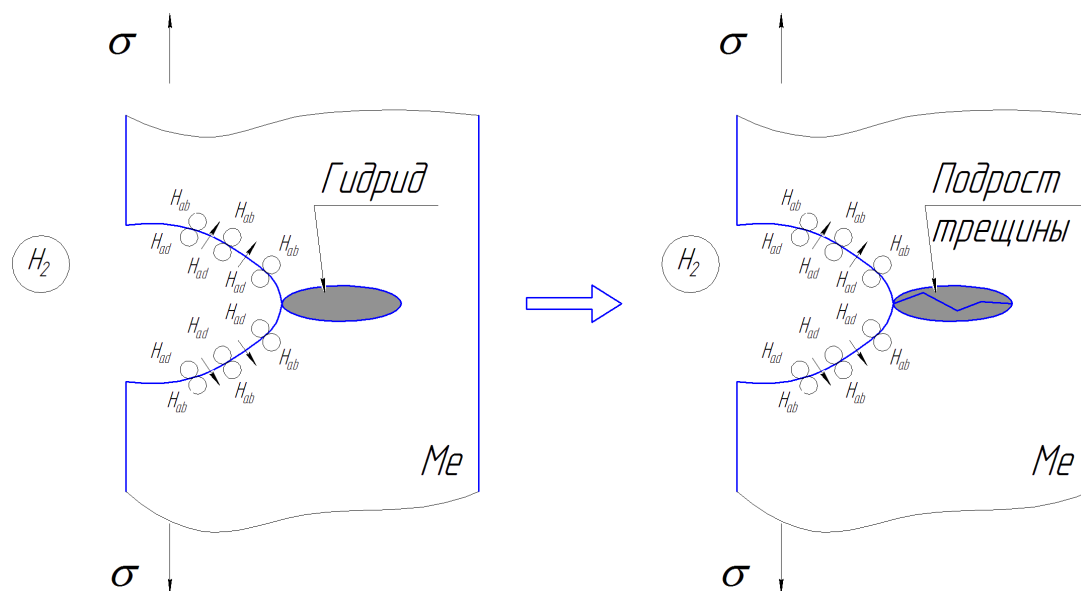


Рис. 1.10 - Схема роста трещины в гидридообразующем материале.

1.3 Влияние водорода на металлические материалы

Еще в 1875 г. Лондонским королевским обществом было отмечено пагубное воздействие водорода на железо [115]. С тех пор многие работы ([9], [5], [101], [138], [18], [14], [51], [1], [35] и [39]) были посвящены рассмотрению различных аспектов влияния водорода на свойства материалов.

Как отмечено в [9] и [11], водород взаимодействует и растворяется практически в любых металлах и сплавах. Поэтому, вопрос водородной хрупкости является важным, как для сталей, так и для сплавов на основе никеля, титана [58], циркония [106], ванадия и др.

Водородную хрупкость металлов, согласно терминологии, принятой в работе [9], принято разделять на два типа: обратимую и необратимую.

При обратимой хрупкости металла, нагревая последний, можно добиться выделения водорода из металла и восстановления исходных механических свойств, хотя часто наблюдается обратный эффект – хрупкость может стать необратимой и произойти растрескивание структуры металла.

Необратимая хрупкость наблюдается при больших давлениях водорода и температурах, достаточных для образования новых фаз и

обезуглероживания металла. При таком виде водородной хрупкости никакой термической обработкой не удастся восстановить исходных свойств металла. Для углеродистых конструкционных сталей были получены зависимости, по которым можно определить интервал температур, в котором водородная хрупкость является необратимой [57].

Изучением изменения механических свойств углеродистых сталей, а именно, Стали 20 занимались Перминов и в дальнейшем Гликман. Можно также отметить такие работы как [85], [74], [38] и [50]. Для подробного изучения проблемы наводороживания углеродистых сталей нельзя также не учесть работы Somerday, такие как [126] и [127].

В результате высокотемпературного наводороживания Стали 20 было установлено, что предел пропорциональности снижается, причем тем больше, чем выше содержание углерода в стали. Как отмечено в [9], с увеличением давления водорода, время до начала водородной коррозии рассматриваемой стали уменьшается. Изменение механических характеристик Стали 20 в зависимости от продолжительности воздействия представлено на рис. 1.11.

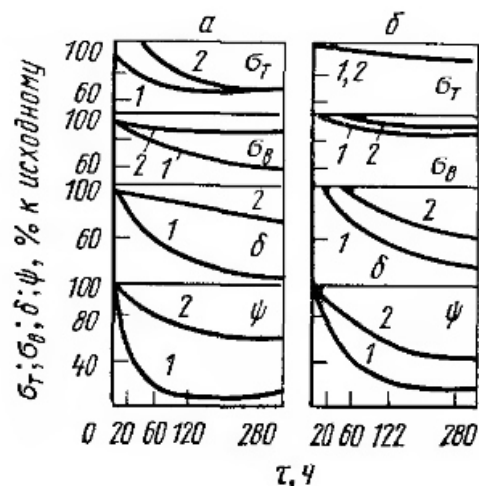


Рис. 1.11 - Изменение механических характеристик технического железа (а) и Стали 20 (б) в зависимости от продолжительности воздействия (τ) водорода ($p_{H_2}=20$ МПа) при $T=400$ °С [9]:
а – непосредственно после наводороживания; б – после наводороживания и нормализации.

Как следует из анализа кривых, приведенных на рис. 1.11, существенные изменения механических свойств рассматриваемых металлов происходят уже при температуре 120 °С.

С добавлением в водородную среду кислорода проникновение водорода в металл не наблюдается. Это связано с появлением оксидной пленки на поверхности металла, которая защищает металл от воздействия водорода.

Низко - и среднелегированные стали, согласно данным Арчакова [9], обладают большей коррозионной стойкостью к водородному воздействию. При этом, характер влияния водорода на механические свойства низко- и среднелегированных сталей такой же, как и на углеродистые стали. Влияние водорода на рассматриваемые стали, практически всегда, обратимо, если не происходит соединения водорода и углерода, т.е. обезуглероживания.

Среднелегированные стали обладают большей водородостойкостью по сравнению с низколегированными сталями. При этом необратимое снижение прочности и пластичности в результате обезуглероживания при высоких давлениях и температурах у данных сталей также наблюдается.

Изменение свойств высоколегированных сталей под действием водорода представлено в таблице 1.2.

Таблица 1.2 - Влияние водорода на механические свойства конструкционных сталей

| Сталь (режим обработки в исходном состоянии) | P, МПа | t, °С | t, ч | $\sigma_{0,2}$, МПа | σ_B , МПа | δ , % | ψ , % |
|--|--------|-------|-------|----------------------|------------------|--------------|------------|
| 16 ГС (нормализация 920 °С, отпуск при 650 °С) | - | - | - | 320 | 510 | 30 | 75 |
| | 3 | 350 | 10000 | 300 | 510 | 29 | 58 |
| | 5 | 400 | 10000 | 290 | 470 | 24 | 42 |
| 12Х1МФ (нормализация 960 °С, отпуск при 750 °С) | - | - | - | 420 | 510 | 30 | 76 |
| | 5 | 500 | 10000 | 390 | 540 | 26 | 81 |
| | 5 | 550 | 5000 | 300 | 460 | 36 | 60 |
| 15Х2МФ (нормализация 1000 °С, отпуск при 750 °С) | - | - | - | 430 | 590 | 24 | 79 |
| | 50 | 450 | 10000 | 420 | 600 | 21 | 71 |

Данные о влиянии водорода на высоколегированные стали и сплавы на никелевой основе не однозначны – так у сталей 15X12BMФ, 12X18H10T, 40X12H8Г8MФБ и 10Г18Х8Т после водородного воздействия происходит снижение только пластичности (ψ, δ), а у стали 10Г18Х8Т также понижается и ударная вязкость. Причем после отпуска таких сталей измененные механические свойства возвращаются к исходным значениям.

У аустенитных сталей, например, 35Г12Х8Т и 45Г18ЮЗ после воздействия водорода изменяются все механические характеристики, причем процесс изменения необратим. Как указано в [9], для придания стали водородостойкости необходимо наличие сильных карбидных фаз, которые водород не может «разбить», и соответственно, обезуглеродить металл.

Исследованием водородного воздействия на механические свойства хромоникелевых сталей аустенитного класса посвящено множество работ [13], [8] и [19], которые приводят к выводу об отсутствии единого мнения по данному вопросу. Если ориентироваться на данные работы [7], то стали 12X18H10T, 10X14H14M2B2, 08X15H26B2M4B в большой степени восприимчивы к водородному воздействию, но процессы изменения механических характеристик в этих сталях являются обратимыми, хотя эксперименты проводились при весьма значительных давлениях водорода (80 МПа).

Помимо перечисленного выше влияния водорода на механические свойства сталей водород может существенно влиять на развитие трещин в металлах, что приводит к уменьшению ресурса конструкций и их преждевременному выходу из строя. На рис. 1.12 приведена диаграмма роста трещины в образце из высокопрочной стали Н-11, находящейся под влиянием различных сред: газообразный кислород, аргон, водород и вода [48], [28]. Диаграмма получена в условиях лабораторных испытаний.

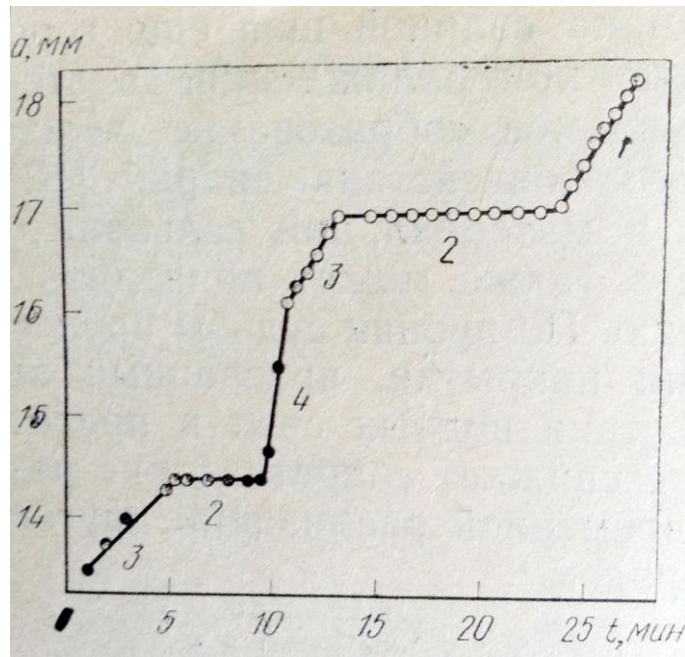


Рис. 1.12 - Рост трещины в высокопрочной стали Н-11 при воздействии различных сред [48]:

- 1 – вода; 2 – увлажненный аргон плюс кислород (в равных объемах);
3 – увлажненный аргон; 4 – чистый водород.

Из данных приведенных на рис. 1.12 следует, что наиболее негативное влияние на развитие трещины оказывает именно водород, в меньшей степени – увлажненный аргон. Кислород вообще может остановить или существенно замедлить рост трещины [88]. Это можно объяснить тем, что кислород создает защитную оксидную пленку на поверхности металла, которая тормозит процесс хемосорбции [123].

Много работ посвящено вопросу влияния различных факторов на скорость роста трещин в водородсодержащих средах при действии статической нагрузки [138], [1], [106], [105], [49], [27], [94] и [132]. На рис. 1.13 представлены типовые виды кинетических диаграмм растрескивания металлических материалов при воздействии водородсодержащей среды.

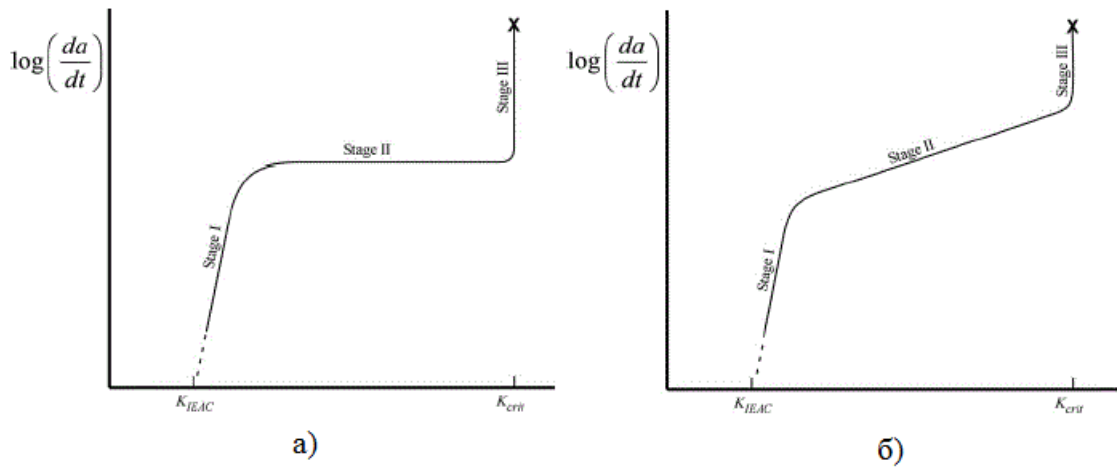


Рис. 1.13 - Виды кинетических диаграмм [52]:

а – наличие площадки «текучести»; б – отсутствие площадки «текучести».

Развитие трещин по модели хрупкого разрушения Гриффитса-Ирвина подразумевает два вида трещин: нераспространяющиеся и распространяющиеся. Благодаря воздействию водородсодержащей среды нераспространяющаяся трещина (по модели Гриффитса-Ирвина) может начать расти, последовательно переходя от устойчивой стадии роста к лавинообразной.

Трещины, распространяющиеся под влиянием водорода, обладают инкубационным периодом, во время которого трещина не страгивается [96], [40], [132] и [42]. Согласно данным [27], следует рассматривать не две стадии роста трещины, а три. Первая стадия роста трещины является инкубационной. На протяжении этой стадии свойства металла начинают изменяться, но не настолько, что бы внешняя нагрузка была достаточной для страгивания трещины. Такая стадия наблюдается при значениях коэффициента интенсивности напряжений (КИН) K_I близких к величине вязкости разрушения в среде K_{IEAC} [52]. На кинетических диаграммах разрушения материала окончание первой стадии роста трещины характеризует резкое увеличение скорости ее роста, как например, при

растрескивании стали AISI 4130 при различных давлениях водорода (см. рис. 1.14, [52]).

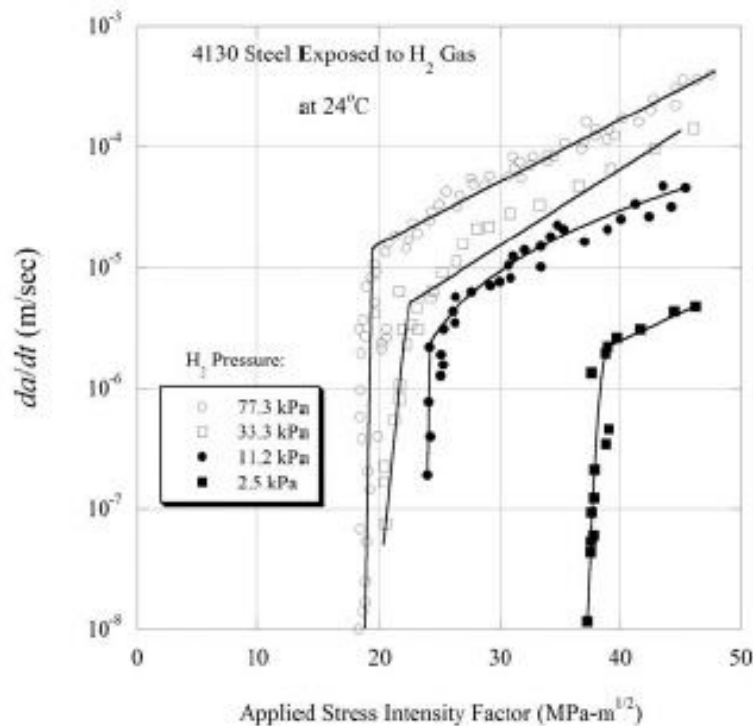


Рис. 1.14 - Растрескивание высокопрочной стали AISI 4130 при воздействии газообразного водорода [52].

Вторая стадия роста трещины [68], обусловленная воздействием водорода, представляет собой устойчивый рост. Как следует из анализа данных, приведенных на рис. 1.14, вторая стадия может протекать по-разному: скорость роста трещины может зависеть от K_I , а также быть независимой от него. Третья стадия представляет собой лавинообразный (закритический) рост трещины [25].

Стоит отметить, что в экспериментальных данных, например [47], встречаются диаграммы, по виду отличные от приведенных на рис. 1.14. Так, вторая стадия роста трещины может сопровождаться «провалом» рассматриваемой кривой, с последующим переходом к третьей стадии.

Долгое время определение K_{IEAC} было предметом обсуждений многих ученых [73]. Причиной этого было следующее обстоятельство: величина K_{IEAC} значительно изменяется в зависимости от конкретной пары металл-

среда, а также сильно зависит от времени наводороживания материала, т.е. длительности эксперимента. Поэтому значения K_{IEAC} , полученные разными исследователями могут существенно отличаться друг от друга [48]. Изменение K_{IEAC} от времени наводороживания приведено в [52]. Кривые изменения величины K_{IEAC} в зависимости от количества водорода в металле приведены на рис. 1.15.

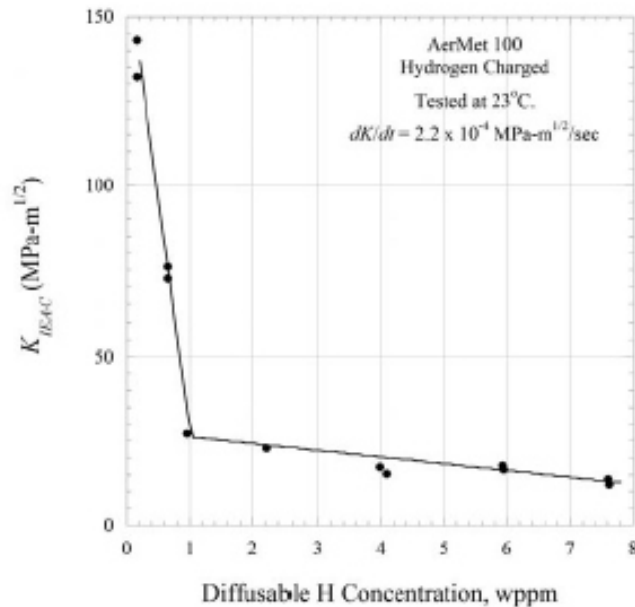


Рис. 1.15 - Влияние водород на K_{IEAC} для стали AerMet 100 [52].

В частности, для высокопрочных сталей значение K_{IEAC} , продолжает убывать даже после испытаний длительностью более 1000 ч.

Также следует отметить, что величина K_{IEAC} убывает с увеличением предела текучести материала (рис. 1.16) [48].

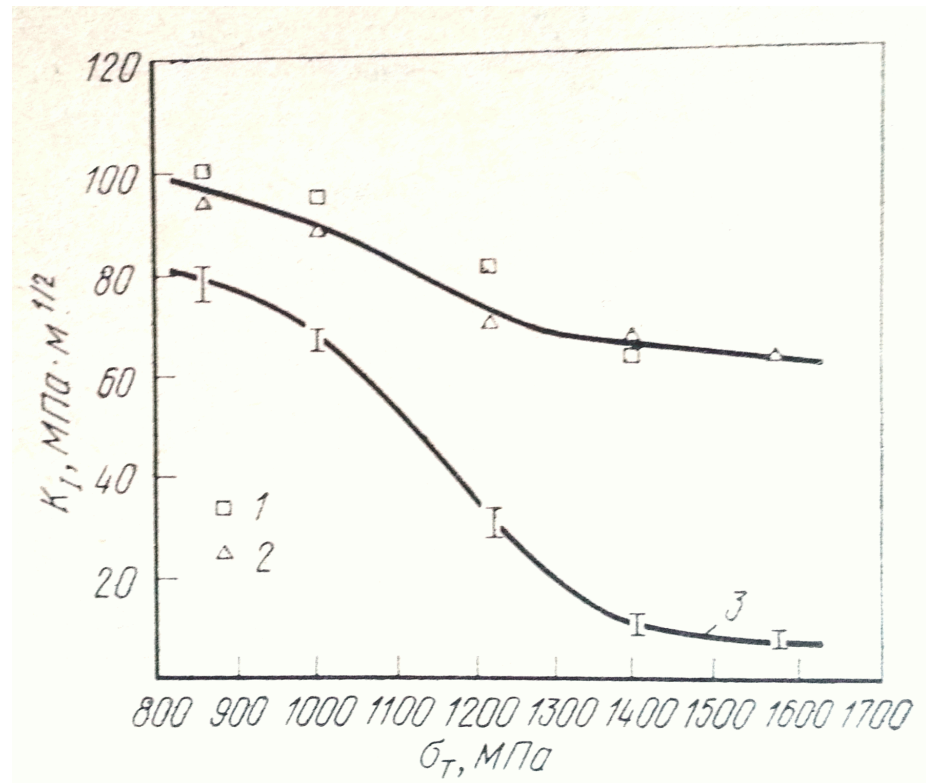


Рис. 1.16 - Влияние предела текучести на K_{Ic} и K_{IEAC} высокопрочной стали типа 40XH2M (AISI 4340) при испытаниях в проточной морской воде:

1, 2 – разрушение на воздухе (K_{Ic}); 3 – разрушение в водородсодержащей среде (изменение K_{IEAC}) [48].

Как видно из рис. 1.16, с уменьшением предела текучести материала величины трещиностойкости в среде и на воздухе приближаются друг к другу. Такая закономерность изменения K_{IEAC} наблюдается не у всех сталей, известно об обратных эффектах при рассмотрении некоторых алюминиевых сплавов.

Представленные выше данные позволяют предположить, что величину K_{IEAC} следует определять для каждой конкретной системы металл-среда индивидуально. Авторы работы [52] предполагают, что действительное значение K_{IEAC} приближается к нулю.

Несмотря на приведенное выше, значение предельной величины КИН, при которой характер роста трещины становится лавинообразным, многими учеными принимается равным величине вязкости разрушения материала K_{Ic} . Такой подход не всегда верен, согласно [27].

Большое внимание влиянию давления водорода и температуры среды на скорость развития трещин в различных отечественных сталях уделено в работах [76], [90], [104] и [122].

Основываясь на данных, приведенных в этих работах, для ряда металлов и сплавов были сделаны следующие выводы о влиянии водорода на скорость роста трещин V в элементах конструкций из таких материалов:

- Зависимость $V(T)$ является немонотонной и имеет экстремум при некоторой температуре, после достижения которой, скорость развития трещины резко падает.
- В работе [76] была установлена связь между экстремальной температурой и давлением водорода:

$$\lg(p_{H_2}) + \text{const} / T_* = \text{const}. \quad (1.6)$$

1.4 Процесс разрушения по механизму водородного растрескивания

Процесс разрушения металла при воздействии водорода может проходить по трем различным микромеханизмам разрушения. Beachem [59] проводил эксперименты с образцами из высокопрочной стали AISI 4340 при различных уровнях напряжений и установил, что разрушение проходило по одному из механизмов, представленных на рис. 1.17.

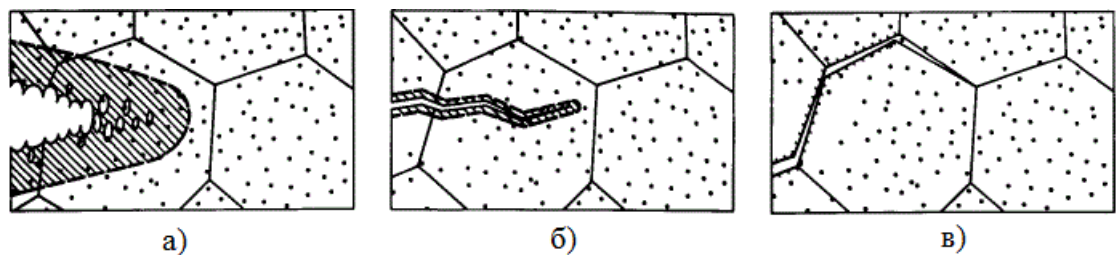


Рис. 1.17 - Схематическое изображение траекторий разрушения материала от водородного воздействия в зависимости от уровня приложенных напряжений [59]:

- а) – высокий уровень K_I ; б) – промежуточный уровень K_I ; в) – низкий уровень K_I .

Beachem установил, что при высоком уровне напряжений, разрушение происходит по микромеханизму коаленценции микропор, при среднем - транскристаллитное разрушение по механизму квазискола. При низком уровне напряжений разрушение металла носит интеркристаллитный характер. Основываясь на этих наблюдениях, можно предположить, что единый механизм микроразрушения металлов при воздействии водорода и статической нагрузки отсутствует. Аналогично Beachem, Takeda и Мак Магон наблюдали разрушение по описанным выше микромеханизмам в образцах из закаленной и отпущенной стали, имеющих практически одинаковую микроструктуру и прочность.

Как было показано в работах Sofronis и Мак Кикинга [124], водород мигрирует и скапливается в областях с наибольшими растягивающими напряжениями. Водород, проникающий в вершину трещины, при малых значениях КИН скапливается в области, меньшей размера зерна, а уже с увеличением КИН, охватывает область в несколько зерен. Такая схема роста трещины в наводороженном материале, предложенная в Gerberich [79].

Инкубационный период развития трещины представляет собой время, которое необходимо для растворения окисной пленки в вершине трещины. При больших нагрузках пленка разрушается практически мгновенно, обеспечивая контакт среды с ювенильной поверхностью материала. При малых нагрузках для этого необходим более длительный промежуток времени. Качественно, схема роста трещины в наводороживаемом металле приведена в [21] (рис. 1.18).

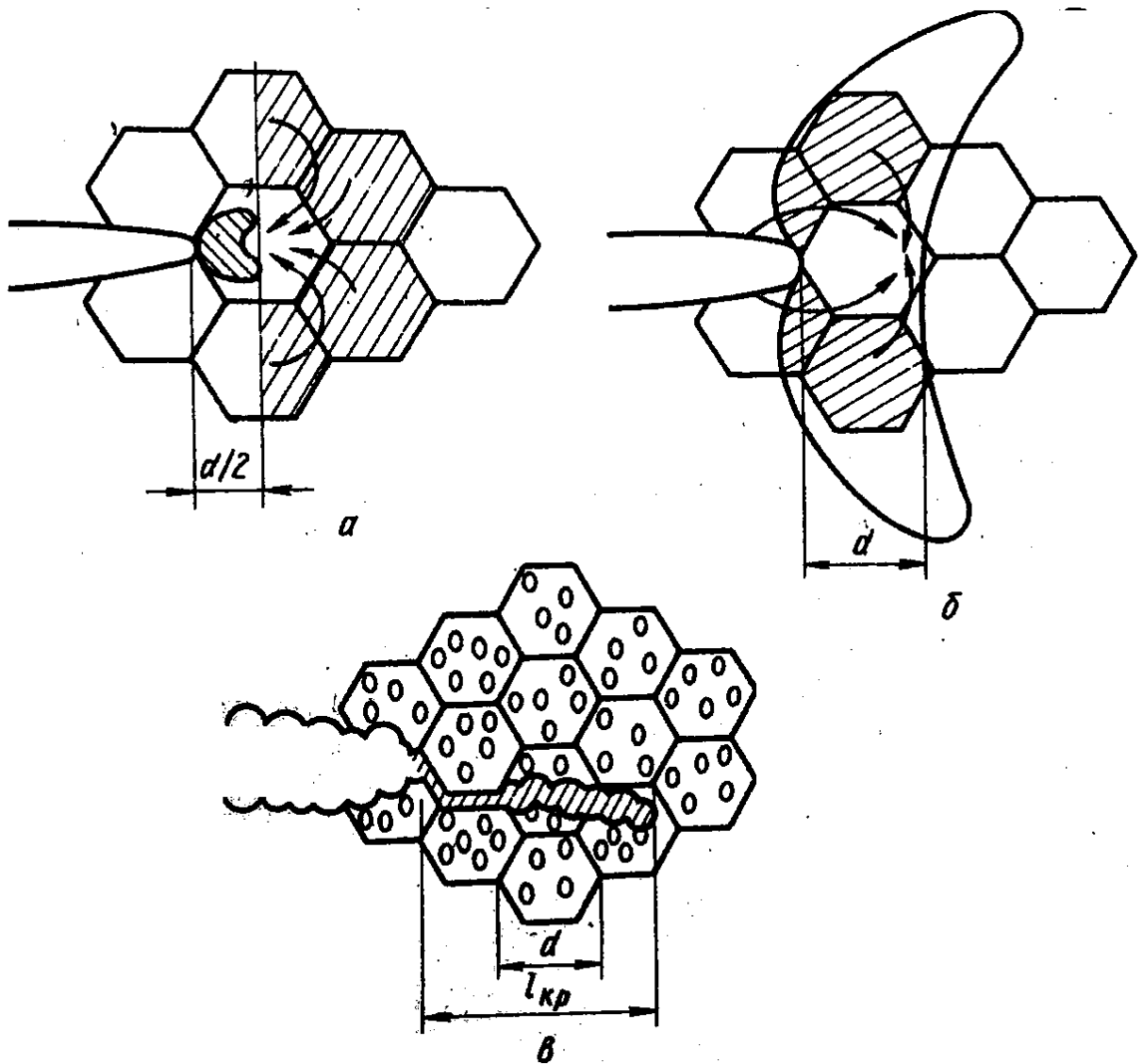


Рис. 1.18 - Схема роста трещины в наводороживаемом металле [21]:
 а) – высокий уровень K_I ; б) – промежуточный уровень K_I ; в) – низкий
 уровень K_I .

Для таких элементов конструкций, как трубопровод бокового экрана котла ТЭЦ, описаны случаи коррозионного разрушения, происходящего в стенке трубы при контакте с пароводяной смесью [5], [74]. В зависимости от химического состава пароводяной смеси, на поверхности трубы преобладают разные коррозионные процессы, что проиллюстрировано на рис. 1.19.

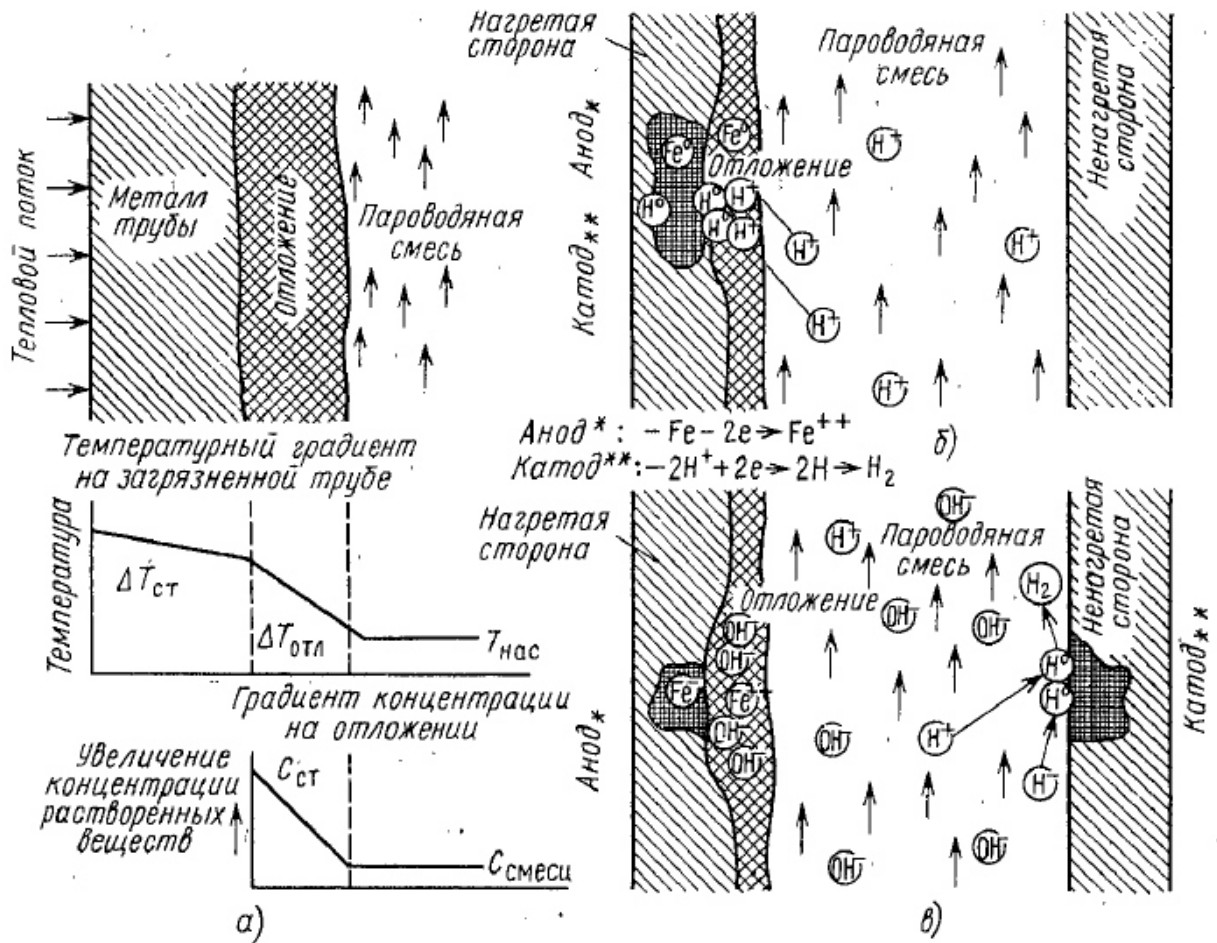


Рис. 1.19 - Схема коррозионных процессов [21]:

а - появление градиента температуры и концентрации при наличии внутренних отложений на экранной трубе, б - локальный коррозионный электрохимический элемент, функционирующий в кислой среде и приводящий к хрупкому водородному разрушению; в - локальный коррозионный электрохимический элемент, функционирующий в щелочной среде и приводящий к язвенному поражению или коррозии пятнами.

В зависимости от показателя pH скорость коррозии трубы определяется следующим образом:

1. При $pH < 7$ (кислая среда) скорость коррозии определяется скоростью восстановления ионов водорода. Ионы водорода, имеющиеся в котловой воде, из-за ее диссоциации или кислотных примесей

восстанавливаются до водорода и растворяются в металле. В результате происходит интенсивное насыщение металла водородом.

2. При $pH > 7$ (щелочная среда) образование ионов водорода сильно подавлено. Выделившиеся в пароводяной смеси ионы водорода объединяются в атомы и молекулы. При этом коррозионное поражение трубы также имеет место – наблюдается локальное растворение металла, но водородного охрупчивания, при этом, не наблюдается.

Большое внимание уделяют рассмотрению влияния водорода на скорость роста трещины при стационарных или возрастающих внешних нагрузках, например в [81] и [82], но особо стоит отметить работы ученых, результаты которых приведены ниже.

Wei и др. ([109] и [76]) для описания второй стадии роста трещин в высокопрочных сталях, находящихся под воздействием водородсодержащей среды при малом давлении и статическом нагружении, предлагает использовать зависимость, согласно которой, скорость роста трещины $\left(\frac{dl}{dt}\right)_{II}$ прямо пропорциональна давлению водорода в вершине трещины p_{H_2} и обратно пропорциональна квадратному корню из температуры T .

$$\left(\frac{dl}{dt}\right)_{II} = f\left(\frac{p_{H_2}}{\sqrt{T}}\right) \quad (1.7)$$

Такой вид зависимости для определения скорости роста трещин подтверждается результатами экспериментов [104], где определялись скорости роста трещин в образцах из высокопрочной легированной стали AISI 4340 в сероводороде при низком давлении.

В случае увеличения внешнего давления, распространение трещины определяется уже процессами диффузии водорода в область предразрушения. В работе [142] была получена зависимость для определения скорости роста трещины при высоких давлениях водорода для высокопрочных сталей:

$$\left(\frac{dl}{dt}\right)_{II} = \sqrt{p_{H_2} \cdot D_H} \exp\left(-\frac{E_a}{2RT}\right), \quad (1.8)$$

где E_a – энергия активации необходимая для диффузии водорода в материал.

При медленных процессах адсорбции водорода на поверхности материала, скорость роста трещины на второй стадии роста определяется по формуле ниже:

$$\left(\frac{dl}{dt}\right)_{II} = p_{H_2} \exp\left(-\frac{E_{abs}}{RT}\right) \quad (1.9)$$

где E_{abs} – энергия, необходимая для протекания адсорбционных процессов.

Gerberich [142] проводил исследования в области коррозионного растрескивания под напряжением, вызванного воздействием водорода на высокопрочные мартенситные стали, в которых основывался на предположении, что трещина страгивается при достижении концентрацией водорода некоторого предельного значения – предельной растворимости. В результате исследований им была получена формула для определения скорости роста трещин в высокопрочных мартенситных сталях на первой стадии их роста:

$$\left(\frac{dl}{dt}\right)_I = \frac{2 \cdot (1 + \mu) \cdot C_{ini} \cdot D_{eff} \cdot V_H \cdot K_I}{3 \cdot g^{1.5} \cdot (C^* - C_{ini}) \cdot R \cdot T}, \quad (1.10)$$

где C_{ini} – концентрация водорода в начальный момент времени, C^* – предельная растворимость водорода в металле, g – размер зерна металла, D_{eff} – константа диффузии, V_H – парциальный молярный объем водорода в материале, R – универсальная газовая постоянная.

Для описания второй стадии роста трещины Gerberich предложил зависимость:

$$\left(\frac{dl}{dt}\right)_{II} = \frac{9 \cdot C_{ini} \cdot D_{eff} \cdot V_H \cdot \sigma_T}{2 \cdot g \cdot (C^* - C_{ini}) \cdot R \cdot T}, \quad (1.11)$$

где σ_T – предел текучести материала.

Помимо зависимостей (1.10) и (1.11) Gerberich также была предложена формула для описания роста трещин на третьей стадии их роста:

$$\left(\frac{dl}{dt}\right)_{III} = \frac{9C_{ini} \cdot D_H \cdot V_H \cdot K_I^2}{2 \cdot \sigma_T \cdot E \cdot g^2 \cdot (C^* - C_{ini}) \cdot R \cdot T}, \quad (1.12)$$

где E – модуль упругости материала.

Однако, по зависимостям, полученным Gerberich, с увеличением размера зерна скорость роста трещин уменьшается, причем происходит это довольно быстро.

В дальнейшем Chen и Gerberich [65] было получено выражение для определения скорости роста трещин на второй стадии роста для ферритных высокопрочных сталей. Полученная зависимость выглядит следующим образом:

$$\left(\frac{dl}{dt}\right)_{II} = \frac{4D_{eff}}{\chi_{crit}} f(\vec{H}), \quad (1.13)$$

где $f(\vec{H})$ – функция, в которую входят различные параметры среды и материала, χ_{crit} – некоторое расстояние от вершины трещины.

Также существуют модели, описывающие рост трещин в металлах под влиянием водорода и статической нагрузки, содержащие меньшее количество неизвестных. К таким моделям относятся зависимости для скорости роста трещины в виде [138]:

$$\left(\frac{dl}{dt}\right) = f(K_I, t) \quad (1.14)$$

Одним из примеров таких зависимостей приводит Unger [140]: она представляет собой степенную функцию следующего вида:

$$\left(\frac{da}{dt}\right) = V_0 K_I^n \quad (1.15)$$

где V_0 и n – некоторые константы.

Существуют работы, например [56] и [54], в которых приведены формулы для построения кинетических диаграмм разрушения материалов под действием водородсодержащей среды при статическом нагружении,

описывающие определенные марки сталей. В частности, в приведенных работах проводились исследования по определению скорости роста трещин в высокопрочных сталях 45ХГС (AISI 4147) и AISI 4340.

Ниже приведена формула из статьи [56] для определения скорости роста трещины:

$$\left(\frac{dl}{dt}\right) = \frac{8B\alpha C_s^2 D m \delta_c \lambda (\alpha C_s + (1-\lambda)) \left(\exp\left(\frac{m a_p}{\delta_c \lambda}\right) - 1\right)}{32\alpha C_s m^2 \delta_c \lambda (1-\lambda) (\alpha C_s + (1-\lambda)) - B C_s \delta_c^2 \lambda^2 \pi (1-\lambda)^2 \left(\exp\left(\frac{m a_p}{\delta_c \lambda}\right) - 1\right)} - \frac{8D\delta_c \lambda m (1-\lambda) (2\alpha C_s (1-\lambda) + (1-\lambda)^2 + \alpha^2 C_s^2)}{32\alpha C_s m^2 \delta_c \lambda (1-\lambda) (\alpha C_s + (1-\lambda)) - B C_s \delta_c^2 \lambda^2 \pi (1-\lambda)^2 \left(\exp\left(\frac{m a_p}{\delta_c \lambda}\right) - 1\right)} \quad (1.16)$$

где $\delta_c, m, \alpha, B, D, C_s, a_p$ - параметры пары металл-среда; $\lambda = \delta/\delta_c$; δ_c - критическое раскрытие трещины в вершине.

1.5 Диффузия водорода в металлические материалы

Одним из основных моментов роста магистральных трещин в элементах конструкций с трещинами, находящихся в условиях водородсодержащих сред, является описание проникновения водорода внутрь материала таких элементов конструкций.

Проникновение водорода в металлические материалы происходит благодаря процессу диффузии. Диффузией называется перенос атомов вещества, обусловленный их хаотическим тепловым движением, в направлении уменьшения концентрации [14]. Диффузия атомов в кристаллической решетке осуществляется отдельными скачками из одного положения равновесия в другое, причем длины таких элементарных перемещений имеют порядок межатомных расстояний и составляют несколько десятых долей нанометра. За счет элементарных скачков атомы

могут перемещаться на большие расстояния. Возможны три механизма атомных скачков: взаимный обмен местами, движение по вакансиям и перемещение по междоузлиям (рис. 1.20). Обмен местами двух соседних атомов является простейшим актом диффузии (рис. 1.20, *a*). Однако при этом в плотноупакованной структуре атом должен преодолевать большой потенциальный барьер, что обусловлено необходимостью смещения соседних атомов. При кольцевом обмене (рис. 1.20, *б*) несколько атомов согласованно перемещаются на одно межатомное расстояние. При подобном перемещении потенциальный барьер, преодолеваемый атомом, меньше, чем в первом случае. Однако вероятность осуществления такого диффузионного механизма резко уменьшается с ростом числа атомов в кольце, так как при этом возрастает суммарная энергия элементарного акта перемещения. Механизм диффузии по вакансиям происходит следующим образом: вначале в кристаллической решетке образуются вакансии (рис. 1.20, *в*), затем атом примеси перескакивает на последнее место решетки, далее атомы последовательно перемещаются по кристаллу. Механизм замещения или диффузии атомов по междоузлиям (рис. 1.20, *г*) заключается в том, что происходит перескок атома из узла решетки в междоузлие и дальнейшее перемещение атома по междоузлиям в ближайшее вакантное место решетки.

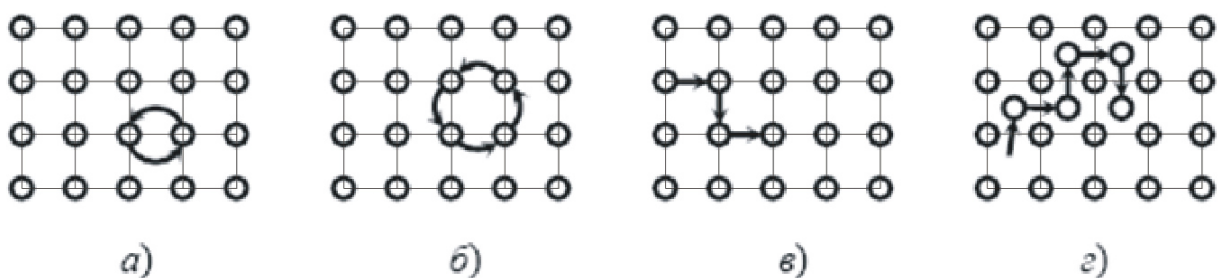


Рис. 1.20 - Механизм диффузионных перемещений атомов:

a – обмен местами соседних атомов; *б* – кольцевой обмен;

в, г – перемещение по вакансиям и междоузлиям соответственно.

По данным [90], [104], [122] и [121], именно диффузионный процесс является основным при доставке водорода в очаг разрушения. В приведенной выше литературе приведено описание влияния поверхностных процессов, таких как адсорбция, абсорбция, хемосорбция на кинетику роста трещин в металлах.

Диффузия происходит в направлении уменьшения концентрации вещества и ведет к равномерному распределению его по занимаемому объему. В большом количестве работ однонаправленная диффузия водорода описывается с помощью второго закона Фика [14]:

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \frac{\partial^2 C}{\partial x^2} \quad (1.17)$$

Ниже приведена иллюстрация, качественно иллюстрирующая второй закон Фика.

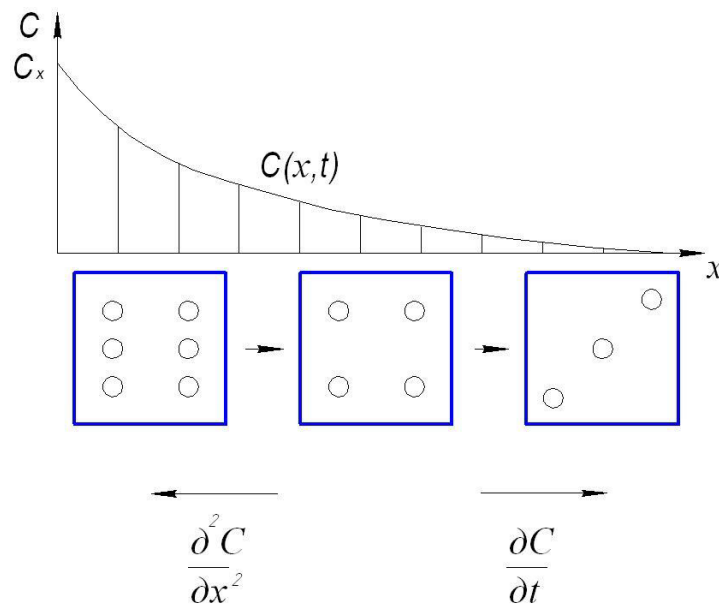


Рис. 1.21 - Схема диффузии атомов водорода.

Константа диффузии, в общем случае, зависит от температуры и подчиняется уравнению Аррейнуса:

$$D = D_0 \exp\left[-\frac{E_a}{RT}\right], \quad (1.18)$$

где E_a – энергия активации; T – абсолютная температура.

Фундаментальное решение уравнения (1.17) получено с помощью метода разделения переменных и суперпозиции частных решений Фурье для случая, когда на функцию концентрации накладывается только начальное условие $C(x,0) = f(x)$ [6]:

$$C(x,t) = \frac{1}{2\sqrt{\pi Dt}} \int_{-\infty}^{+\infty} f(\xi) e^{-\frac{(x-\xi)^2}{4Dt}} d\xi. \quad (1.19)$$

Учет граничного условия C_0 (рис. 1.22) на границе материал-среда приводит к решению уравнения (1.17), полученного в рядах [113]:

$$C(x,t) = C_0 \left(1 - \frac{x}{L} - \sum_{m=1}^{\infty} \frac{2}{m\pi} \sin\left(\frac{m\pi x}{L}\right) e^{-\frac{m^2\pi^2 Dt}{L^2}} \right), \quad (1.20)$$

где L – параметр.

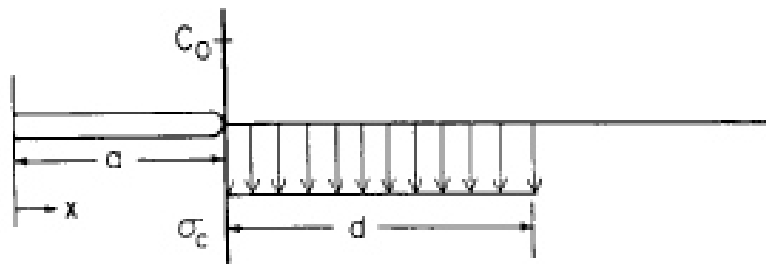


Рис. 1.22 - Граничное условие к уравнению диффузии.

Иногда при описании процесса диффундирования водорода в материалы используют не концентрацию, а давление водорода. При этом связь концентрации водорода с давлением осуществляется с помощью закона Сиверта:

$$C = K_0 \sqrt{p}, \quad (1.21)$$

где K_0 – константа, p – давление водорода.

Использовать уравнение (1.17) для описания процесса диффузии водорода в металлические материалы следует в том случае, когда градиенты напряжений достаточно малы или напряжения отсутствуют вовсе. В случае же наличия трещиноподобного дефекта пренебрегать градиентами

напряжений вблизи этого указанного дефекта, не следует. Так как процессы деформирования и диффузии в твердых телах взаимосвязаны, то внедрение диффундирующего вещества в твердое тело порождает в нем внутренние напряжения, а неоднородное поле напряжений, вызванное граничными и начальными условиями, способно влиять на диффузионную кинетику переноса вещества. Такие явления называются механодиффузионными. Основные уравнения механодиффузии [54] приведены ниже:

$$\frac{\partial C}{\partial t} = \nabla J; \quad (1.22)$$

$$J = \frac{DC}{k_B T} \nabla \mu_n, \quad (1.23)$$

где J – плотность потока диффундирующего водорода, k_B – постоянная Больцмана, μ_n – химический потенциал.

После несложных преобразований однонаправленное уравнение диффузии в поле напряжений выглядит следующим образом:

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \frac{\partial^2 C}{\partial x^2} + f([\Psi]) \frac{\partial C}{\partial x} \frac{\partial \tilde{\sigma}}{\partial x}, \quad C(x, 0) = C_0(x), \quad C(0, t) = C^0, \quad (1.24)$$

где $[\Psi]$ – вектор параметров среды и материала; $C_0(x)$ – начальное распределение водорода в материале; x – координата; C^0 – концентрация водорода в вершине трещины.

Попытки нахождения точного аналитического решения уравнения (1.24) были совершены в работах [69] и [141].

Для случая идеального упругопластического тела при аппроксимации гидростатического напряжения кусочно-линейной функцией решение уравнение (1.25), согласно [54], выглядит следующим образом

$$C(x, t) = \frac{2C^0 \sqrt{\tau} \exp[2m\xi - (4\tau)^{-1}]}{\xi \sqrt{\pi} \exp(m\xi) + 2\sqrt{\tau} \exp(-0,25\xi^2 \tau^{-1})}, \quad (1.25)$$

где $\xi = \frac{x}{2\delta}$; $\tau = \frac{Dt}{(2\delta)^2}$; $m = \frac{0,9\sigma_T V_H}{RT}$; σ_T – предел текучести материала.

Полученное автором выражение удовлетворительно описывает концентрацию водорода вблизи вершины трещины в образцах из высокопрочной стали AISI 4340 и AISI 4147 для определенных сочетаний концентрации водорода в среде и внешних нагрузок [54].

1.6 Влияние типа кристаллической решетки металла на растворимость водорода

Как отметил Birnbaum [60], для определения инкубационного периода роста трещины следует рассматривать механизмы перемещения водорода в материале, которые могут зависеть от типа кристаллической решетки.

Рассмотрим простейшие кубические решетки металлов: объёмно-центрированную кубическую решетку (ОЦК), свойственную α -Fe (см. рис. 1.23) и гранецентрированную кубическую решетку (ГЦК) (γ -Fe, см. рис. 1.23), имеющие пустоты, в которых может находиться водород. На рис. 1.23 приведены тетраэдрические и октаэдрические междуузлия, расположенные в ОЦК и ГЦК решетках.

$$\begin{cases} r_6 = 0,414R \\ r_4 = 0,225R, \end{cases} \quad (1.26)$$

где r – число атомов (шаров), окружающих междоузлие; R – радиус атома металла.

Из формулы (1.26) следует, что для ГЦК решеток октопоры больше тетрапор. ОЦК решетка менее плотно упакована по сравнению с ГЦК решеткой. В ОЦК решетке центры октопор расположены в середине ребер и центров граней куба, представляющего элементарную ячейку [12]. Октопора и тетрапора в ОЦК решетке представляет собой неправильный октаэдр и тетраэдр, соответственно.

Радиусы шаров, которые можно разместить в октаэдрах и тетраэдрах ОЦК решетки определяются, согласно [12], по формулам:

$$\begin{cases} r_6 = 0,115R \\ r_4 = 0,291R. \end{cases} \quad (1.27)$$

Из формулы (1.27) следует, что в ОЦК решетке тетрапоры больше ортопор. Сравнивая формулы (1.26) и (1.27), можно сделать вывод, что ортопоры в ОЦК решетке больше соответствующих в ГЦК.

Следует отметить, что атомные радиусы металлов не являются стабильной величиной и изменяются от типа кристаллической решетки, примесей внедрения и др.

По мнению авторов [12], в конструкционных и среднелегированных сталях, используемых, в частности, для труб паровых котлов, водород может размещаться в порах любого типа, но, обычно, большая его часть находится в меньших по размеру междоузлиях (тетрапорах в ГЦК решетке и ортопорах ОЦК решетки). Именно по этой причине авторы полагают, что растворимость водорода в ОЦК решетке при нормальных условиях меньше, чем в ГЦК решетке.

Кроме вышеуказанного, на степень растворимости водорода в металлах также влияет энергия межатомных взаимодействий (Me-Me, Me-H, H-H),

легирующие и примесные элементы, которые также могут занимать междоузлия и вступать в химическое взаимодействие с водородом.

Выводы по главе 1. Цели и задачи исследования

- 1) Выполненный обзор показал, что водород негативно влияет на механические характеристики многих контактирующих с ним конструкционных материалов различных элементов конструкций, что может привести к их преждевременному выходу из строя. Водород способен влиять на такие механические характеристики как предел прочности, модуль упругости, характеристики механики разрушения и др.
- 2) Вопросу распространения трещин при статической и циклической нагрузке в наводороживаемых элементах конструкций посвящено большое количество экспериментальных и теоретических работ.
- 3) Существующие к настоящему времени теоретические исследования, посвященные разработке моделей распространения трещин в элементах конструкций при циклическом нагружении с учетом воздействия водородсодержащих сред, имеют ряд недостатков: либо для описания проникновения водорода внутрь металла используется уравнение диффузии без учета влияния неоднородности поля напряжений вблизи вершины трещины, либо не учитывается начальная концентрация водорода в металле.
- 4) В настоящее время отсутствуют модели и соответствующие программные средства, позволяющие оценить долговечность и надежность элементов конструкций при статическом или циклическом нагружении в условиях водородсодержащей среды.

На основе проведенного литературного обзора поставлены следующие цели и задачи исследования:

Целью диссертационной работы является: разработка методики оценки роста трещин в элементах конструкций под действием статического и циклического нагружения в условиях водородсодержащей среды для обоснования исходного ресурса и **метода его продления при эксплуатации.**

Для реализации поставленной цели необходимо решить следующие **задачи:**

- Разработать методику для оценки концентрации водорода, диффундировавшего в вершину трещины из окружающей среды.
- Разработать методику для оценки скорости роста трещин в элементах конструкций из металлических материалов, находящихся под влиянием водородсодержащей среды и статического нагружения.
- Разработать критерий определения повреждений с отображением роли механического нагружения и кинетики диффундирования (концентрации) водорода в вершине распространяющейся трещины.
- Разработать методику для определения скорости роста трещин в элементах конструкций из металлических материалов, находящихся под влиянием водородсодержащей среды и циклического нагружения.
- Оценить справедливость предложенной методики на основе экспериментальных данных других авторов.
- Выполнить расчеты прочности и долговечности типовых элементов конструкций на стадии распространения трещин при нагружении в условиях водородсодержащей сред.
- Разработать методику и провести оценку надежности элементов конструкций из высокопрочных сталей при циклическом нагружении в условиях водородсодержащей среды с привлечением риск-анализа.

Глава 2. Методика роста магистральных трещин в элементах конструкций, находящихся под влиянием водородсодержащей среды и статическом нагружении

2.1 Общие положения методики роста трещин в материалах, находящихся в условиях водородсодержащей среды и статического нагружения

Как следует из экспериментальных работ других авторов [143], [72], [12], [74] и [104], водород **ускоряет** развитие трещин практически во всех металлических материалах. При этом происходит это может посредством двух различных механизмов [47]: зарождения в вершине **острой (хрупкой)** макротрещины и ее распространения вглубь металла, либо **путем** соединения со встречной микротрещиной [45]. При этом первый механизм распространения будет наблюдаться при многократном уменьшении когезионной прочности рассматриваемого металла [23]. Данные приведенные в [47] свидетельствуют о том, что в элементах конструкций из высокопрочных сталей, трещины распространяются по второму механизму.

Пусть в образце из сплошного и однородного материала в начальный момент времени имеется трещина первого типа длиной $2l_0$, растягивающая нагрузка вдали от трещины постоянна и равна $\tilde{\sigma}^\infty$, водород поступает в материал через вершину трещины и его поток $J_{H_2} = const$.

Основываясь на данных, приведенных в многочисленных литературных источниках, указанных в главе 1, можно полагать, что при нагружении тела с трещиной в окрестности ее вершины задолго до достижения предельного равновесного состояния $K_I = K_{Ic}$ формируются вероятностный очаг разрушения [47], [99].

Известно, что вероятностные очаги разрушения формируются на некотором расстоянии $a^d(l_0)$ от вершины макротрещины, которые зависят от предела текучести материала, пластичности, модуля упругости и т.д.

Страгивание трещины до достижения ею предельного равновесного состояния ($K_I = K_{Ic}$) можно объяснить тем, что трещиностойкость материала зависит от концентрации растворенного в нем водорода. Причем чем больше растворенного водорода в материале, тем ниже становится трещиностойкость, которая достигнет своего минимума при концентрации водорода равной предельной растворимости C^* . Свыше этой концентрации материал не способен «вместить».

Разработанная методика предполагает, что трещина подрастает скачкообразно, когда встречная микротрещина соединяется с магистральной трещиной. При этом возможно наличие инкубационного периода: в зоне предразрушения накапливается необходимое количество водорода для совершения акта подрастания трещины начальных размеров.

Математическое описание методики приведено ниже и представляет собой совместное решение двух различных по своей природе задач: изменение концентрации водорода в материале и обусловленный этим рост трещины.

$$\begin{cases} \frac{\partial C_a}{\partial t} = f_1([X], [Y], x_i, \tilde{\sigma}^\infty, C_a, l, t) \\ \frac{\partial l}{\partial t} = f_2([X], [Y], \tilde{\sigma}^\infty, C_a, l, t) \end{cases} \quad (2.1)$$

$$C(x, 0) = C_0(x); C(0, t) = C^0$$

где $C_0(x)$ - начальное распределение водорода в материале; C_a - средняя концентрация водорода в области предразрушения; x_i - координата; $[X]$ - вектор механических характеристик материала; $[Y]$ - вектор характеристик взаимодействия материала со средой; $\tilde{\sigma}^\infty$ - номинальные растягивающие напряжения вдали от трещины, не зависящие от концентрации водорода; l - текущая полудлина трещины; l_0 - начальная полудлина трещины.

В основе разработанной методики лежат следующие положения:

- Водород поступает непосредственно в вершину трещины, не проникая в материал через ее берега. Как показано в различных литературных источниках, водород всегда стремится попасть в области материала с наибольшими растягивающими напряжениями, т.е. в вершину трещины. Более того, если на теле образуется оксидная пленка, препятствующая проникновению водорода, то при нагружении такого тела растягивающими усилиями возможен разрыв пленки, начиная именно с вершины трещины, ввиду концентрации напряжений. Поэтому полагаем, что оксидная пленка в вершине трещины отсутствует.
- Водород проникает в материал благодаря процессу диффузии.
- Рассматривается однонаправленная задача проникновения водорода в материал. Водород проникает в вершину трещины, распространяясь, как показано на рис. 2.1;

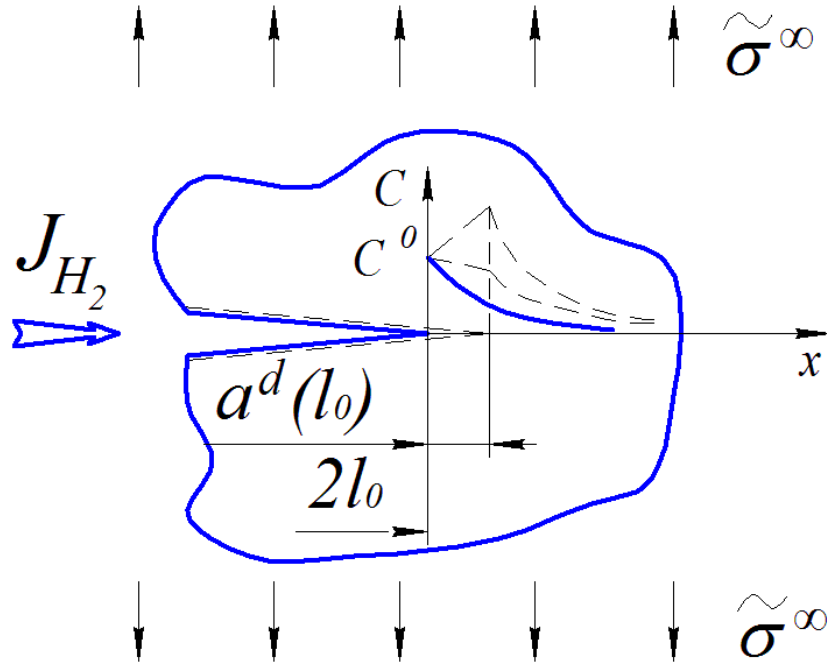


Рис. 2.1 - Распределение водорода вблизи вершины трещины.

- Материал считается идеально-упругим. Напряжения вблизи вершины трещины изменяются по гиперболическому закону.

- Номинальные растягивающие напряжения $\tilde{\sigma}^\infty$ не зависят от концентрации водорода в материале.
- Концентрация водорода в вершине трещины постоянна и равна C^0 .

Адекватность разработанной автором методики проверена при варьировании различных исходных данных; достоверность - сопоставлением полученных кинетических диаграмм разрушения с приведенными в литературе экспериментальными данными [27].

2.2 Качественное описание роста трещины

Как было упомянуто выше, трещиностойкость материала изменяется из-за проникновения в него водорода [63]. В связи с тем, что водород скапливается вблизи вершины трещины, механические характеристики материала в этой области тела могут отличаться от соответствующих в других областях этого тела. Поэтому в разработанной автором методике взамен K_{Ic} и K_I введены условная трещиностойкость (УТ) \tilde{K}_{Ic} и условный коэффициент интенсивности напряжений (УКИН) \tilde{K}_I , соответственно. УКИН характеризуют поле напряжений в наводороженной области, вблизи вершины трещины [136].

Предельное состояние при росте трещины в наводороживаемом материале принимаем в виде:

$$\tilde{K}_I(\tilde{\sigma}^\infty, l) \geq \tilde{K}_{Ic}(\bar{C}_a), \quad (2.2)$$

где $\tilde{K}_I = \tilde{\sigma}^\infty \sqrt{\pi l} Y$; $\tilde{\sigma}^\infty$ - растягивающее напряжение вдали от области наводороживания (рис. 2.2); Y - К-тарировка; \bar{C}_a - средняя концентрация водорода в области предразрушения a^d .

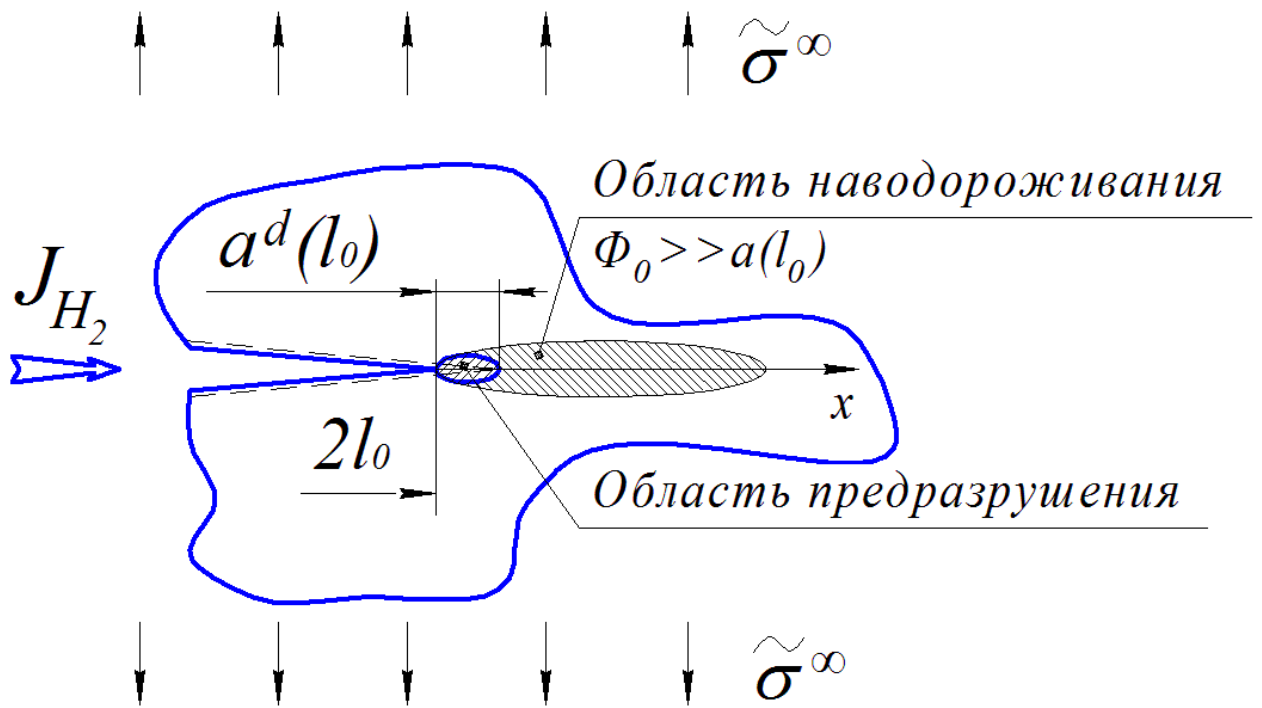


Рис. 2.2 – Области наводороживания и предразрушения.

Различные экспериментальные данные, например, приведенные в [18], свидетельствуют о том, что скорость роста трещины в наводороживаемом образце зависит от конкретной пары среда-материал. Было установлено [143], [104] и [56], что ряд высокопрочных сталей, со временем, охрупчивается при контакте с водородсодержащей средой, что приводит к уменьшению их трещиностойкости. С целью обобщения экспериментальных данных введен параметр Ω , связывающий текущую концентрацию водорода на границе среда-материал C^0 с максимальной растворимостью водорода в материале C^* $\Omega = C^0 / C^*$ [133].

Указанное выше приводит к необходимости введения в рассмотрение некоторого предельного состояния (критерия), обуславливающего начало роста (страгивания) трещины. При этом критерий должен быть составлен таким образом, чтобы трещина страгивалась при отсутствии в материале водорода, т.е. при $\bar{C}_a = 0$ (средняя концентрация водорода в области предразрушения)

$$\begin{cases} \tilde{K}_I - \tilde{K}_{Ic}^0 = 1 \\ \frac{\bar{C}_a}{C^*} = 0, \end{cases} \quad (2.3)$$

где \tilde{K}_{Ic}^0 - условная трещиностойкость ненаводороженного материала.

В том случае, если концентрация водорода достигла предельной растворимости $\bar{C}_a = C^* = C^0 / \Omega$, значение УКИН должно быть равно условной трещиностойкости материала \tilde{K}_{Ic}^*

$$\begin{cases} \tilde{K}_I - \tilde{K}_{Ic}^* = 0 \\ \frac{\bar{C}_a}{C^*} = 1 \end{cases} \quad (2.4)$$

Основываясь на предложениях, выдвинутых в работах [107], [116] и [80], а также рассуждениях, приведенных выше (см. (2.3) и (2.4)), автором введен в рассмотрение двухпараметрический критерий прочности, связывающий критерии механики разрушения материала и кинетики диффундирования (концентрации) водорода в вершину распространяющейся трещины [134], [117], [108]

$$\left(\frac{\tilde{K}_I - \tilde{K}_{Ic}^*}{\tilde{K}_{Ic}^0 - \tilde{K}_{Ic}^*} \right)^{\alpha_1} + \left(\Omega \frac{\bar{C}_a}{C^0} \right)^{\beta_1} = 1, \quad (2.5)$$

где \tilde{K}_{Ic}^* - УТ материала при концентрации водорода в области предразрушения a^d равной C^0 / Ω ; $\tilde{\sigma}^\infty$ - растягивающие напряжения вдали от трещины; α_1, β_1 – константы.

Экспериментальные данные, например, приведенные в [52], показывают, что зависимость (2.5) позволяет в полной мере описать изменение трещиностойкости материала от концентрации поглощенного водорода.

С увеличением концентрации водорода в материале трещиностойкость может уменьшаться. Это позволяет предположить, что характер изменения кривой по уравнению (2.5) будет соответствовать приведенному на рис. 2.3.

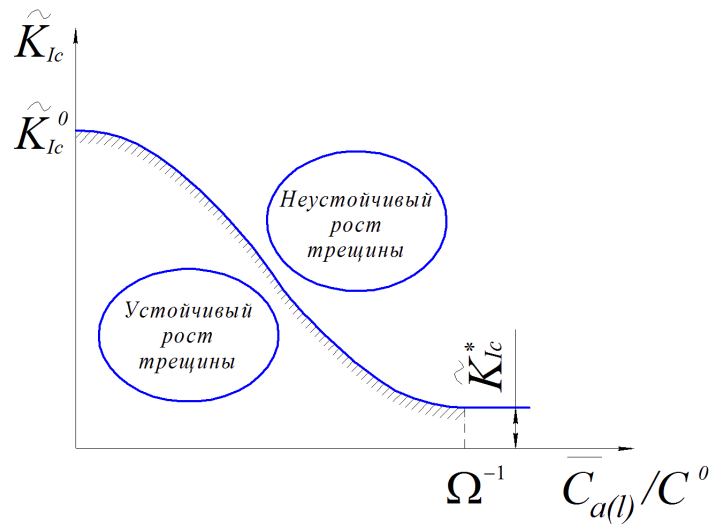


Рис. 2.3 – Качественный график изменения условной трещиностойкости материала от концентрации водорода.

Как следует из анализа приведенной на рис. 2.3 кривой, условия работы разработанной методики роста трещины в элементах конструкций под воздействием водородсодержащей среды и статической нагрузки следующие [41]:

$$\tilde{K}_{Ic}^* \leq \tilde{K}_I \leq \tilde{K}_{Ic}^0. \quad (2.6)$$

Помимо этого, при достижении концентрации водорода предельной растворимости условная трещиностойкость материала достигает величины \tilde{K}_{Ic}^* и далее не изменяется (предельная растворимость).

Кривая изменения трещиностойкости материала, приведенная на рис. 2.3, разделяет область графика на две части: левая – происходит аккумуляция водорода в металле (инкубационный период роста трещины) или устойчивый рост макротрещины, правая – неустойчивый рост трещины, который происходит, если концентрация водорода в области предразрушения a^d выше некоторой предельной \bar{C}_a для трещины текущей длины.

Показанная кривая характеризует предельное равновесие тела с трещиной, подверженного совместному действию нагрузки и водородсодержащей среды.

Предполагается, что максимальные напряжения вблизи вершины трещины прямо пропорциональны УКИН:

$$\tilde{\sigma} \cong \frac{\tilde{K}_I}{\sqrt{\pi \cdot x}}. \quad (2.7)$$

Как известно, наличие остаточных напряжений (при отсутствии внешних) может приводить к распространению трещин при значительных концентрациях водорода. В рамках разработанной методики предполагается, что трещины в элементах конструкций не распространяются только от воздействия водородсодержащей среды, т.е. разрушение по механизму вынужденного водородного растрескивания не происходит. Рост трещин возможен только при совместном действии нагрузки и водородсодержащей среды.

2.3 Теоретическая схема роста магистральной трещины в теле под воздействием водорода и статической нагрузки

Рассмотрим акт подрастания магистральной трещины в рамках разработанной методики. Предположим, что в начальный момент времени в области предразрушения рассматриваемой трещины было некоторое количество водорода. В таком случае, если определить УКИН и безразмерную среднюю концентрацию водорода в области предразрушения $\tilde{C}_{a(l)} = C_{a(l)} / C^0$, и отобразить эти данные на диаграмме трещиностойкости, то можно видеть, что полученная точка P_0^1 лежит левее предельной кривой, (рис. 2.4).

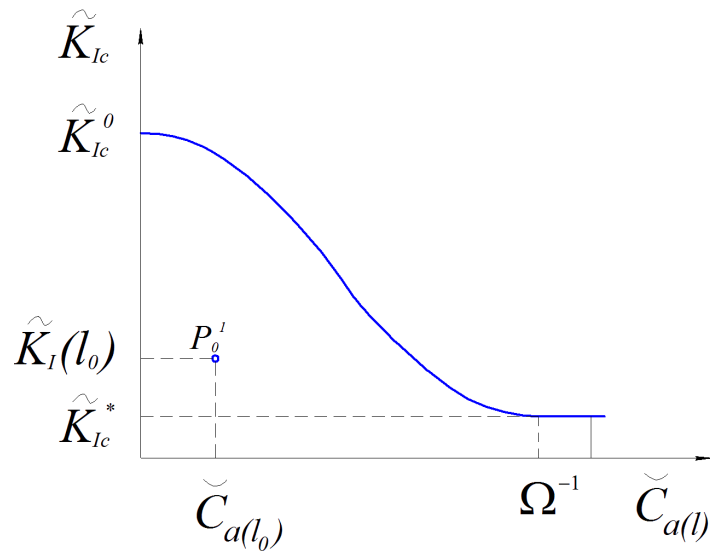


Рис. 2.4 - Начальная точка на диаграмме трещиностойкости материала.

При постоянном поступлении водорода в вершину трещины со временем его концентрация в области предразрушения увеличивается.

Накопление водорода происходит до тех пор, пока рассматриваемая траектория начальной точки не пересечет предельную кривую, как показано на рис. 2.5.

В том случае, если средняя концентрация водорода в области предразрушения в начальный момент времени достаточна для страгивания трещины, начальная точка P_0^1 будет лежать правее предельной кривой, приведенной на рис. 2.5.

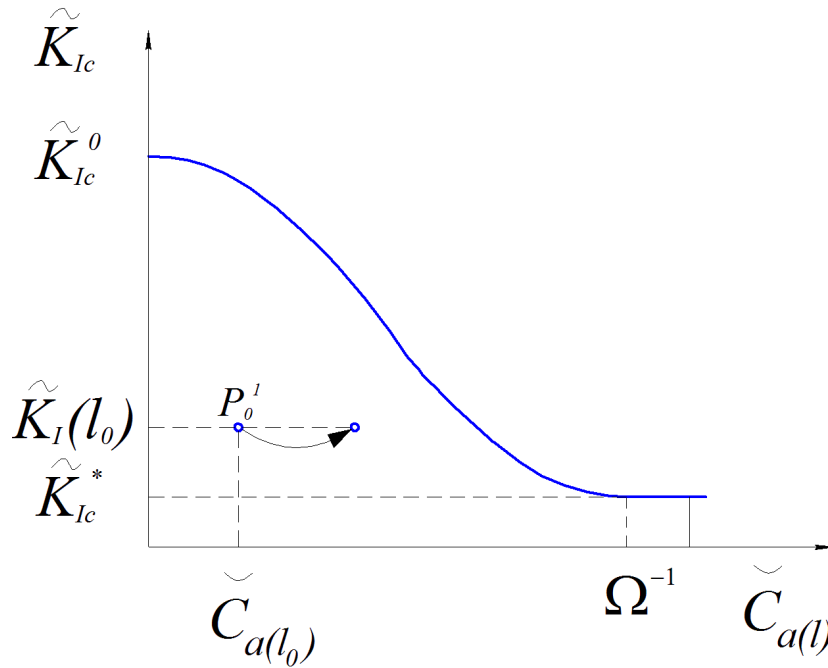


Рис. 2.5 - Накопление водорода вблизи вершины трещины.

При пересечении рассматриваемой траектории предельной кривой справедливо критериальное соотношение (2.5), т.е. $\tilde{K}_I = \tilde{K}_{Ic}(\tilde{C}_{a(l_0)}(t^*(a^d(l_0))))$ и трещина скачкообразно подрастает на размер области предразрушения a^d . Длина трещины становится равной $2(l_0 + a(l_0))$. Скачкообразный подрост рассматриваемой макротрещины можно видеть на рис. 2.6.

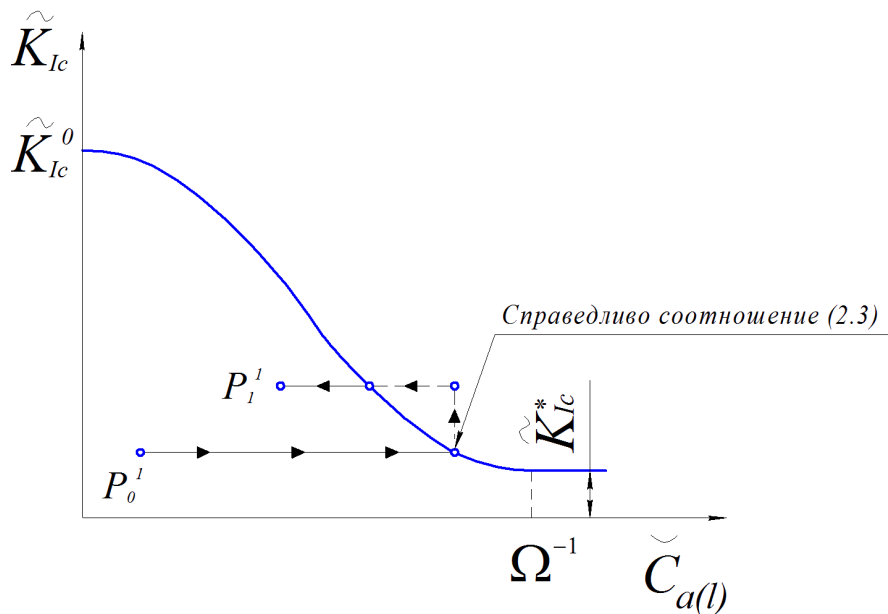


Рис. 2.6 - Скачкообразный подрост трещины.

В разработанной методике полагается, что размер области предразрушения охватывает все большее количество зерен с ростом трещины [136] (рис. 2.7).

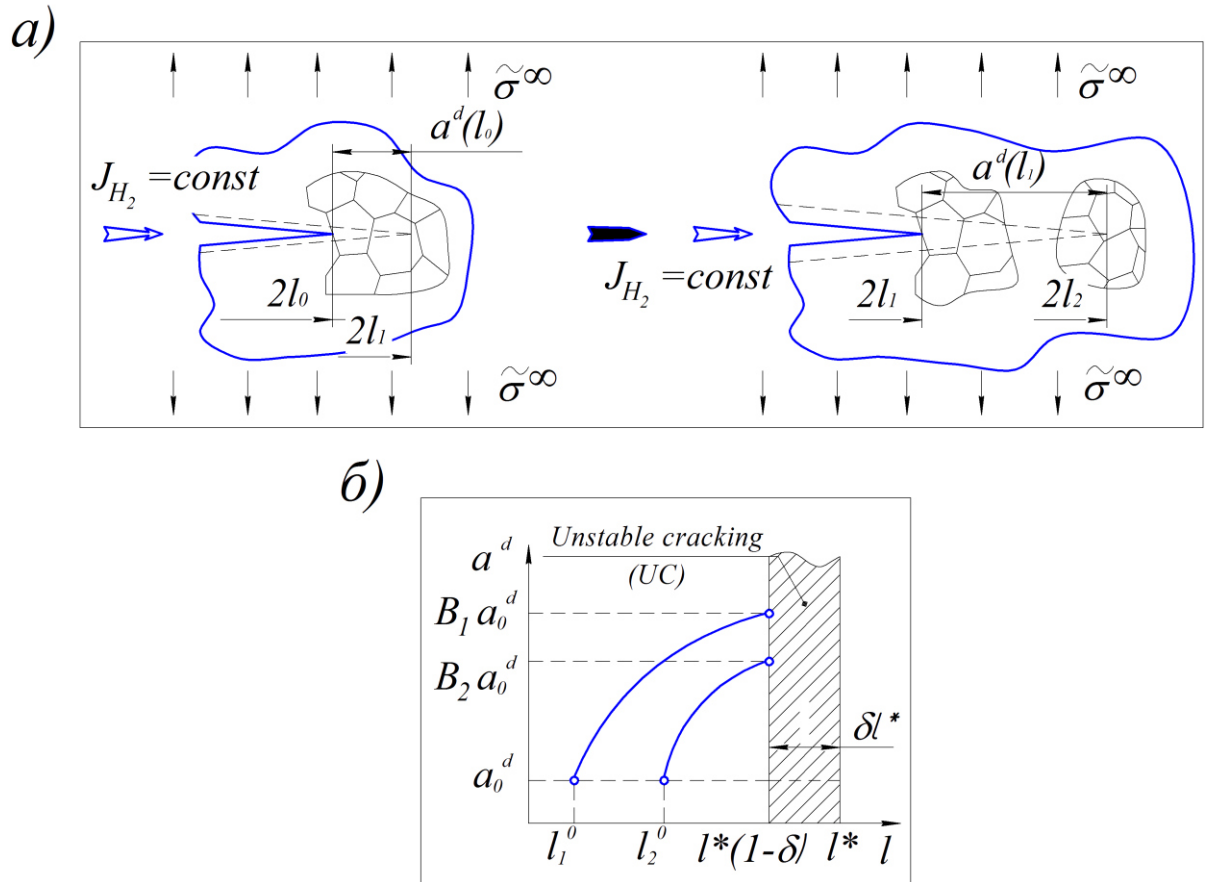


Рис. 2.7 – К распространению трещины по методике, предложенной автором [136]:

а) рост трещины; б) размер области предразрушения.

В рамках разработанной методики принято, что трещина начинает расти лавинообразно в том случае, если $l \geq L_{fr}^*$. Величина L_{fr}^* - предельно-допустимая длина трещины, которая определяется по соотношению

$$L_{fr}^* = l^*(1 - \delta), \quad (2.8)$$

где δ – коэффициент, $l^* = (\tilde{K}_{Ic}^0)^2 / (\pi \cdot Y^2 \cdot \tilde{\sigma}^{\infty 2})$.

Длина области предразрушения является функцией нескольких параметров $a^d = a^d(l, \delta, l_0, l^*, a_0^d, B, \alpha_2, \beta_2)$ и определяется по формуле, предложенной автором [120], [34]

$$\left(\frac{a^d - a_0^d}{a_0^d (B-1)} \right)^{\alpha_2} + \left(\frac{l^* (1-\delta) - l}{l^* (1-\delta) - l_0} \right)^{\beta_2} = 1 \quad (2.9)$$

где $a_0^d, B, \alpha_2, \beta_2$ - параметры.

С помощью разработанной методики возможно описать дискретный процесс роста трещины, который включает в себя инкубационную, устойчивую, а также неустойчивую стадии роста трещины. Описание этих стадий с помощью разработанной методики возможно с помощью шести диаграмм, приведенных на рис. 2.8, и приведено ниже.

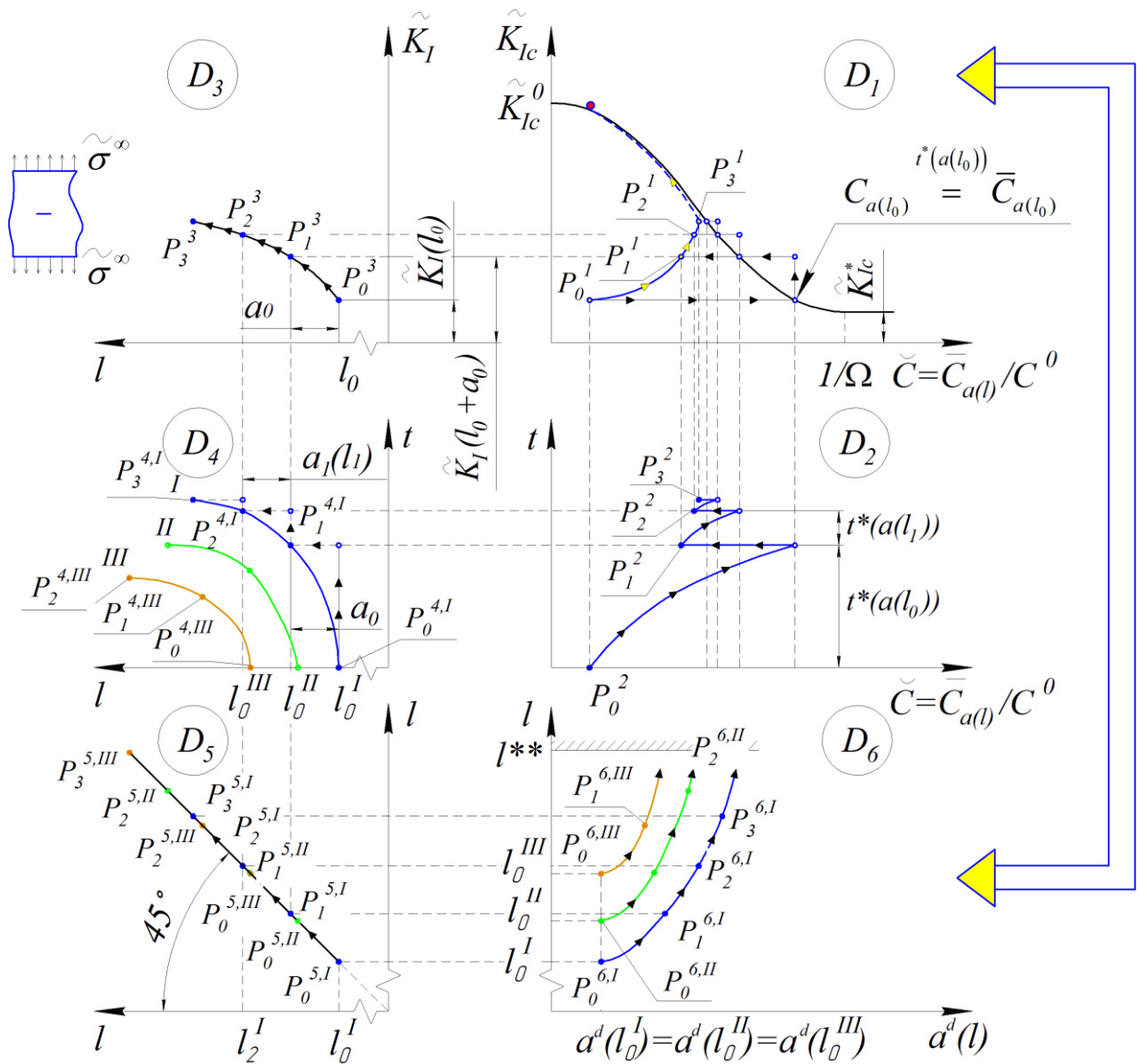


Рис. 2.8 - Схема моделирования роста трещины в наводороживаемом образце при действии постоянной нагрузки, предложенная автором, см. [117].

Качественно предлагаемую моделирования роста трещины в наводороживаемом материале описывается с помощью шести диаграмм, приведенных на рис. 2.8 [137]. Диаграммы наглядно демонстрируют связь двух задач: задачи механики разрушения (D_3) и задачи диффузионного проникновения водорода в материал (D_2), связанные друг с другом предельной кривой изменения трещиностойкости (2.5) и зависимостью (2.9), отражающей подрост трещины (D_6).

Ниже приведено детальное описание диаграмм, представленных на рис. 2.8.

На *первой стадии*, во время инкубационного периода, происходит накопление водорода в области предразрушения $a^d(l_0)$ вблизи вершины трещины. Предположим, что в начальный момент времени в области предразрушения рассматриваемой трещины существует некоторое количество водорода. В связи с этим, $\bar{C}(P_0^1) > 0$. Проекция точки P_0 на диаграммы D_2 и D_3 определяют точки P_0^2 и P_0^3 , соответственно. Точка P_0^6 определяется из соотношения (2.9). Точка на диаграмме D_5 определяется по текущей длине трещины.

При постоянном поступлении водорода в вершину трещины с течением времени его концентрация в области предразрушения увеличивается. Поэтому (см. диаграмму D_1 на рис. 2.8) точка P_0^1 движется вправо до тех пор, пока ее траектория не пересечется с кривой, представленной на диаграмме

$$D_1, \text{ т.е. до наступления условия } C_{a^d(l_0)} = \bar{C}_{a^d(l_0)}.$$

Увеличение концентрации с течением времени дублируется на диаграмме D_2 , которая представляет собой решение задачи диффузии водорода в материал. В момент времени, когда траектория точки P_0^1 пересечет предельную кривую, трещина подрастет на размер области предразрушения и ее длина составит $2(l_0 + a^d(l_0))$. Время, необходимое трещине для инкубационного периода составляет $t^*(a^d(l_0))$.

После завершения инкубационной стадии роста, трещина переходит в стадию устойчивого роста (вторая стадия). Точка P_1^1 является начальной и далее процесс повторяется по вышеописанной схеме, при этом на каждой итерации в области предразрушения трещины присутствует свое уникальное распределение водорода.

При достижении точкой P_1^1 предельной кривой отмечается время $t^*(a^d(l_1))$, которое характеризует подрост трещины на величину области предразрушения $a^d(l_1)$. Таким образом, отмечая времена и величины текущих длин трещин, можно получить искомую кривую роста трещины $l(t)$ (диаграмма D_4) и кинетическую диаграмму роста трещины.

Устойчивый рост трещины будет обеспечен, если начальная средняя концентрация в области предразрушения меньше предельной для текущей длины трещины, иными словами, если начальная точка P_i^1 для i -й итерации находится левее предельной кривой изменения трещиностойкости.

Третья стадия представляет собой лавинообразный (неустойчивый) рост трещины. Данная стадия наблюдается в случае преобладания величины начальной средней концентрации водорода в зоне предразрушения трещины над предельно допустимым значением концентрации. При этом начальная точка P_i^1 для i -й итерации находится правее кривой изменения трещиностойкости материала. Для случая, приведенного на рис. 2.8, такой точкой является P_5^1 .

Диаграмма D_4 является искомой и определяется после построения предыдущих трех диаграмм. Приближенно, скорость роста трещины на каждом этапе ее подраста определяется по соотношению:

$$\left(\frac{\partial l}{\partial t}\right)_i \approx \left(\frac{a^d(l)}{t^*(a^d(l))}\right)_i \quad (2.10)$$

Зная скорость роста трещины можно построить кинетическую диаграмму роста трещины в условиях наводороживания $v(\tilde{K}_i)$ и провести

сопоставление с экспериментальными данными для определенных сочетаний пар среда-металл, что выполнено автором в параграфе 2.8.

2.4 Перенос водорода в металл

Перенос водорода в металлах может происходить по двум различным механизмам: транспортировка движущимися дислокациями и диффузия. В рамках данной работы будем считать, что перенос водорода в область предразрушения целиком определяется процессом диффузии, что подтверждается данными из источников, полученных путем испытания образцов из высокопрочных сталей [86], [87]. Следует отметить, что сравнение полученных автором результатов проводилось именно для высокопрочных сталей, для которых определяющим механизмом переноса водорода является именно процесс диффузии.

Для описания процесса однонаправленной диффузии водорода в поле напряжений используется уравнение, приведенное в [129]:

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \frac{\partial^2 C}{\partial x^2} + f([\Psi]) \frac{\partial C}{\partial x} \frac{\partial \tilde{\sigma}}{\partial x}, \quad (2.11)$$

где x - координата, t - время, $C = C(x, t)$ - функция распределения концентрации водорода в материале $\tilde{\sigma}$ - напряжение; $[\Psi]$ - вектор параметров среды и материала; $f([\Psi]) = \frac{DV_H}{RT} \frac{1}{3} \sqrt{\frac{2}{\pi}}$ для плоского напряженного состояния (ПНС) и $f([\Psi]) = \frac{DV_H}{RT} \frac{1}{3} \sqrt{\frac{2}{\pi}} (1 + \mu)$ для плоского деформированного состояния (ПДС); μ - коэффициент Пуассона; D - коэффициент диффузии; R - универсальная газовая постоянная; T - температура; V_H - парциальный молярный объем водорода в металле; C^0 - концентрация водорода на границе среда-металл; $C(x, 0) = C_0(x)$ - начальная концентрация водорода в материале; $C(0, t) = C^0$ - концентрация водорода в вершине трещины.

Для нулевого начального условия, существует точное общее однородное решение уравнения (2.11) [21]. Очевидно, что такое решение непригодно при описании рассматриваемого роста трещины, так как на каждой итерации подраста трещины вблизи ее вершины будет новое уникальное распределение водорода. В связи с этим в следующем разделе был предложен метод приближенного решения уравнения (2.11).

2.5 Оценка концентрации водорода вблизи вершины трещины

Накопление водорода в области предразрушения подразумевает определение распределения концентрации водорода в материале и его изменение при варьировании ряда входных данных, к которым относятся, например, механические параметры материала, параметры водородсодержащей среды и др.

Определить функцию распределения концентрации водорода вблизи вершины трещины можно, решив уравнение (2.11). Выразим напряжения через УКИН и подставим в уравнение однонаправленной диффузии.

$$\frac{\partial C}{\partial t} \approx D \frac{\partial^2 C}{\partial x^2} - f([\Psi]) \frac{\tilde{K}_I}{2\sqrt{\pi x} \sqrt{x}} \frac{\partial C}{\partial x}. \quad (2.12)$$

УКИН определяется по соотношению (2.13).

$$\tilde{K}_I = \tilde{\sigma}^\infty \sqrt{\pi l Y}, \quad (2.13)$$

где $\tilde{\sigma}^\infty$ - растягивающее напряжение вдали от области наводороживания, представленное на рис. 2.2.

Равенство (2.12) приближенное, так как было принято, что напряжение $\tilde{\sigma}^\infty$ не зависит от концентрации водорода в материале.

Для приближенного определения распределения концентрации водорода вблизи вершины трещины воспользуемся методом Бубнова-Галеркина [17]. Представим функцию концентрации водорода в следующем виде:

$$C(x,t) \approx A(t)\varphi(x), \quad (2.14)$$

где $A(t)$ - функция, зависящая от времени, $\varphi(x) = \varphi_1 \exp(\varphi_2 \cdot x)$ - координатная функция, φ_1, φ_2 - константы.

Подставим функцию концентрации (2.14) в выражение (2.12) и получим невязку:

$$R(x,t) = \dot{A}\varphi(x) - DA\varphi'' + \frac{\tilde{K}_1 f([\Psi])}{2\sqrt{\pi x}\sqrt{x}} A\varphi'. \quad (2.15)$$

Ортогонализируем выражение (2.15), к координатной функции по области наводороживания $\Phi \gg a(l)$.

$$\int_{\Phi} R(x,t)\varphi(x)dx = 0. \quad (2.16)$$

Подставив (2.15) в (2.16), получим:

$$\int_{\Phi} \left(\dot{A}\varphi^2 - DA\varphi''\varphi + \frac{\tilde{K}_1 f([\Psi])}{2\sqrt{\pi x}\sqrt{x}} A\varphi'\varphi \right) dx = 0. \quad (2.17)$$

После некоторых преобразований, получим:

$$\frac{dA}{dt} \int_{\Phi} \varphi^2 dx = DA \int_{\Phi} \varphi''\varphi dx - \frac{\tilde{K}_1 f([\Psi])}{2\sqrt{\pi}} A \int_{\Phi} \varphi'\varphi \frac{1}{x\sqrt{x}} dx. \quad (2.18)$$

В результате разделения переменных имеем:

$$\frac{dA}{A} = \frac{D \int_{\Phi} \varphi''\varphi dx - \frac{\tilde{K}_1 f([\Psi])}{2\sqrt{\pi}} \int_{\Phi} \varphi'\varphi \frac{1}{x\sqrt{x}} dx}{\int_{\Phi} \varphi^2 dx} dt. \quad (2.19)$$

Проинтегрировав дифференциальное уравнение (2.19), получим:

$$\ln \left(\frac{A}{A_0} \right) = \frac{D \int_{\Phi} \varphi''\varphi dx - \frac{\tilde{K}_1 f([\Psi])}{2\sqrt{\pi}} \int_{\Phi} \varphi'\varphi \frac{1}{x\sqrt{x}} dx}{\int_{\Phi} \varphi^2 dx} t. \quad (2.20)$$

Выразим из (2.20) функцию $A(t)$:

$$A(t) = A_0 \exp \left(\frac{D \int_{\Phi} \varphi'' \varphi dx - \frac{\tilde{K}_I f([\Psi])}{2\sqrt{\pi}} \int_{\Phi} \varphi' \varphi \frac{1}{x\sqrt{x}} dx}{\int_{\Phi} \varphi^2 dx} t \right). \quad (2.21)$$

Приняв во внимание выражение (2.21), распределение концентрации водорода вблизи вершины трещины можно записать в следующем виде:

$$C(x, t) \approx A_0 \varphi \exp \left(\frac{D \int_{\Phi} \varphi'' \varphi dx - \frac{\tilde{K}_I f([\Psi])}{2\sqrt{\pi}} \int_{\Phi} \varphi' \varphi \frac{1}{x\sqrt{x}} dx}{\int_{\Phi} \varphi^2 dx} t \right). \quad (2.22)$$

Константу A_0 , входящую в функцию (2.22), можно уточнить, воспользовавшись методом наименьших квадратов (МНК). Для этого необходимо принять во внимание начальное распределение водорода вблизи вершины трещины. Пусть квадрат разности между величиной начальной концентрации $C_0(x)$ и концентрацией, определенной по выражению (2.22), стремится к минимуму в области наводороживания Φ [46]:

$$\int_{\Phi} [C_0(x) - C(x, 0)]^2 dx \rightarrow \min. \quad (2.23)$$

Подставив в (2.23) зависимость (2.22) получим:

$$\int_{\Phi} [C_0(x) - A_0 \varphi(x)]^2 dx \rightarrow \min. \quad (2.24)$$

Согласно [26], необходимо продифференцировать выражение (2.24) по A_0 для уточнения искомого параметра:

$$\frac{\partial}{\partial A_0} \left\{ \int_{\Phi} [C_0(x) - A_0 \varphi(x)]^2 dx \right\} = 0. \quad (2.25)$$

Воспользуемся свойством перестановки операций дифференцирования и интегрирования:

$$\int_{\Phi} \frac{\partial}{\partial A_0} [C_0(x) - A_0 \varphi(x)]^2 dx = 0. \quad (2.26)$$

Продифференцировав подынтегральное выражение, получим:

$$2 \int_{\Phi} [C_0(x) - A_0 \varphi(x)] \varphi(x) dx = 0. \quad (2.27)$$

Выразим величину A_0 из выражения (2.27):

$$A_0 = \frac{\int_{\Phi} C_0(x) \varphi(x) dx}{\int_{\Phi} \varphi^2(x) dx}. \quad (2.28)$$

Если представить начальное распределение водорода вблизи вершины трещины в виде $C_0(x) = C^0 G(x)$ ($G(x)$ - координатная функция, описывающая начальное распределение водорода в области наводороживания), то искомая константа A_0 определяется по выражению:

$$A_0 = C^0 \frac{\int_{\Phi} G(x) \varphi(x) dx}{\int_{\Phi} \varphi^2(x) dx}. \quad (2.29)$$

В результате преобразований, детально приведенных выше, приближенная аналитическая зависимость распределения концентрации водорода вблизи вершины рассматриваемой трещины I-го типа, приведена ниже:

$$C(x, t) \approx C^0 \varphi(x) \frac{\int_{\Phi} G(x) \varphi(x) dx}{\int_{\Phi} \varphi(x)^2 dx} \exp \left(\frac{-\tilde{K}_I f([\Psi]) \frac{\int_{\Phi} \varphi'(x) \varphi(x) \frac{dx}{x\sqrt{x}}}{2\sqrt{\pi}} + D \int_{\Phi} \varphi''(x) \varphi(x) dx}{\int_{\Phi} \varphi(x)^2 dx} t \right). \quad (2.30)$$

Полученное приближенное распределение концентрации водорода вблизи вершины трещины является решением уравнения диффузии, обобщающем закон Фика, содержащим слагаемое с градиентом гидростатического напряжения. Искомая функция (2.30) зависит от начального распределения концентрации водорода в металле, представленной в виде координатной функции, которая на каждом акте подраста макротрещины уникальна. Далее рассмотрим использование

полученной функции распределения концентрации водорода для оценки времени подраста трещины на величину области предразрушения.

2.6 Предельное равновесие тела с трещиной

С течением времени, вблизи вершины трещины происходит накопление водорода при $J_H = \text{const}$. Накопление водорода происходит до тех пор, пока концентрация не станет равной предельной, что определяется:

$$\bar{C}_a = \frac{C^0}{\Omega} \beta \sqrt[1 - \left(\frac{\tilde{K}_I - \tilde{K}_{Ic}^*}{\tilde{K}_{Ic}^0 - \tilde{K}_{Ic}^*} \right)^\alpha]{1} . \quad (2.31)$$

Предельная концентрация, полученная по формуле (2.31), по рис. 2.6 определяется как абсцисса точки пересечения траектории рассматриваемой начальной точки и кривой изменения трещиностойкости материала.

Приведенное выше значение предельной концентрации водорода также можно определить из найденного приближенного решения уравнения (2.11). Для этого определим среднее значение концентрации водорода в области предразрушения.

$$C_{a^d(l_0)} \approx C^0 \frac{\int_0^{a^d} \varphi(x) dx \int_{\Phi} G(x) \varphi(x) dx}{a^d \int_{\Phi} \varphi(x)^2 dx} \exp \left(\frac{D \int_{\Phi} \varphi''(x) \varphi(x) dx - \tilde{K}_I f([\Psi]) \frac{\int_{\Phi} \varphi'(x) \varphi(x) \frac{dx}{x^{\frac{3}{2}}}}{x^2}}{2\sqrt{\pi} \int_{\Phi} \varphi(x)^2 dx} t \right) . \quad (2.32)$$

Приравнявая предельное значение концентрации водорода, вычисленное по (2.31) со средним значением концентрации в области предразрушения, вычисленным по выражению (2.32), получим выражение для времени подраста трещины на размер области предразрушения $a^d(l_0)$:

$$t_d^*(a^d(l_0)) = \frac{\int_{\Phi} \varphi(x)^2 dx}{-\tilde{K}_I f([\Psi])_{\Phi} \frac{\int \varphi'(x) \varphi(x) \frac{dx}{x\sqrt{x}}}{2\sqrt{\pi}} + D \int_{\Phi} \varphi''(x) \varphi(x) dx} \ln \left\{ \frac{\frac{1}{\Omega} \sqrt[1-\left(\frac{\tilde{K}_I - \tilde{K}_{Ic}^*}{\tilde{K}_{Ic}^0 - \tilde{K}_{Ic}^*}\right)^{\alpha}]}{a^d(l_0)} \int_0^{a^d(l_0)} \varphi(x) dx}{\frac{A_0}{C^0} \frac{\int_0^{a^d} \varphi(x) dx}{a^d}} \right\} \quad (2.33)$$

После подстановки величины A_0 , определенной с учетом начальной концентрации водорода вблизи вершины трещины, время $t_d^*(a(l_0))$, необходимое макротрещине для подраста на величину области предразрушения $a^d(l_0)$, определяется по формуле:

$$t_d^*(a^d(l_0)) = \frac{\int_{\Phi} \varphi(x)^2 dx}{-\tilde{K}_I f([\Psi])_{\Phi} \frac{\int \varphi'(x) \varphi(x) \frac{dx}{x\sqrt{x}}}{2\sqrt{\pi}} + D \int_{\Phi} \varphi''(x) \varphi(x) dx} \ln \left\{ \frac{\frac{1}{\Omega} \sqrt[1-\left(\frac{\tilde{K}_I - \tilde{K}_{Ic}^*}{\tilde{K}_{Ic}^0 - \tilde{K}_{Ic}^*}\right)^{\alpha}]}{a^d(l_0)} \int_0^{a^d(l_0)} \varphi(x) dx}{\frac{\int_{\Phi} G(x) \varphi(x) dx \int_0^{a^d} \varphi(x) dx}{a^d \int_{\Phi} \varphi^2(x) dx}} \right\} \quad (2.34)$$

Время $t_d^*(a^d(l_0))$ определяется продолжительностью инкубационной стадии роста рассматриваемой макротрещины. При отсутствии водорода в материале в начальный момент времени $t=0$ стадия инкубационного периода роста трещины, т.е. первый подрост трещины, согласно многочисленным экспериментальным данным других авторов [52], [27], [47], [89], длится намного дольше, нежели последующие подросты трещины. Это можно объяснить тем, что после завершения инкубационной стадии роста трещины, средняя концентрация водорода в области предразрушения с каждым новым подростом трещины будет только увеличиваться.

В результате, время, необходимое для достижения нового предельного состояния равновесия тела с трещиной, подверженной воздействию водородсодержащей среды при статическом нагружении, с каждым новым подростом трещины все меньше. В конце концов, длина трещины станет настолько большой, что при действующем уровне нагрузки этого будет достаточно для начала стадии ее неустойчивого роста.

2.7 Схема скачкообразного роста трещины под влиянием водорода и статической нагрузки

Выше было детально описано определение времени подраста макротрещины на величину области предразрушения $a^d(l_0)$, т.е. инкубационной стадии ее роста. Последующие времена подрастания макротрещины на второй стадии ее роста (устойчивый рост) определяются по формуле (2.34), но уже при иных начальных условиях. Для уточнения начальной концентрации водорода вблизи вершины трещины большей длины следует обратиться к рис. 2.9, на котором показана, схема роста макротрещины, под действием водородсодержащей среды и статического нагружения и изменение концентрации водорода вблизи вершины трещины начальных размеров и после ее подрастания.

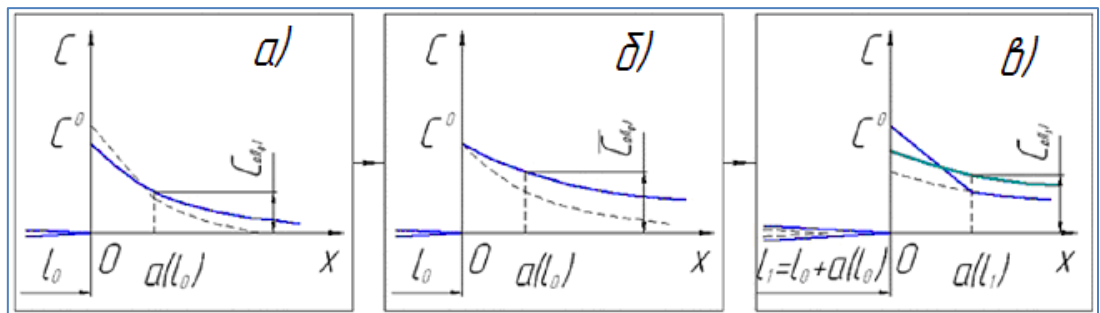


Рис. 2.9 – Распределение водорода вблизи вершины трещины:
 а) исходное состояние, начальное распределение водорода; б) накопление водорода; в) подраст трещины и новое «начальное» распределение водорода.

На рис. 2.9 а) приведена макротрещина полудлины l_0 и начальное распределение концентрации водорода вблизи вершины трещины. Концентрация водорода в вершине макротрещины постоянна и равна C^0 . Отрезок $[0, a^d(l_0)]$ представляет собой область предразрушения. В начальный момент времени $t=0$ концентрация водорода аппроксимируется двумя

прямыми, как показано на рис. 2.9 а) и далее при помощи МНК приводится к гладкой функции.

С течением времени концентрация водорода в материале растет и в области предразрушения достигает своего предельного значения \bar{C}_a - сплошная кривая на рис. 2.9 б). Далее происходит скачок макротрещины на величину области предразрушения $a^d(l_0)$. Начало координат перемещается в вершину подросшей макротрещины и распределение концентрации водорода, которое было предельным для трещины меньших размеров становится начальным для трещины текущей длины.

В связи с тем, что концентрация водорода в вершине трещины постоянна, величина начальной концентрации водорода подросшей трещины при абсциссе $x=0$ должна быть равной C^0 . Поэтому полученную кривую распределения начальной концентрации следует изменить: участок кривой на отрезке $[0, a^d(l_0)]$ заменяется прямой так, что координаты крайней левой точки $(0, C^0)$, а крайней правой совпадают с соответствующей точкой кривой начального распределения концентрации водорода. Затем полученное распределение водорода приводится к виду координатной функции $\varphi(x)$ помощью МНК. Далее концентрация водорода со временем, согласно (2.32), подрастает и достигает своего предельного значения уже для подросшей трещины. Затем процесс нахождения распределения начальной концентрации посредством найденной предельной выполняется по схеме, описанной выше. Вышеприведенное описание показывает, как построен процесс моделирования скачкообразного роста макротрещины вплоть до начала лавинообразного характера роста, которая наблюдается в случае преобладания величины начальной средней концентрации водорода в зоне предразрушения трещины над предельно допустимым значением концентрации.

Полученные в результате моделирования данные позволяют определить скорость развития трещины, подверженной влиянию

водородсодержащей среды при статическом нагружении. Текущая полудлина трещины находится следующим образом:

$$l_i = l_0 + \sum_i \left(\frac{\partial l}{\partial t} \right)_i \Delta t_i \quad (2.35)$$

В результате использования предлагаемой методики для оценки роста макротрещин под влиянием водородсодержащей среды и статической нагрузки получаем вектор:

$$\vec{H} = \left\{ \begin{array}{c} l_i \\ \left(\frac{\partial l}{\partial t} \right)_i \end{array} \right\} = \Upsilon([X], [Y], \tilde{\sigma}^\infty, C^0, l_0, t) \quad (2.36)$$

Используя вектор (2.36) можно построить кинетическую диаграмму разрушения материала элемента конструкции с трещиной первого типа, находящейся в условиях воздействия водородсодержащей среды и статического нагружения, см. параграф 2.8. По этой диаграмме наглядно отслеживается инкубационный период, устойчивая и неустойчивая (лавинообразная) стадии роста рассматриваемой макротрещины.

С помощью разработанной методики роста трещины в элементе конструкции, находящемся в условиях водородсодержащей среды и статического нагружения возможна оценка долговечности рассматриваемого элемента конструкции. В данном случае долговечность определяется изменением характера роста трещины с устойчивого на лавинообразный.

Более того, при заранее известной (заданной) долговечности, параметрах водородсодержащей среды, материала и т.д. рассматриваемого элемента конструкции можно оценить предельно-допускаемую длину дефекта.

2.8 Тестирование методики обусловленного водородом роста трещины при действии статической нагрузки

Для сравнения полученных с помощью разработанной модели результатов были использованы кинетические кривые разрушения

высокопрочных сталей. В качестве исходных данных для построения кинетической диаграммы разрушения были выбраны значения, полученные разными авторами для сталей приблизительно одинакового состава и термообработки (35ХН2ГМ, 35ХН3М и 35ХН2ГМФ). Построение кинетической диаграммы разрушения проводилось при данных, приведенных в таблице 2.1.

Таблица 2.1 - Исходные данные для валидации методики

| $\tilde{\sigma}^\infty$ | l_0 | \tilde{K}_{Ic}^* | \tilde{K}_{Ic}^0 | α_I | β_I | a^d | Ω | $\lg[Y]$ |
|-------------------------|-------|-------------------------|--------------------|------------|-----------|-------|----------|---|
| [МПа] | [мм] | [МПа $\times\sqrt{м}$] | | | | [мм] | | $\lg[\text{кг}\times\text{м}\times\text{с}^{-2}]$ |
| 140 | 3,8 | 10 | 80 | 1,7 | 1,9 | 0,04 | 1,5 | -21,67 |

Кинетическая диаграмма построена на основе полученного в результате моделирования вектора \vec{H} (рис. 2.10).

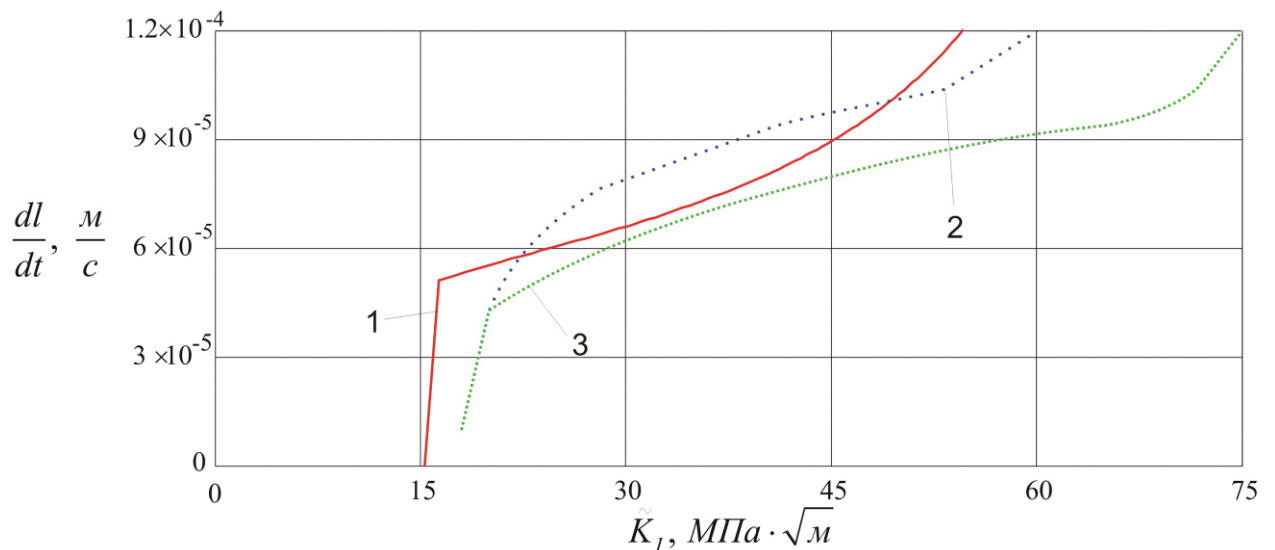


Рис. 2.10 - Кинетическая кривая роста трещины [32]:

- 1- Сталь 35ХН2ГМ (расчетная кривая, полученная автором); 2 – Сталь 35ХН3М; 3 – Сталь 35ХН2ГМФ (экспериментальные данные из [64]).

Сплошной линией на рис. 2.10 представлена кривая, полученная с помощью разработанной методики, пунктирной – экспериментальные данные из [64]. Совпадение кривых не является полным, поскольку исходные

данные для моделирования были взяты из различных источников. Несмотря на этот факт, полученная кривая (кривая 1, рис. 2.10) удовлетворительно коррелирует с экспериментальными данными.

Ниже приведены результаты расчета с помощью разработанной методики роста трещин при статической нагрузке под влиянием водородсодержащей среды, полученные при варьировании ряда входных параметров: характеристик металла, водородсодержащей среды и пр. Модельные расчеты проводились для трещины первого типа, находящейся в элементе конструкции из сплошного однородного материала. Напряжения на бесконечности от трещины постоянны и равны $\tilde{\sigma}^\infty$. В вершину трещины поступает водород, концентрация которого постоянна и равна C^0 .

В результате расчета по разработанной автором методике получено три различных типа кривых: $\frac{\partial l}{\partial t}(\tilde{K}_I)$, $l(t)$ и $\tilde{K}_{Ic}(\bar{C}_a / C^0)$. Кривые получены для исходных данных, приведенных в таблице 2.2, при вариации различных параметров, входящих в указанную таблицу.

Таблица 2.2 - Исходные данные для проведения тестовых расчетов

| $\tilde{\sigma}^\infty$ | l_0 | \tilde{K}_{Ic}^* | \tilde{K}_{Ic}^0 | α_1 | β_1 | α_2 | β_2 | B | D | a_0^d | Ω | $\lg[Y]$ |
|-------------------------|-------|-------------------------|--------------------|------------|-----------|------------|-----------|----|------|-----------|----------|---|
| [МПа] | [мм] | [МПа $\times\sqrt{м}$] | | | | | | | | [мм] | | $\lg[\text{кг}\times\text{м}\times\text{с}^{-2}]$ |
| 140 | 5,0 | 10 | 80 | 2 | 2 | 2 | 2 | 10 | 0,05 | 10^{-2} | 2,5 | -19,094 |

На рис. 2.11 приведены диаграммы для описания работы методики, полученные для разных значений параметра среда-металл Ω .

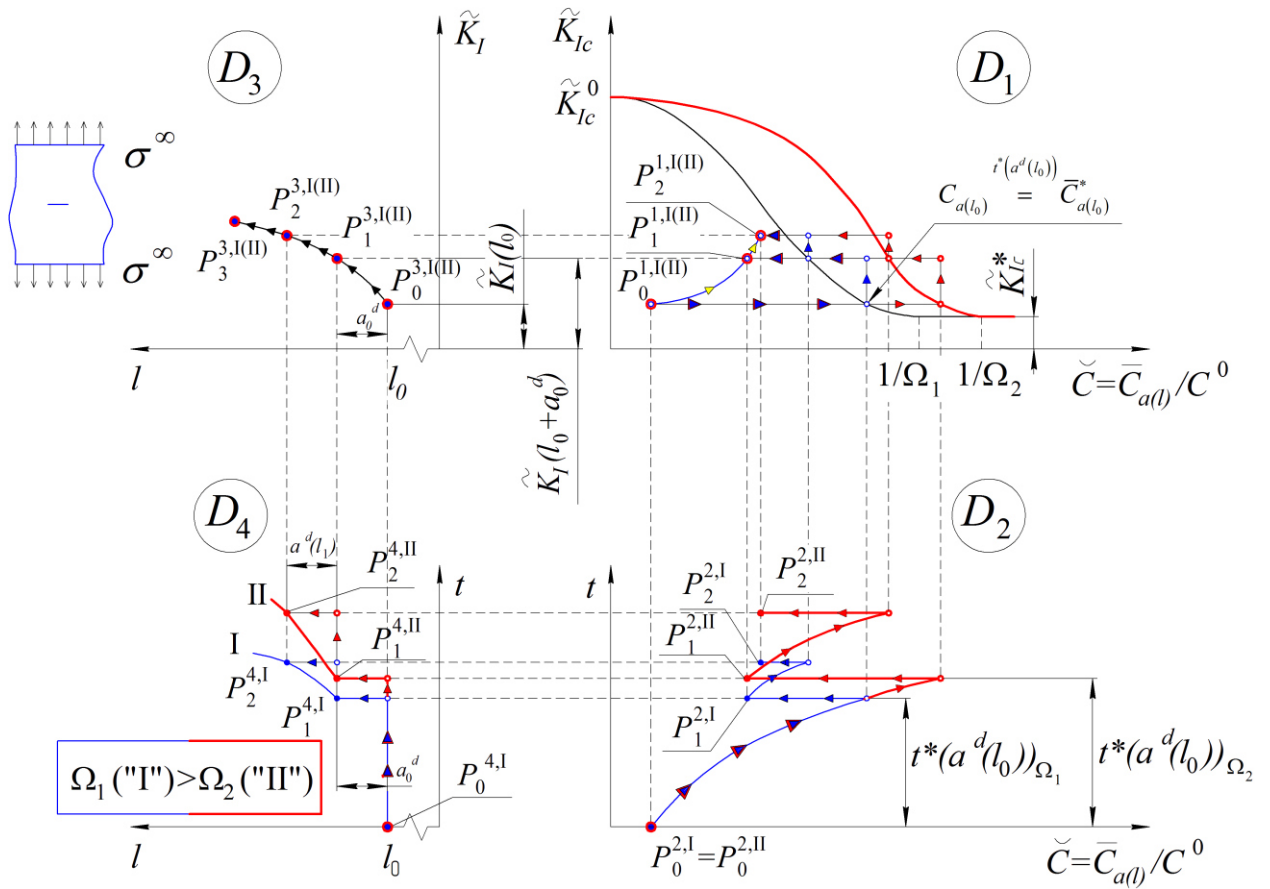


Рис. 2.11 - Схема моделирования при различных значениях параметра Ω .

На рис. 2.11 положение точек P_0^I и P_0^{II} одинаково. Увеличение параметра Ω приводит к уменьшению времени инкубационного периода $t_d^*(a_0^d)$. В результате, из анализа траектории точек, приведенных на рис. 2.11, следует, что $\Omega(\text{"I"}) > \Omega(\text{"II"}) \rightarrow t_d^*(\text{"I"}) < t_d^*(\text{"II"})$.

На рис. 2.12 показаны численные результаты, полученные для исходных данных, приведенных в таблице 2.2 при различных значениях параметра Ω .

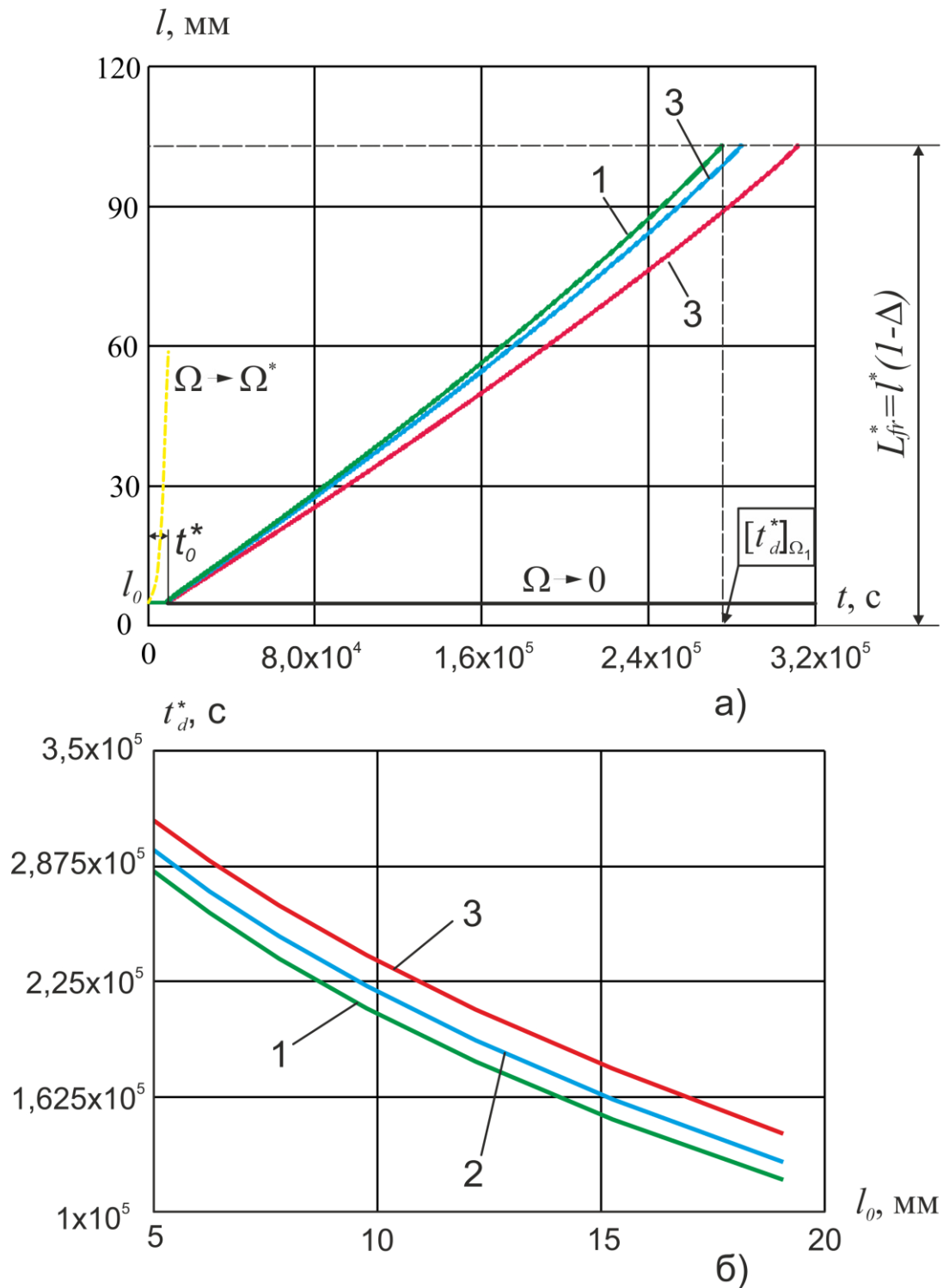


Рис. 2.12 - Результаты моделирования при различных значениях параметра Ω : 1 – 2,5; 2 – 2,0; 3 – 1,5 (а – зависимость длины трещины от времени $l(t)$; б – зависимость долговечности пластины с трещиной l_0 от начальной длины трещины $t_d^*(l_0)$).

Как следует из анализа данных, приведенных на рис. 2.12, долговечность уменьшается с ростом начальной длины трещины. Кроме

того, с увеличением концентрации водорода в среде, что описывается параметром Ω , долговечность t_d^* также уменьшается.

В таблице 2.3 приведены длительности инкубационных периодов, полученные по формуле (2.34) при различных значениях параметра пары среда-металл Ω .

Таблица 2.3 - Длительность инкубационного периода $t_d^*(a_0^d)$ при различных Ω

| Ω | 2,0 | 2,5 | 3,0 | 3,5 |
|---------------------|-------------------|-------------------|-------------------|-------------------|
| $t_d^*(a_0^d), [c]$ | $9,36 \cdot 10^3$ | $8,96 \cdot 10^3$ | $8,64 \cdot 10^3$ | $8,36 \cdot 10^3$ |

Моделирование роста трещины при варьировании параметра β_1 приведена на рис. 2.13.

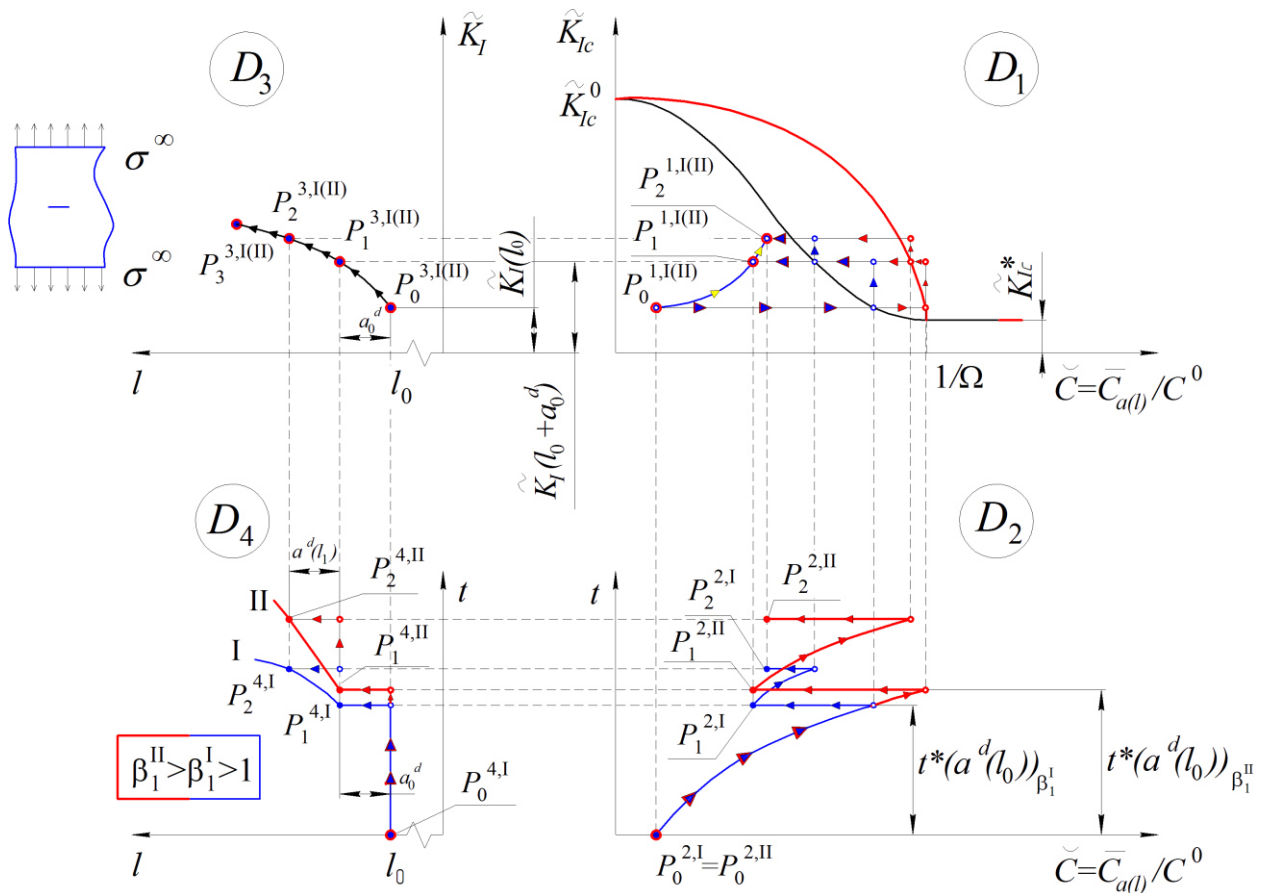


Рис. 2.13 – Схема моделирования при варьировании параметра β_1 .

Траектории движения точек P^I и P^{II} , характеризующих кинетику трещины для двух различных значений параметра β_1 , показанные на рис. 2.13, можно описать аналогичным образом, как к рис. 2.11.

На рис. 2.13 положение точек P_0^I и P_0^{II} одинаково. С ростом параметра β_1 увеличивается продолжительность инкубационного периода $t_d^*(a_0^d)$. В результате из анализа траектории точек, приведенных на рис. 2.13, следует, что $\beta_1^{II} > \beta_1^I > 1 \rightarrow t_d^*(\text{"II"}) > t_d^*(\text{"I"})$.

На рис. 2.14 приведены численные результаты, полученные для исходных данных, приведенных в таблице 2.2, при различных значениях параметра β_1 .

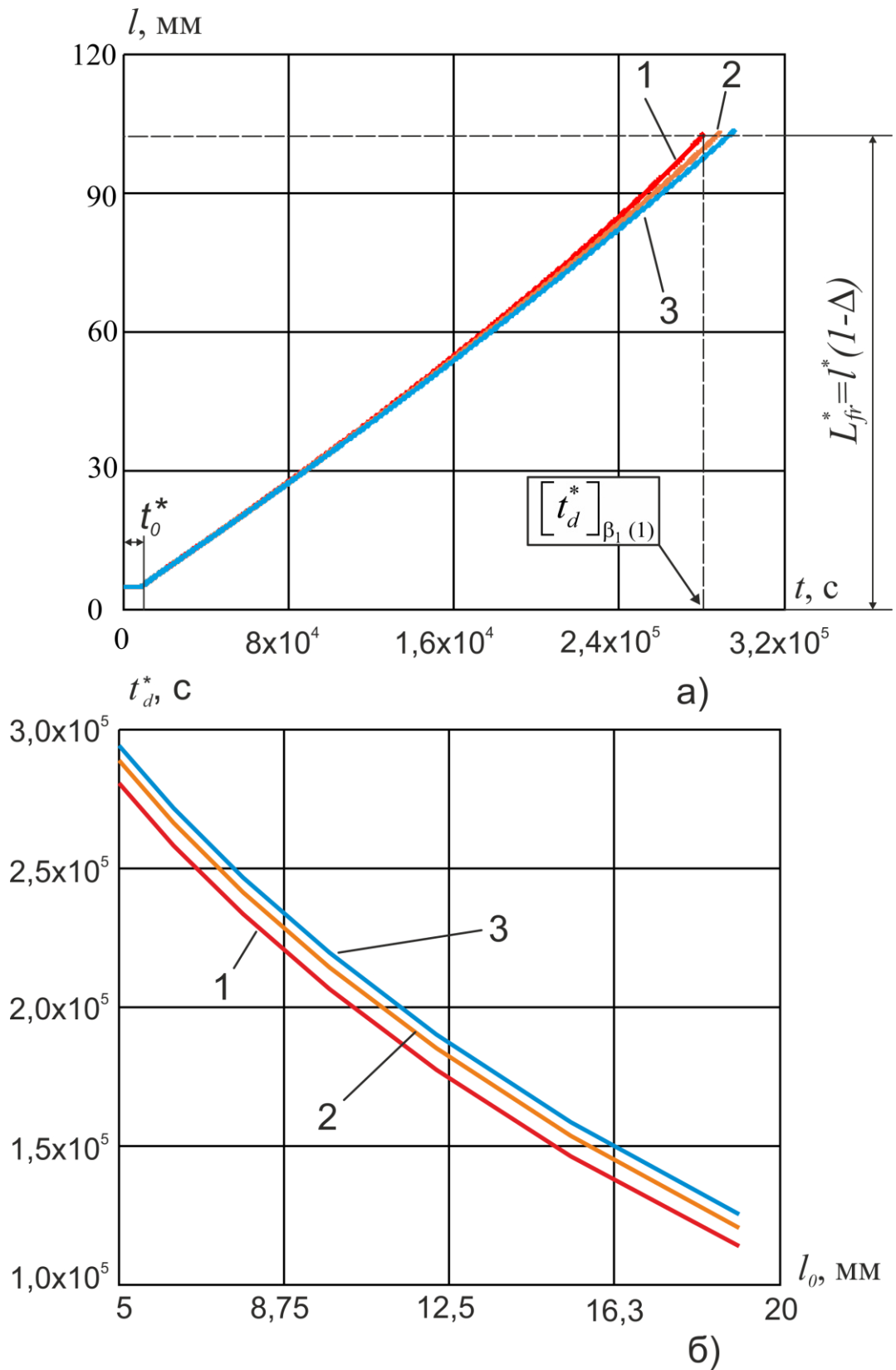


Рис. 2.14 - Результаты моделирования для различных значений параметра β_1 :
 1 – 1,5; 2 – 3,0; 3 – 20 (а – зависимость длины трещины от времени $l(t)$; б –
 зависимость долговечности пластины с трещиной l_0 от начальной длины
 трещины $t_d^*(l_0)$).

Результаты, приведенные на рис. 2.14 а), соответствуют данным диаграммы D_4 , приведенным на рис. 2.13. Увеличение значения степени β_1 , входящего в предложенный в настоящей работе критерий прочности, приводит к росту долговечности t_d^* . Как следует из анализа данных, приведенных на рис. 2.14 б), увеличение начальной длины трещины при различных значениях степени β_1 , приводит к уменьшению долговечности t_d^* .

В таблице 2.4 приведены длительности инкубационных периодов, полученные для различных параметров пары среда-металл β_1 .

Таблица 2.4 - Длительность инкубационного периода $t_d^*(a_0^d)$ при различных β_1

| β_1 | 1,5 | 2,0 | 4,0 | 10 |
|---------------------|--------------------|--------------------|--------------------|-------------------|
| $t_d^*(a_0^d), [c]$ | $8,958 \cdot 10^3$ | $8,963 \cdot 10^3$ | $8,967 \cdot 10^3$ | $8,97 \cdot 10^3$ |

Следующим варьируемым параметром является \tilde{K}_{lc}^0 . Схема моделирования при варьировании параметра \tilde{K}_{lc}^0 приведена на рис. 2.15.

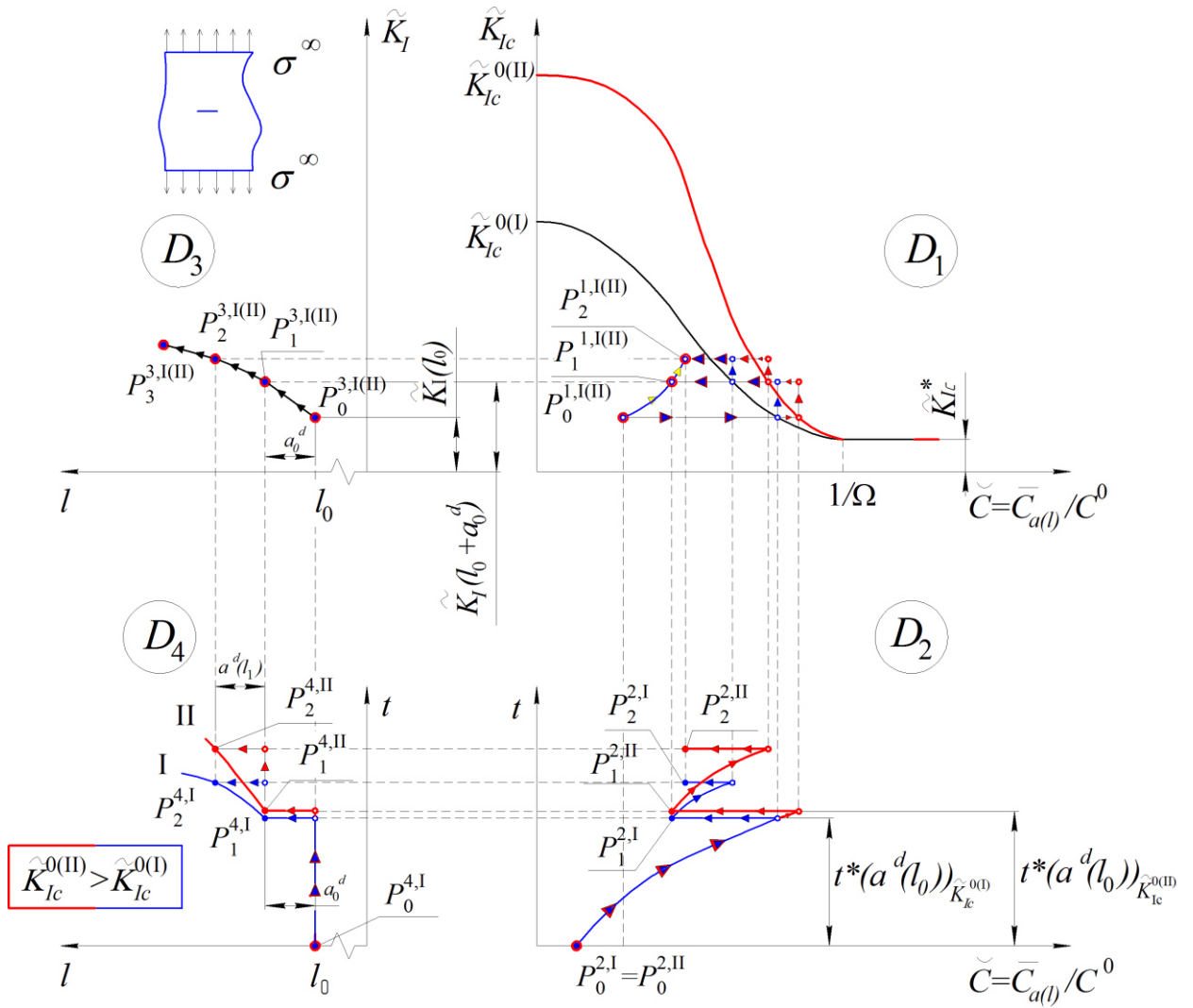


Рис. 2.15 - Схема моделирования при варьировании параметра \tilde{K}_{Ic}^0 .

Аналогично рассуждениям, приведенным к рис. 2.11, можно описать траектории движения точек P^I и P^{II} , характеризующие кинетику трещины для двух различных значений параметра \tilde{K}_{Ic}^0 (рис. 2.15).

С ростом параметра \tilde{K}_{Ic}^0 увеличивается продолжительность инкубационного периода $t_d^*(a_0^d)$. Из анализа траектории точек следует, что $\tilde{K}_{Ic}^0(\text{"II"}) > \tilde{K}_{Ic}^0(\text{"I"}) \rightarrow t_d^*(\text{"II"}) > t_d^*(\text{"I"})$.

В таблице 2.5 приведены длительности инкубационных периодов, полученные для различных параметров пары среда-металл \tilde{K}_{Ic}^0 .

Таблица 2.5 - Длительность инкубационного периода $t^*(a_0^d)$ при различных \tilde{K}_{Ic}^0

| $\tilde{K}_{Ic}^0, \text{МПа} \times \sqrt{\text{м}}$ | 70 | 80 | 90 | 100 |
|---|--------------------|--------------------|--------------------|--------------------|
| $t_d^*(a_0^d), [\text{с}]$ | $8,958 \cdot 10^3$ | $8,963 \cdot 10^3$ | $8,964 \cdot 10^3$ | $8,966 \cdot 10^3$ |

На рис. 2.16 приведены численные результаты, полученные для исходных данных, приведенных в таблице 2.2 при различных значениях параметра \tilde{K}_{Ic}^0 .

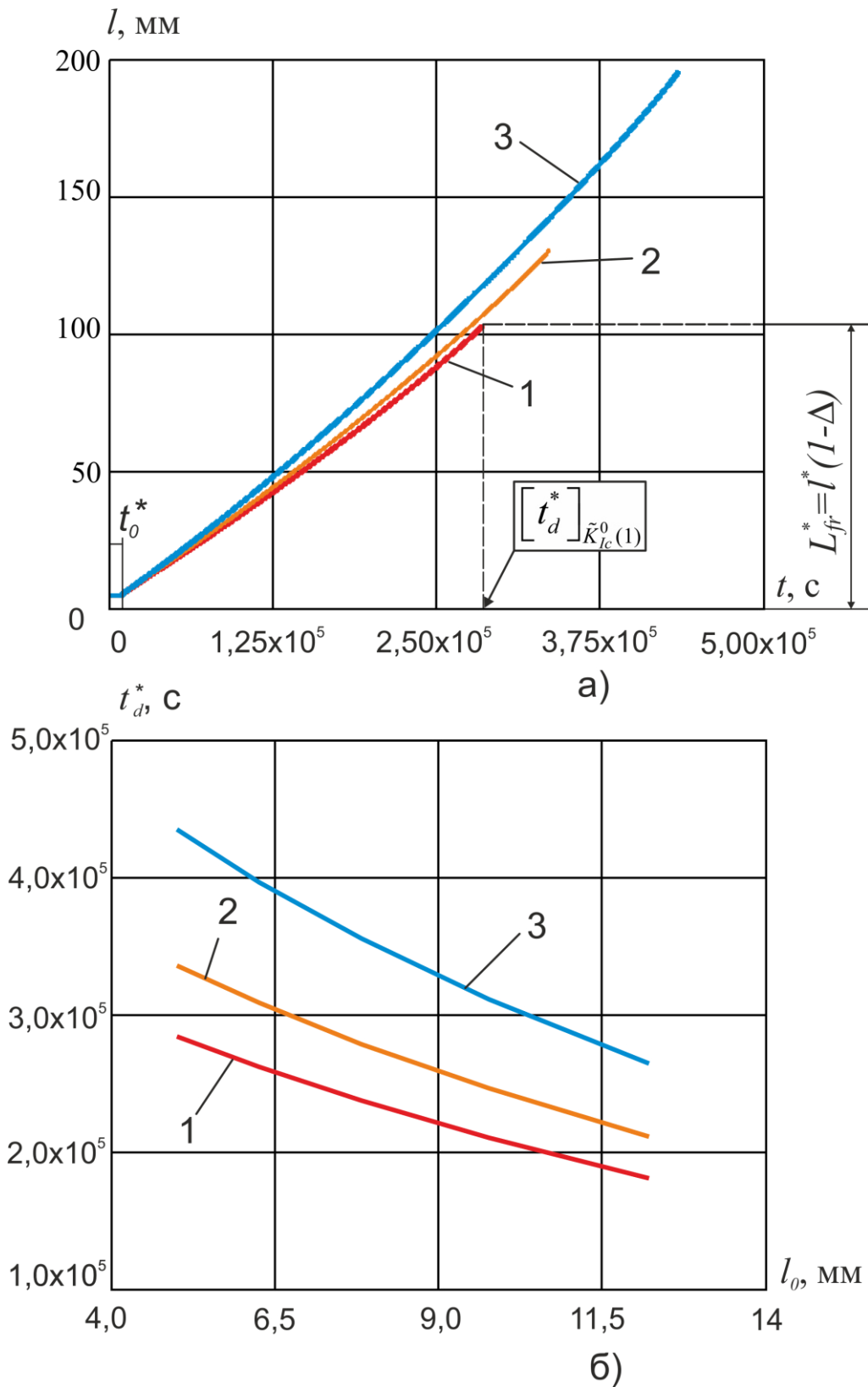


Рис. 2.16 - Результаты моделирования для различных значений параметра \tilde{K}_{lc}^0 :

1 – $\tilde{K}_{lc}^0 = 80 \text{ МПа} \times \sqrt{\text{м}}$; 2 – $\tilde{K}_{lc}^0 = 90 \text{ МПа} \times \sqrt{\text{м}}$; 3 – $\tilde{K}_{lc}^0 = 110 \text{ МПа} \times \sqrt{\text{м}}$ (а – зависимость длины трещины от времени $l(t)$; б – зависимость долговечности пластины с трещиной l_0 от начальной длины трещины $t_d^*(l_0)$).

Увеличение условной трещиностойкости материала \tilde{K}_{lc}^0 приводит к увеличению длины трещины, при достижении которой, начинается стадия ее лавинообразного роста. В свою очередь, это приводит к увеличению долговечности t_d^* , что соответствует данным, приведенным на рис. 2.16 а). Кроме того, на рис. 2.16 б) показано уменьшение долговечности t_d^* с ростом длины начальной трещины для различных значений условной трещиностойкости материала \tilde{K}_{lc}^0 .

Схема моделирования при варьировании параметра \tilde{K}_{lc}^* приведена на рис. 2.17.

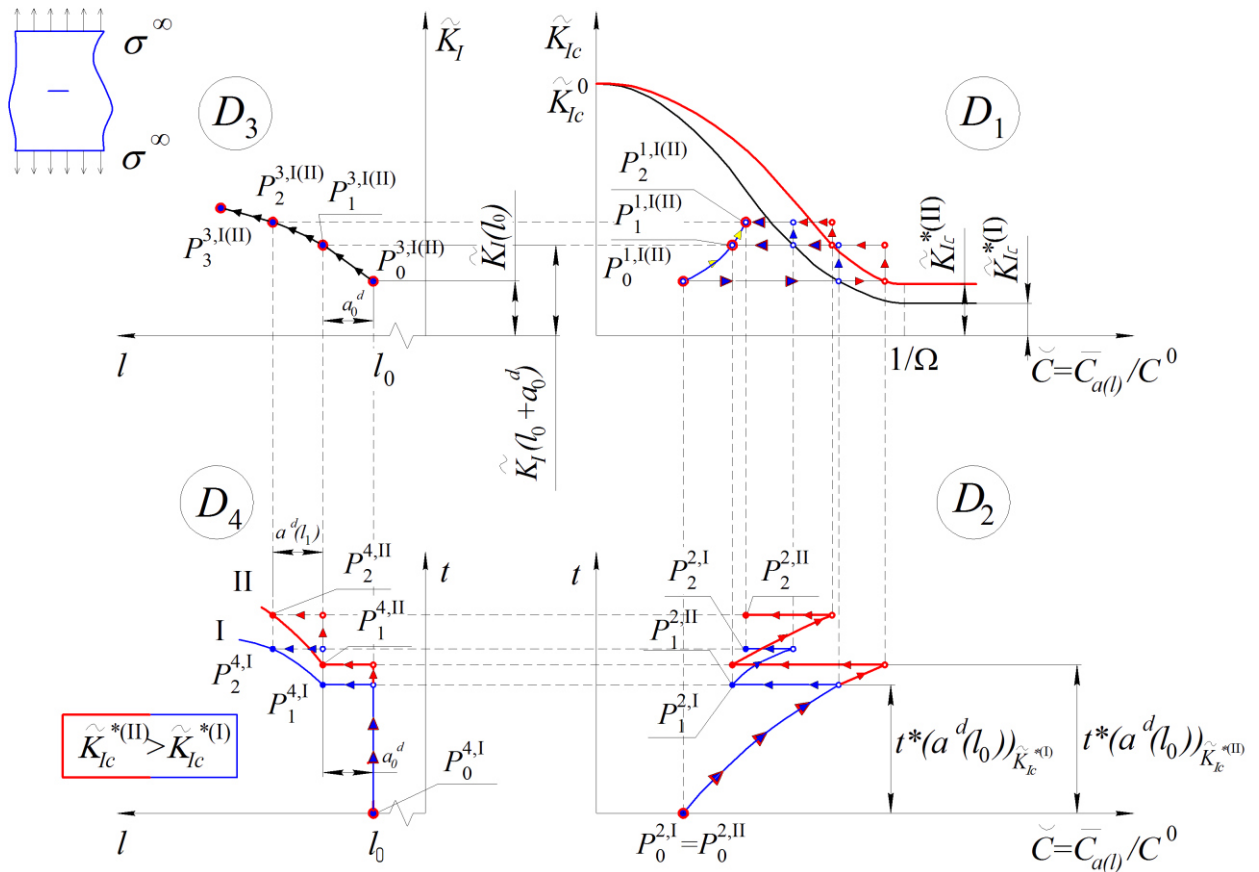


Рис. 2.17 - Схема моделирования при варьировании параметра \tilde{K}_{lc}^* .

Аналогично рассуждениям, приведенным к рис. . 2.11, можно описать траектории движения точек P^I и P^{II} , характеризующие кинетику трещины для двух различных значений параметра \tilde{K}_{lc}^* (рис. 2.11).

В таблице 2.6 приведены длительности инкубационных периодов, полученные для различных параметров пары среда-металл \tilde{K}_{lc}^* . Из анализа траектории точек, приведенных на рис. 2.17, следует, что $\tilde{K}_{lc}^* ("II") > \tilde{K}_{lc}^* ("I") \rightarrow t_d^* ("II") > t_d^* ("I")$.

Таблица 2.6 - Длительность инкубационного периода $t_d^*(a_0^d)$ при различных \tilde{K}_{lc}^*

| \tilde{K}_{lc}^* , МПа $\times \sqrt{M}$ | 5 | 10 | 12 | 15 |
|--|--------------------|--------------------|--------------------|--------------------|
| $t_d^*(a_0^d)$, [с] | $8,946 \cdot 10^3$ | $8,961 \cdot 10^3$ | $8,966 \cdot 10^3$ | $8,970 \cdot 10^3$ |

На рис. 2.18 приведены численные результаты, полученные при исходных данных, приведенных в таблице 2.2, для различных значений параметра \tilde{K}_{lc}^* .

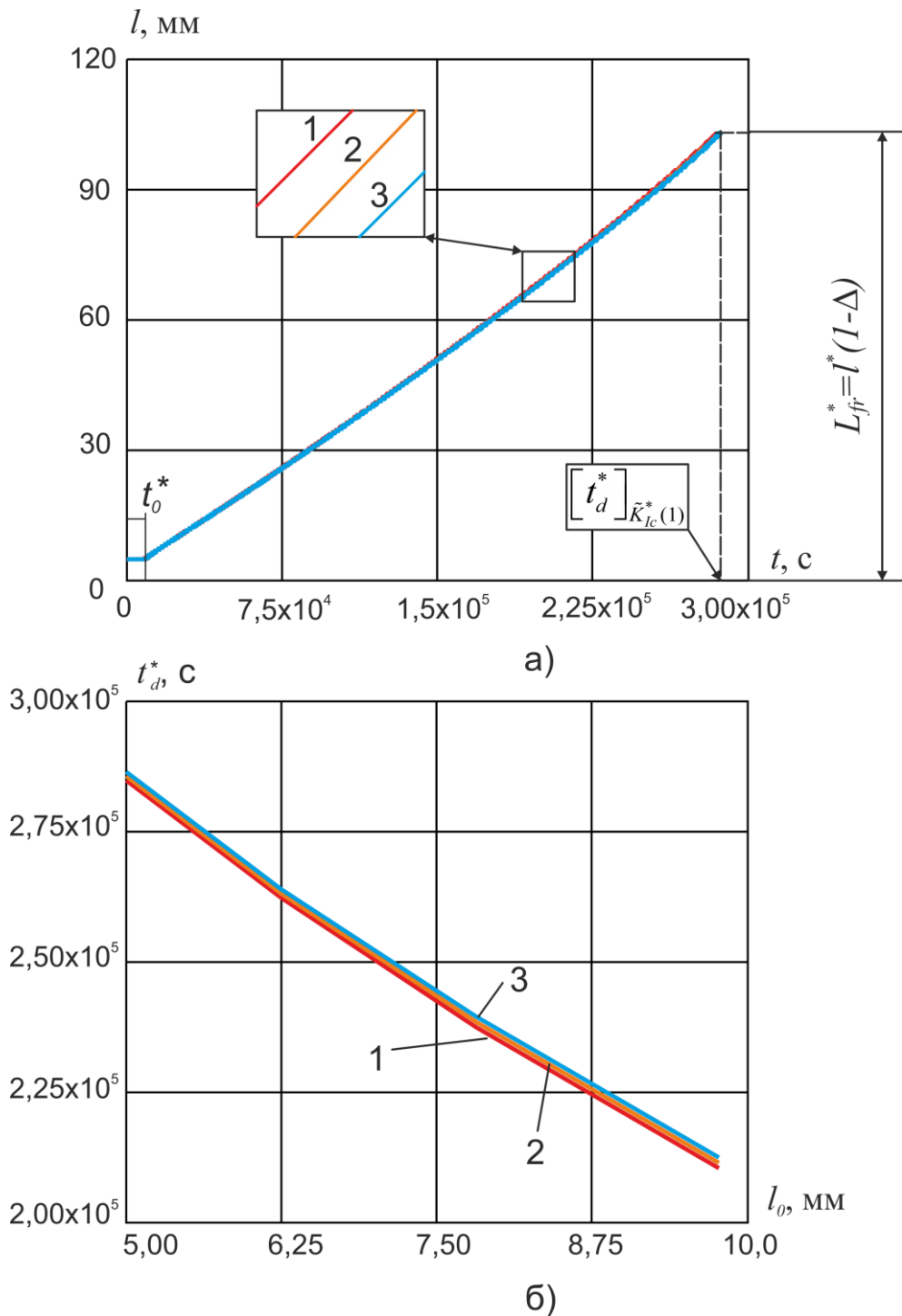


Рис. 2.18 - Результаты моделирования для различных значений параметра \tilde{K}_{lc}^* : 1 - $\tilde{K}_{lc}^* = 10 \text{ МПа} \times \sqrt{\text{м}}$; 2 - $\tilde{K}_{lc}^* = 15 \text{ МПа} \times \sqrt{\text{м}}$; 3 - $\tilde{K}_{lc}^* = 20 \text{ МПа} \times \sqrt{\text{м}}$
(а – зависимость длины трещины от времени $l(t)$; б – зависимость долговечности пластины с трещиной l_0 от начальной длины трещины $t_d^*(l_0)$).

Увеличение величины условной трещиностойкости материала \tilde{K}_{lc}^* приводит к увеличению долговечности t_d^* , что следует из диаграммы D_4 на рис.

2.17 и отражено на диаграммах на рис. 2.18 (а и б). Кроме того, на рис. 2.18 б) показано уменьшение долговечности t_d^* при увеличении начальной длины трещины при различных значениях условной трещиностойкости \tilde{K}_{Ic}^* .

Представленные на рисунках выше результаты демонстрируют адекватность разработанной методики при варьировании различных входных параметров. Разработанная методика позволяет проводить оценку кинетики и долговечности элементов конструкций из высокопрочных сталей при постоянной нагрузке, находящихся в агрессивной водородсодержащей среде. Как следует из анализа полученных результатов, воздействие водорода на развитие трещин особенно заметно, после завершения трещиной инкубационного периода ее роста.

В том случае, если в материале уже имеется растворенный водород, то, как уже было отмечено в главе 1, он будет стремиться занять области с наибольшим значением гидростатического напряжения, такой областью как раз и является вершина трещины. Полученные результаты приводят к выводам о том, что возможно заметное сокращение времени инкубационного периода роста трещины при наличии в материале растворенного водорода. Это приведет к преждевременному выходу рассматриваемой конструкции из строя.

Глава 3. Долговечность элементов конструкций, находящихся в условиях водородсодержащей среды и циклического нагружения

3.1 Коррозионная усталость металлов

В зависимости от сочетания пары материал-среда различают три типа диаграмм коррозионно-усталостного роста трещин. На рис. 3.1 приведены эти типы диаграмм.

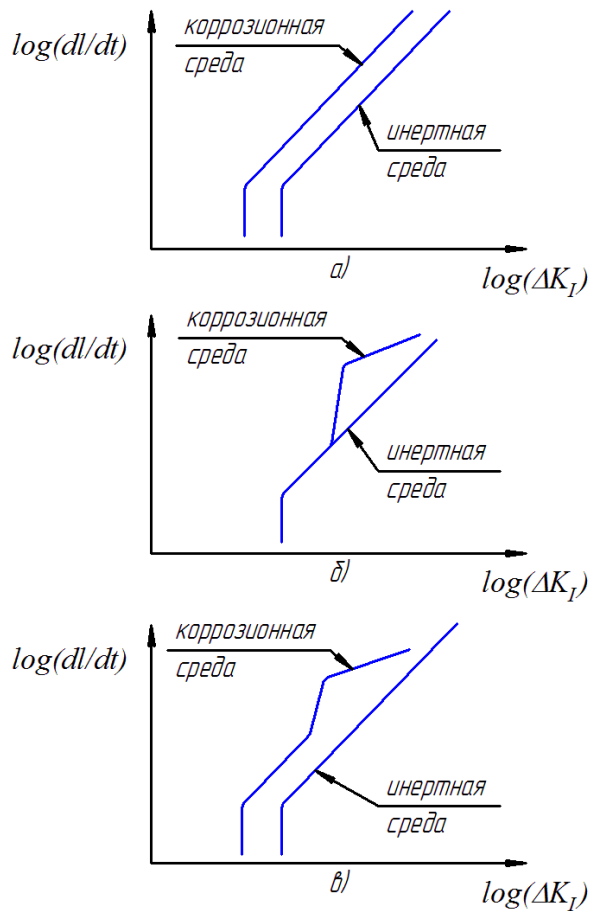


Рис. 3.1 - Основные виды диаграмм коррозионно-усталостного роста трещин [52]:

- а) не зависящая от частоты нагружения; б) зависящая от частоты; в) смешанная.

Существуют материалы, для которых скорость роста трещин в коррозионных средах $\left(\frac{da}{dN}\right)_{agr}$ определяется умножением некоторого коэффициента Φ на скорость роста трещин в инертных средах $\left(\frac{da}{dN}\right)_{inert}$:

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_{agr} = \Phi \left(\frac{da}{dN}\right)_{inert}, \quad (3.1)$$

Диаграмма коррозионно-усталостного роста трещин в таких материалах приведена на рис. 3.1 а). Множитель Φ может быть как постоянной величиной, так и зависеть от некоторых параметров, например, от размаха действующих напряжений, температуры среды и пр. Такой вид коррозионно-усталостной диаграммы роста трещин характерен для материалов, малочувствительных к влиянию коррозионной среды.

На рис. 3.1 б) представлена диаграмма коррозионно-усталостного роста трещин для материалов, чувствительных к длительному статическому воздействию в коррозионной среде. Как следует из анализа кривых, приведенных на рис. 3.1 б), при достижении размаха напряжений определенной величины, наблюдается резкое ускорение развития трещины, которое объясняется тем, что механизм роста трещины носит уже не усталостный, а коррозионный характер. В таком случае, скорость роста трещин определяется по соотношению [52]:

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_{agr} = \left(\frac{da}{dN}\right)_{inert} + \frac{1}{f} \left(\frac{da}{dN}\right)_{EAC}, \quad (3.2)$$

где $\left(\frac{da}{dN}\right)_{EAC}$ - средняя скорость роста трещины за цикл нагружения;

f – частота нагружения.

Как следует из формулы (3.2), описанная модель коррозионно-усталостного роста трещины особенно чувствительна к частоте нагружения: при больших частотах нагружения скорость роста трещин практически полностью определяется скоростью роста трещины в инертной среде.

Коррозионно-усталостное разрушение большинства металлических материалов в коррозионных средах нельзя описать, пользуясь исключительно выражениями (3.1) и (3.2). Поэтому, в общем случае, используют комбинацию этих формул для описания скорости роста усталостных трещин в коррозионных средах:

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_{agr} = \Phi\left(\frac{da}{dN}\right)_{inert} + \frac{1}{f}\left(\frac{da}{dN}\right)_{EAC} \quad (3.3)$$

Пример диаграммы, полученной с помощью зависимости (3.3), приведен на рис. 3.1 в).

Много работ посвящено изучению влияния водородсодержащей среды на элементы конструкций из различных материалов, находящиеся под действием циклических нагрузок. К таким работам можно отнести [128], [95], [86] и [87].

Так, в работе [128], приведены кинетические кривые роста трещины в образце из стали X100 при циклическом нагружении. Указанные кривые построены для аналогичных образцов, находящихся как в инертных средах, так и водородсодержащих. На рис. 3.2 приведены соответствующие кинетические диаграммы растрескивания, полученные в результате проведения экспериментальных исследований.

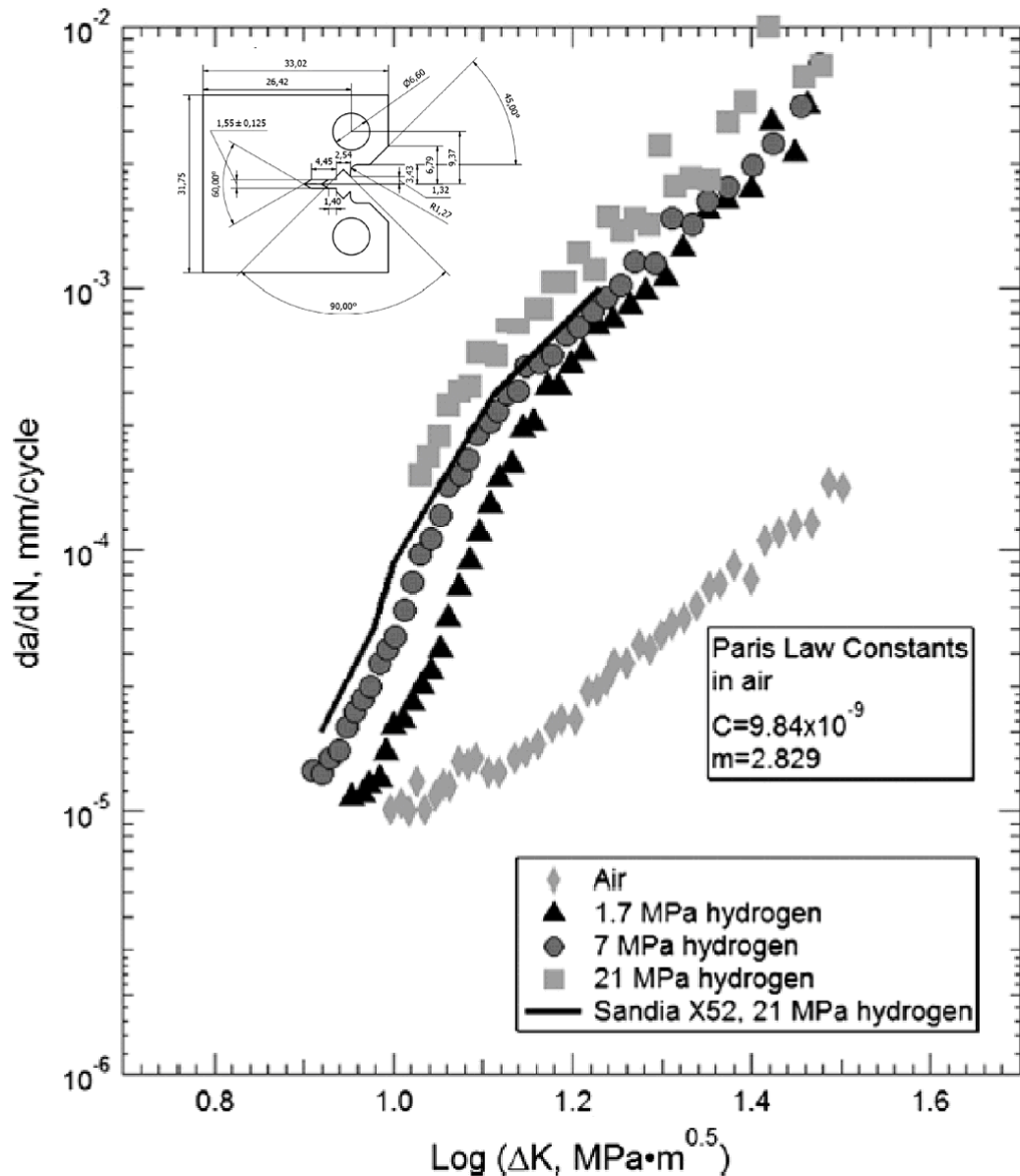


Рис. 3.2 – Кинетические диаграммы растрескивания образцов из стали X100 [128].

Как следует из анализа кривых, приведенных на рис. 3.2, скорость роста трещин существенно возрастает при изменении среды проведения эксперимента с инертной на водородсодержащую при неизменных параметрах нагружения. Иными словами, водородсодержащая среда ускоряет развитие трещин при циклическом нагружении в случае рассматриваемого материала. Следовательно, для описания устойчивого этапа роста трещин в водородсодержащих средах при циклическом нагружении в

водородсодержащих средах следует проводить модификацию параметров Пэриса-Эрдогана. Причем указанные константы будут действительны именно для выбранной пары среда-металл. Получение кинетических кривых для измененных параметров Пэриса-Эрдогана будет рассмотрено в настоящей работе в главе 4.

В работе [95] приведено сравнение характеров развития трещин при циклическом нагружении для ненаводороженного и наводороженного образцов, см. рис. 3.3.

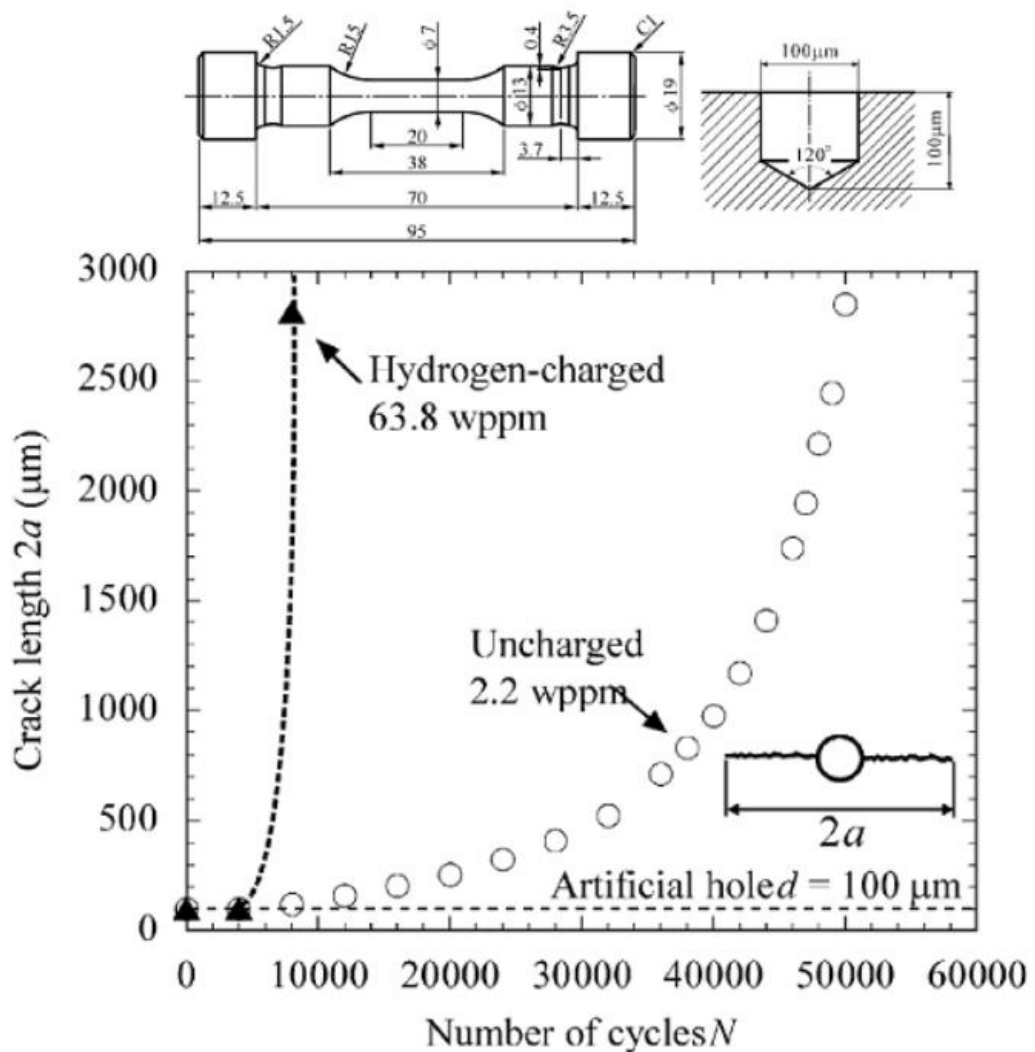


Рис. 3.3 – Рост трещин в ненаводороженном и наводороженном образце при циклическом нагружении [95].

Как следует из анализа кривых, приведенных на рис. 3.3, количество циклов нагружения, необходимое для начала процесса лавинообразного

роста трещины при воздействии водорода, оказалось в 5 раз меньше, чем при нагружении аналогичного образца в инертной среде.

В работе [143] проведено испытание образцов из высокопрочной стали AISI 4340 при циклическом нагружении в водородсодержащей среде. Полученные в результате испытаний кинетические кривые роста трещин приведены на рис. 3.4.

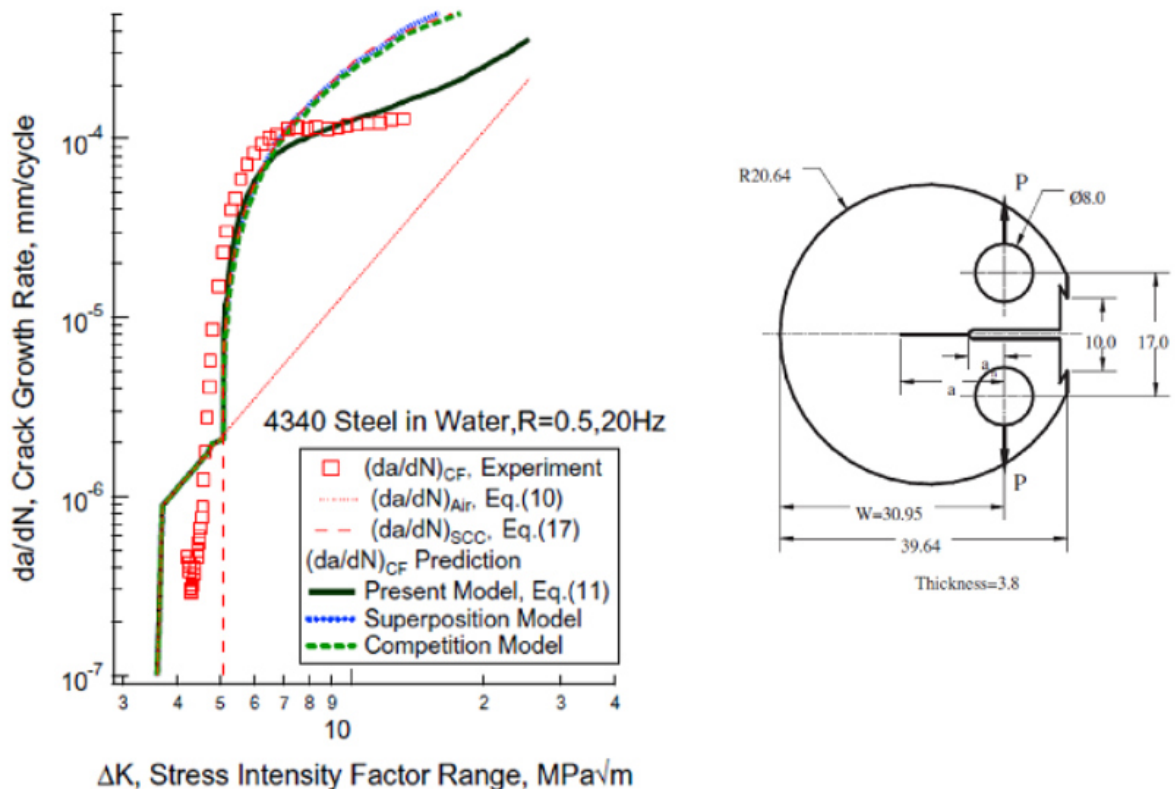


Рис. 3.4 – Кинетические диаграммы растрескивания образцов из высокопрочной стали AISI 4340 [143].

Из анализа данных, приведенных на рис. 3.4, можно сделать вывод, о существовании доминирующего механизма разрушения при циклическом нагружении образцов из высокопрочной стали в водородсодержащей среде. Можно предположить, что в начале процесса нагружения трещина растет из-за накопления повреждений, вызванного усталостью, затем из-за охрупчивания материала вблизи вершины трещины по механизму водородного охрупчивания. Затем усталостный процесс снова начинает доминировать и определять характер роста трещины.

3.2 Общие положения предлагаемой методики для оценки долговечности элементов конструкций, находящихся в условиях водородсодержащей среды при циклическом нагружении

В любых элементах конструкций, даже самых ответственных, возможно наличие начальных производственно-технологических дефектов (НПТД). Такие дефекты, приняв некоторые допущения, можно рассматривать как трещины. Данные [55], [109] и [41] свидетельствуют о том, что воздействие водородсодержащей среды значительно ускоряет процесс разрушения циклически нагруженных элементов конструкций.

При достижении трещиной предельной длины l^* , долговечность элемента конструкции (t_{f+d}^*) считается исчерпанной, и дальнейшая эксплуатация рассматриваемого элемента конструкции становится невозможна или небезопасна. На рис. 3.5 приведена схема нагружения элемента конструкции с трещиной. Элемент конструкции находится в условиях воздействия водородсодержащей среды.

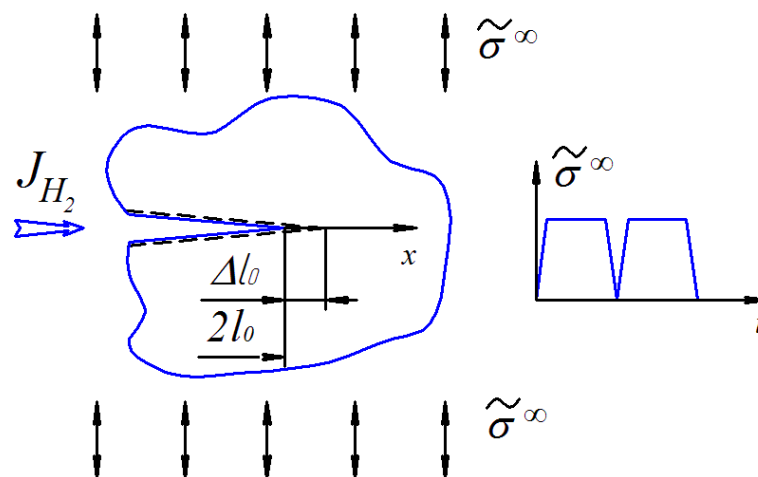


Рис. 3.5 – Трещина в условиях воздействия водородсодержащей среды и циклического нагружения.

В основе подхода к оценке долговечности элементов конструкций в условиях водородсодержащей среды и циклического нагружения лежит

положение о том, что скорость роста трещины определяется действием одного из двух независимых механизмов [42], [44]:

- накоплением пластической деформации вблизи вершины трещины при циклическом нагружении.
- водородным охрупчиванием материала вблизи вершины растущей трещины за счет действия водородсодержащей среды.

На рис. 3.6 показано определение превалирующего механизма разрушения при подросте трещины на величину $\Delta(l_0)_i = a_i^d [(l_0)_i]$.

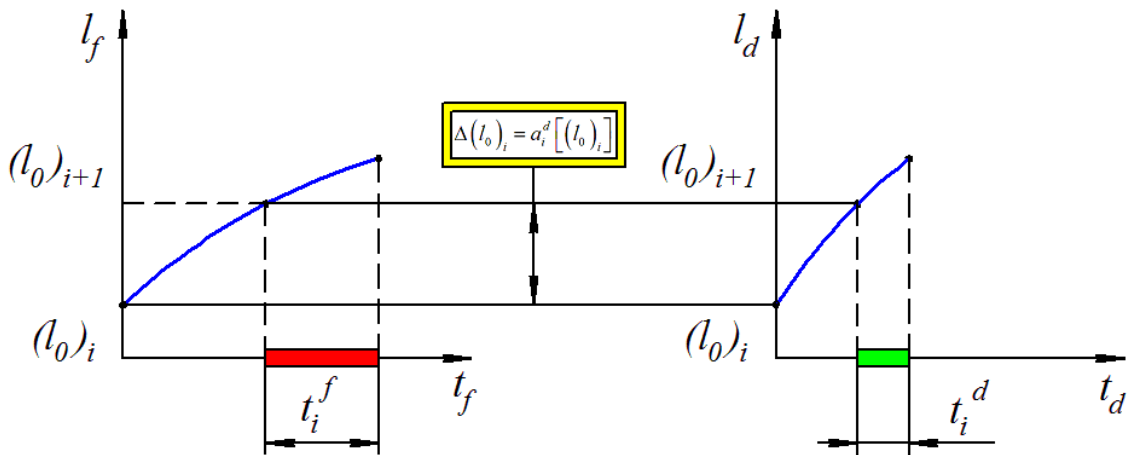


Рис. 3.6 – К определению превалирующего механизма разрушения.

Суть метода определения превалирующего механизма описана ниже на примере i -го подроста трещины на величину $a_i^d [(l_0)_i]$. Определяется затрачиваемое время в случае реализации только первого механизма разрушения (усталостного), которое равно t_f^i , и в случае реализации только второго механизма разрушения (водородного охрупчивания при статическом нагружении) t_d^i . По правилу, приведенному ниже, определяется время $(t_{f+d}^*)_i$, затрачиваемое на подрост трещины на величину $a_i^d [(l_0)_i]$ при циклическом нагружении элемента конструкции, находящегося в условиях воздействия водородсодержащей среды. Таким образом, время соответствующего подроста определяется по соотношению

$$(t_{f+d}^*)_i = \min\left(t_i^f\left(a_i^d\left[(l_0)_i\right]\right); t_i^d\left(a_i^d\left[(l_0)_i\right]\right)\right), \quad (3.4)$$

где $a_i^d\left[(l_0)_i\right]$ - подрост трещины длины $(l_0)_i$.

В разработанной модели скорость роста усталостной трещины определяется по известному уравнению Париса-Эрдогана.

$$\dot{l}_f = A(\Delta\tilde{K}_I)^n \quad (3.5)$$

где A, n – константы.

Величина подраста трещины $a_i^f = (\Delta l_0)_i$ по усталостному механизму с учетом (3.5) определяется по соотношению [136]:

$$a_i^f = A \cdot (t_i^f \cdot f) \cdot (Y \Delta \tilde{\sigma}^\infty \sqrt{\pi l_i})^n \quad (3.6)$$

где f – частота нагружения.

Методика оценки скорости роста трещины по механизму водородного растрескивания при статическом нагружении, с помощью которой можно определить t_i^d приведена в главе 2.

Считая подрост трещины $\Delta l(r_p)$ пропорциональным размеру пластической зоны $r_p \ll l$, а также приняв, что $a_i^f = a_i^d$, скорость роста трещины и долговечность рассматриваемого элемента конструкции определяется по следующей схеме [33]:

$$\dot{l}_i \approx \frac{a_i^d\left[(l_0)_i\right]}{\min\left(t_i^f\left(a_i^d\left[(l_0)_i\right]\right); t_i^d\left(a_i^d\left[(l_0)_i\right]\right)\right)} = \frac{a_i^d\left[(l_0)_i\right]}{(t_{f+d}^*)_i} \rightarrow \dot{l} = F([X], [Y], \tilde{\sigma}^\infty, l_0, t); \quad (3.7)$$

$$l(t) = \int_0^t F([X], [Y], \tilde{\sigma}^\infty, l_0, t) dt \rightarrow l(t^*) = l^* \rightarrow t^*$$

где \dot{l} - скорость роста трещины, Δt_f , Δt_d - время подраста трещины на величину $\Delta l(r_p)$ за счет первого и второго механизмов, соответственно.

3.3 Численная оценка долговечности элемента конструкции, находящегося в условиях воздействия водородсодержащей среды и циклического нагружения

Проведенный обзор литературы показал, что особое внимание уделяют вопросу разрушения элементов конструкций, изготовленных из высокопрочных сталей, находящихся в условиях воздействия водородсодержащих сред и циклического нагружения [43]. В основном, авторами рассматриваются такие стали как AISI 4340 (40ХН2М), AISI 4335 и другие стали со схожим химическим составом [96], [75], [112], [104]. Из таких сталей изготавливают болты для авиационной и автомобильной промышленности.

Численная оценка долговечности элемента конструкции с трещиной нормального отрыва в бесконечной пластине в условиях воздействия водородсодержащей среды при циклическом нагружении проведена при исходных данных из таблицы 3.1. В расчетах было принято, что в начальный момент времени водород в материале образца отсутствовал.

Таблица 3.1 - Исходные данные для оценки долговечности образца с трещиной I типа

| $\Delta\tilde{\sigma}^\infty$ | f | A | n | \tilde{K}_{Ic}^* | \tilde{K}_{Ic}^0 |
|-------------------------------|--------------------|--|------|--------------------|--------------------|
| [МПа] | [с ⁻¹] | $\left[\frac{m \cdot (МПа \cdot \sqrt{м})^{-n}}{\text{цикл}} \right]$ | | [МПа · √м] | |
| 140 | 1.2 | $1,095 \cdot 10^{-12}$ | 3,24 | 10 | 80 |

Окончание таблицы 3.1

| a_0^d | α_2 | β_2 | B | δ | Ω | $\lg([Y])$ | L_0 |
|-----------|------------|-----------|-----|----------|----------|--|-------|
| [м] | | | | | | $\lg \left[\frac{\text{кг} \cdot \text{м}}{\text{с}^2} \right]$ | [м] |
| 10^{-5} | 2 | 2 | 10 | 0,05 | 1.5 | -19,094 | var. |

Расчеты проводились при различных размерах начальных дефектов. На рис. 3.7 приведены результаты, полученные автором с помощью описанной выше методики оценки долговечности.

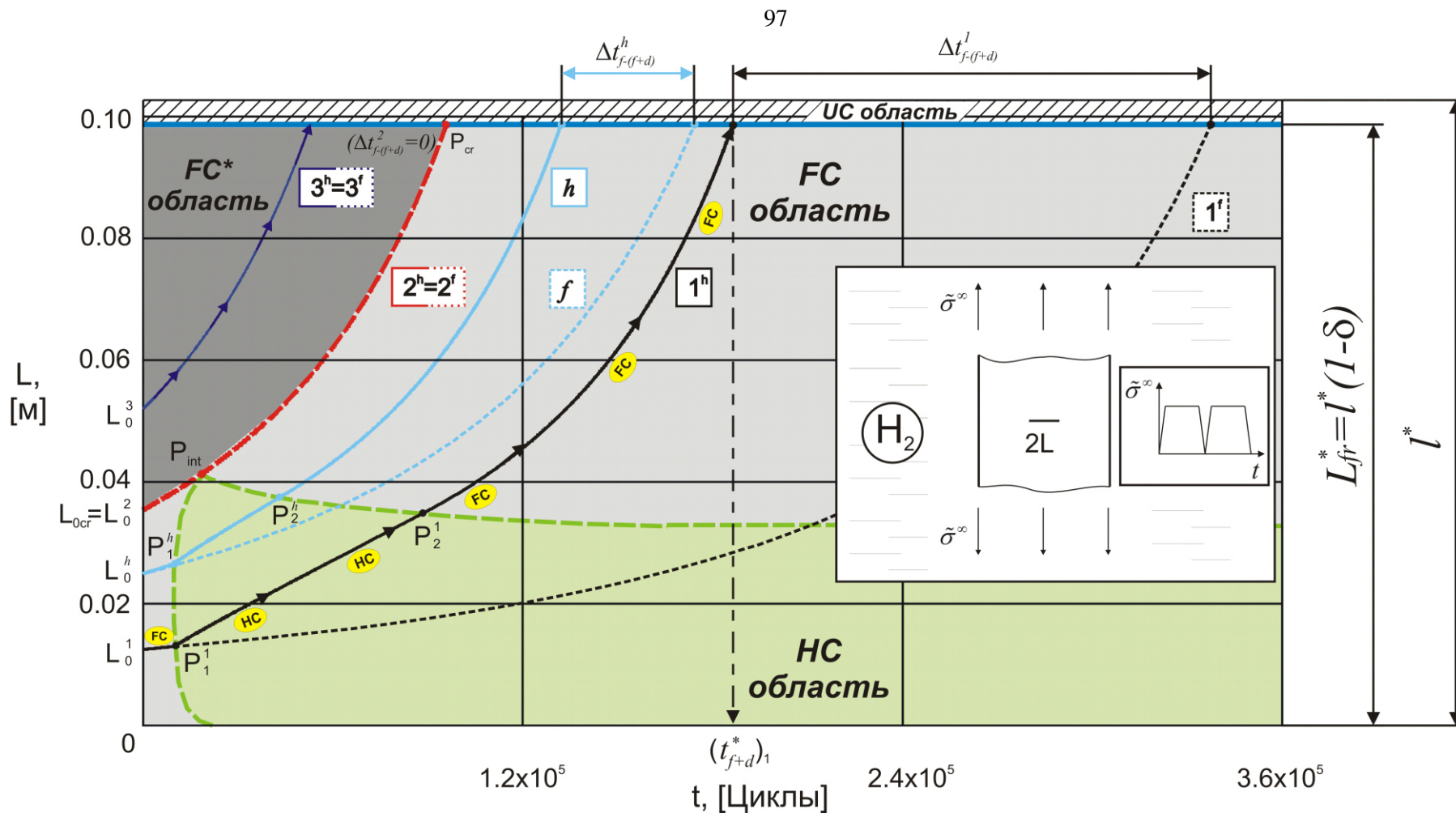


Рис. 3.7 - Оценка долговечности элемента конструкции из стали AISI 4340 при циклическом нагружении в водородной среде в зависимости от размера начального дефекта ($R=0, f=1,2$ Гц), получено автором в [120], [135]:

$1^h, 2^h, 3^h, h$ – циклическое нагружение в водородсодержащей среде;

$1^f, 2^f, 3^f, f$ – циклическое нагружение в инертной среде.

При проведении расчетов, результаты которых приведены на рис. 3.7, были выявлены области доминирования различных механизмов разрушения при рассмотрении кинетики трещин в элементе конструкции при циклическом нагружении с учетом влияния водородсодержащей среды. На кривой 1^h обозначены участки FC и HC, характеризующие превалирующий механизм разрушения: водородное растрескивание и усталость, соответственно. Как видно по кривой 1^h , начальная трещина начала расти по усталостному механизму (FC), после прохождения точки P_1^1 рост трещины происходил по механизму водородного растрескивания (HC), затем после прохождения точки P_2^1 превалирующим механизмом вновь стал усталостный. Следует отметить, что при достижении трещиной области UC ее характер становится лавинообразным, и долговечность рассматриваемого элемента конструкции считается выработанной и составляет $(t_{f+d}^*)_1$ для трещины растущей по кривой 1^h .

Кривые $L(t)$ при циклическом нагружении элемента конструкции с трещиной нормального отрыва получены с использованием формулы Париса. На рис. 3.7, обозначен интервал $\Delta(t_{f-(f+d)}^h)_1$, который характеризует разницу в долговечности элемента конструкции в инертной среде (кривая 1^f) при циклическом нагружении и долговечности аналогичного элемента конструкции в водородсодержащей среде (кривая 1^h). Как видно, с увеличением начальной длины трещины L_0 эта величина уменьшается. В таком случае, существует кривая ($2^f=2^h$), в которой водородное растрескивание никогда не является превалирующим механизмом разрушения. Поэтому трещины с начальной длиной $L_0 \geq L_{0cr}$ развиваются только по усталостному механизму, соответственно их рост происходит только в области FC*. Проводя ряд вычислений можно определить границы областей FC, HC, FC* и таким образом поделить диаграмму $L(t)$, что позволит выявить влияние водородного растрескивания на кинетику рассматриваемой трещины нормального отрыва. Горизонтальная линия на

рис. 3.7 описывает разрушения рассматриваемого элемента с трещиной I типа при воздействии водородсодержащей среды и статического нагружения.

По полученным диаграммам, при заранее известной долговечности элемента конструкции с трещиной I-типа в условиях воздействия водородсодержащей среды, можно определить предельную величину дефекта в рассматриваемом элементе конструкции.

Начальная длина трещины L_{0cr} , выше которой водородсодержащая среда не оказывает влияния на развитие трещины, может быть определена численно. В данном случае это возможно, т.к. из рис. 3.7 следует, что $\Delta(t_{f-(f+d)}) \rightarrow 0$ при $L_0 \rightarrow L_{0cr}$. На рис. 3.8 приведены зависимости $\Delta[t_{f-(f+d)}](L_0)$ для данных, приведенных в таблице 3.1 при различных значениях $\Delta\tilde{\sigma}^\infty$.

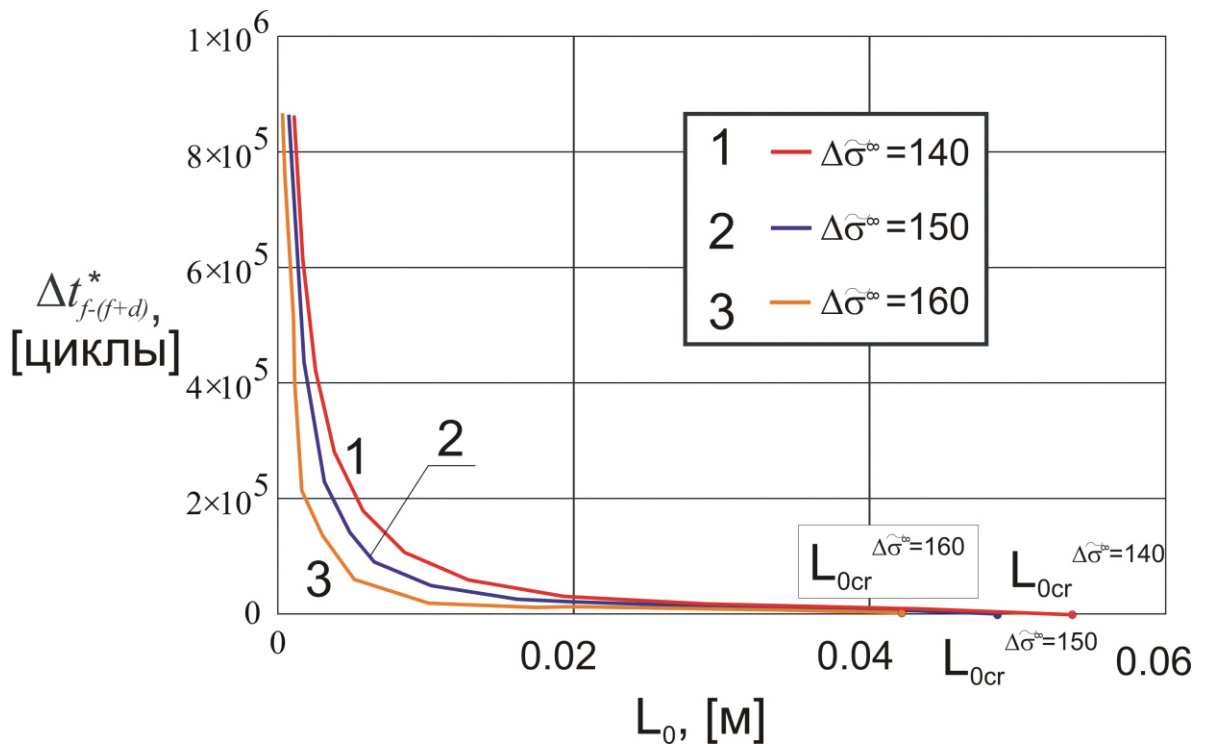


Рис. 3.8 - К определению L_{0cr} при различных значениях размаха напряжений (МПа) [118].

Как видно по рис. 3.8, с ростом размаха напряжений $\Delta\tilde{\sigma}^\infty$ значение L_{0cr} уменьшается, что и следовало ожидать.

3.4 Влияние частоты нагружения на определение доминирующего механизма роста трещины

Для определения влияния рассматриваемых механизмов разрушения на рост трещины в образце при его циклическом нагружении в водородсодержащей среде была рассмотрена модельная задача о растяжении бесконечной пластины с трещиной первого типа. Исходные данные для моделирования роста трещины приведены в таблице 3.1. В настоящих расчетах варьировалась не только начальная длина трещины, но и частота нагружения. Причем для одинаковых частот нагружения были проведены расчеты как для случая воздействия водородсодержащей среды на образец, так и для случая воздействия инертной среды.

Из предварительного анализа, проведенного в [20], следует, что

$$\lim_{f \rightarrow +\infty} t_{(f+h)}^*(L_0, f, \Omega = 0) = \lim_{f \rightarrow +\infty} t_{(f+h)}^*(L_0, f, \Omega \neq 0). \quad (3.8)$$

На основании проведенных вычислительных экспериментов была получена диаграмма, приведенная на рис. 3.9.

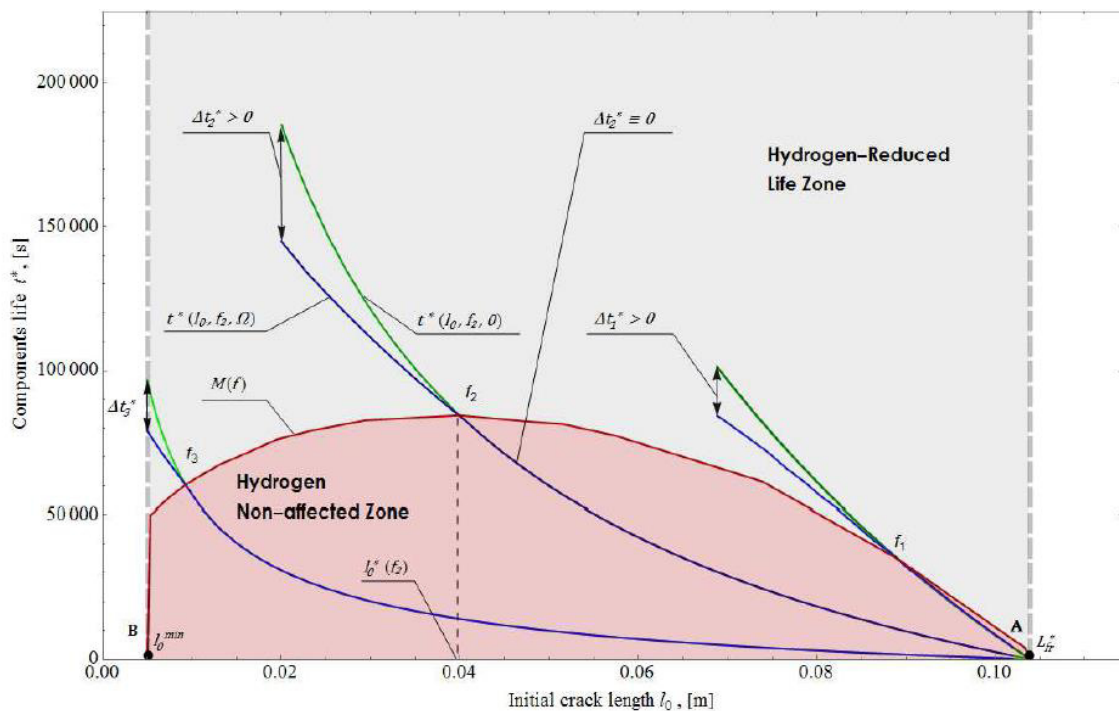


Рис. 3.9 – Кривые $t_{(f+h)}^*(L_0, f = \text{var.}, \Omega = \text{var.})$ для частот $f = \{0,3, 1,0, 6,0\}$

Гц.

На рис. 3.9 приведены три пары кривых, полученных для инертной и водородсодержащей сред, для разных значений частот нагружения, соответственно. Из анализа полученных пар кривых следует, что для выбранных исходных данных существует некоторая точка, после достижения которых кривые $t_{(f+h)}^*(L_0)$ для инертной и водородсодержащих сред при одинаковых частотах нагружения становятся идентичными. Это позволяет сделать вывод о том, что можно провести некоторую кривую (показанную красным цветом на рис. 3.9), разделяющую рассматриваемую область $t_{(f+h)}^*(L_0)$ на подобласти. Можно выделить область, в которой доминирующим процессом разрушения является водородное растрескивание. Также можно определить область, в которой доминирующим процессом разрушения является усталостное накопление повреждений вблизи вершины трещины (несмотря на наличие водородсодержащей среды вблизи вершины трещины). Из анализа границы указанных областей можно установить, что существует некоторая частота нагружения $f^{**}=f_2$, являющаяся ординатой экстремума для полученной кривой. Данная частота является характеристикой пары среда-металл.

3.5 Сопоставление результатов расчета с данными других авторов

Было проведено сопоставление результатов оценки скорости роста трещины при циклической нагрузке в водородсодержащей среде, полученной с помощью разработанной методики, с известными экспериментальными данными [78]. Эксперименты проводились на компактных образцах (8x90x95 мм) из аустенитной стали 40X, асимметрия цикла $R=0,1$ и частоте $f=20$ Гц.

К-тарировка для компактных образцов определяется по формуле [130]

$$Y = \sqrt{\frac{W}{\pi l}} \frac{2 + \frac{l}{W}}{\left(1 - \frac{l}{W}\right)^{3/2}} \left(0,886 + 4,64\left(\frac{l}{W}\right) - 13,32\left(\frac{l}{W}\right)^2 + 14,72\left(\frac{l}{W}\right)^3 - 5,60\left(\frac{l}{W}\right)^4\right), \quad (3.9)$$

где W – ширина компактного образца.

Остальные исходные данные, необходимые для расчета приведены в таблице ниже.

Таблица 3.2 - Исходные данные для оценки скорости роста трещины в компактном образце из стали 40X

| $\Delta \tilde{K}_I$ | A | n | \tilde{K}_{Ic}^* | \tilde{K}_{Ic}^0 |
|----------------------|---|-----|--------------------|--------------------|
| [МПа] | $\left[\frac{m \cdot (\text{МПа} \cdot \sqrt{m})^{-n}}{\text{цикл}} \right]$ | | [МПа · √м] | |
| | $5,0 \cdot 10^{-10}$ | 3,3 | 3 | 25 |

Окончание таблицы 3.2

| α_0^d | α_2 | β_2 | B | δ | Ω | $\lg([Y])$ |
|--------------|------------|-----------|-----|----------|----------|---|
| [м] | | | | | | $\lg \left[\frac{\text{кг} \cdot \text{м}}{c^2} \right]$ |
| 10^{-5} | 2 | 2 | 10 | 0,2 | 1.5 | -21,094 |

Полученная в результате проведения расчета кривая приведена на рис. 3.10.

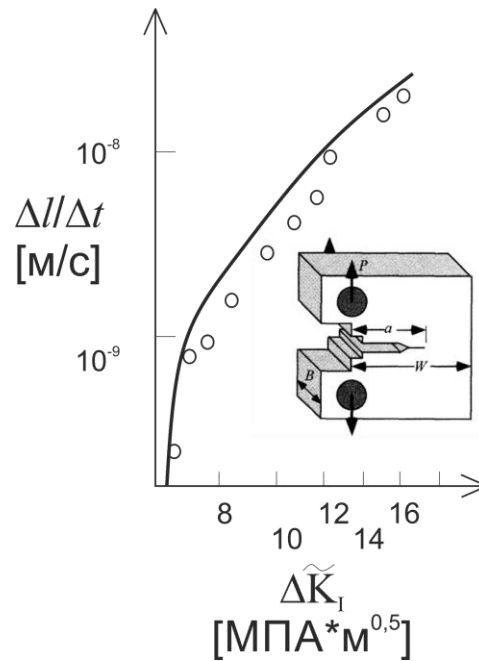


Рис. 3.10 - Кривая скорости роста трещины.

Сплошной линией на рис. 3.10 представлена кривая, полученная с помощью разработанной методики, точки – экспериментальные данные из [78]. Совпадение кривой с точками не является полным, поскольку исходные данные для моделирования были взяты из различных источников. Несмотря на этот факт, полученная кривая удовлетворительно коррелирует с экспериментальными данными.

Также было проведено сравнение результатов роста трещины, полученных с помощью разработанной методики с аналогичными результатами, приведенными в [67]. В частности, в указанной работе были приведены экспериментальные результаты по определению скорости роста трещин в трубной стали типа X42 при действии циклической нагрузки и агрессивной водородсодержащей среды. Кривые, полученные авторами при проведении соответствующих экспериментов были сопоставлены с кривыми, полученными с помощью разработанной в данной диссертационной работе методики. Исходные данные, необходимые для моделирования были взяты из [67] и других источников. На рис. 3.11 приведены экспериментальные и «теоретическая» кривые скорости роста трещины.

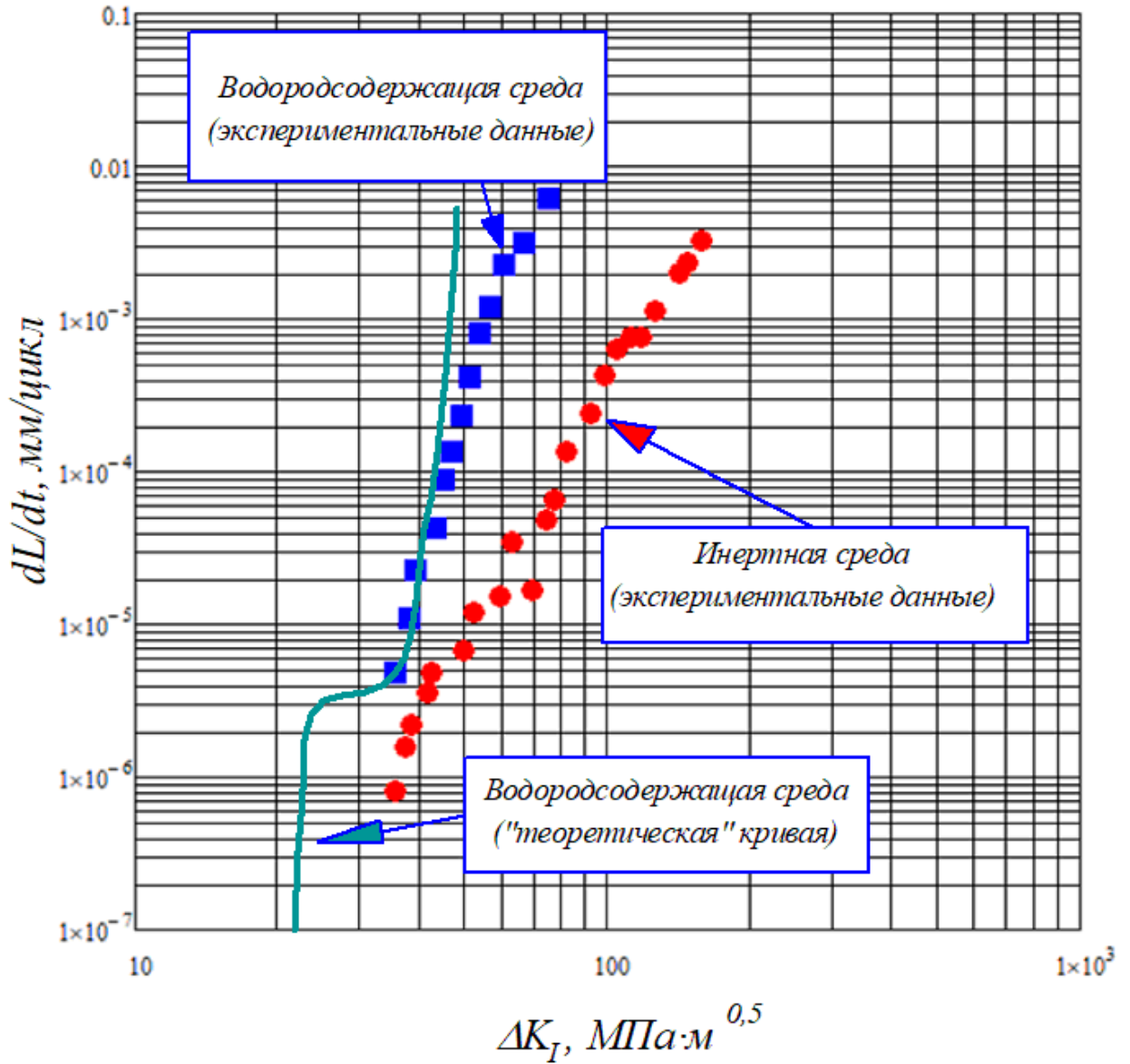


Рис. 3.11 – Скорости роста трещины в зависимости от размаха.

Из анализа данных, приведенных на рис. 3.11, полученные с помощью разработанной методики кривые удовлетворительно сходятся с экспериментальными результатами.

Глава 4. Применение разработанной методики для расчета типовых элементов конструкций, находящихся в условиях циклического нагружения и водородсодержащей среды

4.1 Моделирование разрушения резьбового элемента

Разработанная методика показала свою адекватность при проведении множества вычислительных экспериментов, приведенных в главе 2, а также главе 3. Кроме того, было показано качественное совпадение результатов, полученных с помощью разработанной методики и экспериментальных данных, полученных другими авторами [64].

Как известно, частой причиной выхода из строя болтовых соединений, контактирующих с водородсодержащей средой является водородное охрупчивание [86], [143]. Поэтому в данном параграфе показан пример использования приведенной в настоящей работе методики для моделирования разрушения резьбового элемента: болт М115 из стали 40ХН2М.

Расчетная схема болта с кольцевой трещиной, расположенной во впадине резьбы приведена на рис. 4.1.

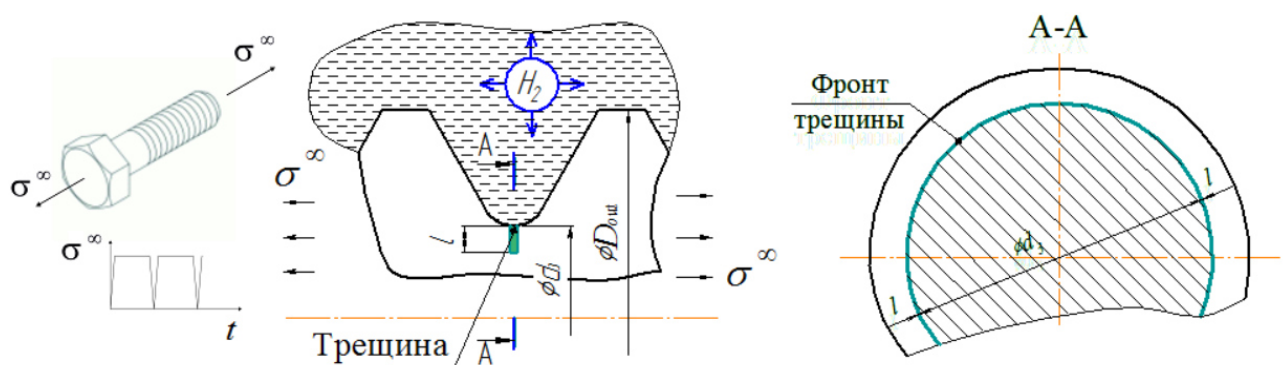


Рис. 4.1 – Кольцевая трещина в корне зуба резьбы болта.

Исходные данные, необходимые при моделировании приведены в таблице 4.1.

Таблица 4.1 - Исходные данные для моделирования разрушения болта

| f | A_0 | n_0 | \tilde{K}_{Ic}^* | \tilde{K}_{Ic}^0 |
|------------|--|-------|------------------------|--------------------|
| $[c^{-1}]$ | $\left[\frac{м \cdot (МПа \cdot \sqrt{м})^{-n_0}}{\text{цикл}} \right]$ | | $[МПа \cdot \sqrt{м}]$ | |
| 1,0 | $1,65 \cdot 10^{-12}$ | 3,24 | 10 | 80 |

Окончание таблицы 4.1

| a_0^d | α_2 | β_2 | B | δ | Ω | $\lg([Y])$ | L_0 |
|-----------|------------|-----------|-----|----------|----------|---|--------|
| $[м]$ | | | | | | $\lg \left[\frac{кг \cdot м}{с^2} \right]$ | $[мм]$ |
| 10^{-5} | 2 | 2 | 10 | 0,05 | 2.5 | -17,152 | 2 |

Для трещины, приведенной на рис. 4.1, КИН по фронту трещины определяется по формуле ниже

$$\tilde{K}_I = \Delta \sigma^\infty \cdot Y_b \cdot \sqrt{\pi \cdot l}, \quad (4.1)$$

где $Y_b = 2.4371 \cdot e^{\left(-36.5 \cdot \frac{l}{d_3}\right)} + 0.5154 + 0.4251 \cdot \frac{l}{d_3} +$

$$+ 2.4134 \cdot \left(\frac{l}{d_3}\right)^2 - 15.4491 \cdot \left(\frac{l}{d_3}\right)^3 + 36.157 \cdot \left(\frac{l}{d_3}\right)^4 - \text{К- торировка [83];}$$

d – наружный диаметр резьбы болта (см. рис. 4.1).

Результаты моделирования приведены на рис. 4.2 - 4.3. Вычислительные эксперименты проводились для различных размахов напряжений и начальных длин трещин, указанных в соответствующих таблицах на рис. 4.2 - 4.3.

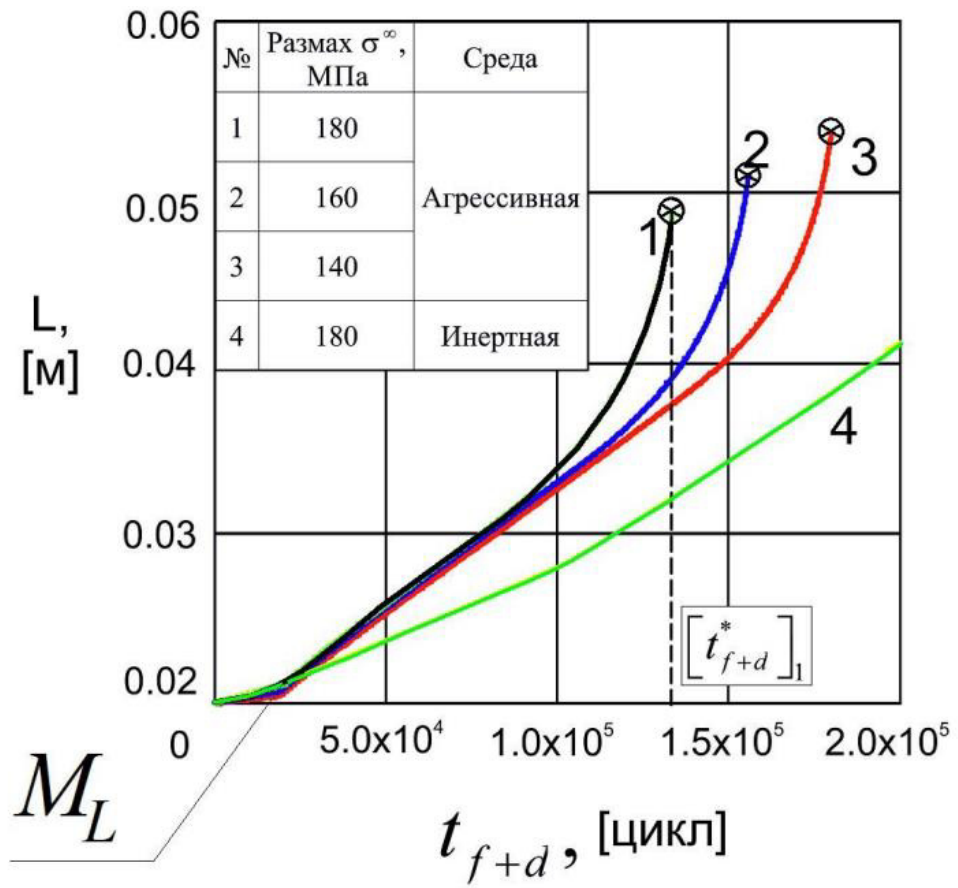


Рис. 4.2 – Моделирование роста кольцевой трещины в болте.

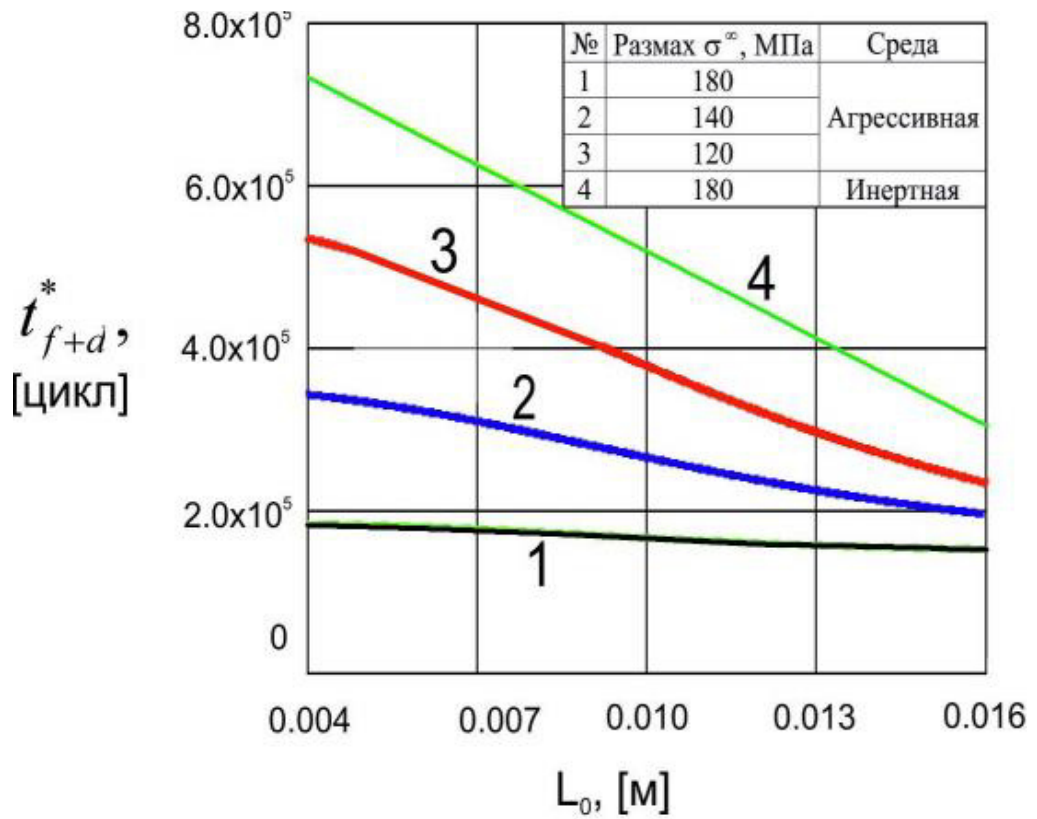


Рис. 4.3 – Оценка долговечности болта с трещиной.

На рис. 4.2 приведены кривые $L(t_{f+d})$ роста кольцевой трещины во впадине резьбы для различных размахов напряжений для инертной и агрессивной водородсодержащей среды. Как видно из анализа кривых, приведенных на рис. 4.2, кривая 4, полученная для инертной среды лежит ниже остальных трех. Это свидетельствует об ускорении роста трещины за счет воздействия агрессивной водородсодержащей среды и охрупчивания материала вблизи вершины трещины. Из рассмотрения полученных кривых 1-3 следует, что с увеличением размаха напряжений долговечность конструкции t_{f+d}^* уменьшается, что не противоречит физическому смыслу задачи. На кривых 1-3, приведенных на рис. 4.2 указана точка M_L , соответствующая смене доминирующего механизма роста трещины. До достижения этой точки трещина распространялась по усталостному механизму. Затем концентрация водорода вблизи вершины трещины стала достаточной для начала доминирования водородного охрупчивания, как механизма роста трещины.

На рис. 4.3 приведены кривые изменения долговечностей рассматриваемого болта с кольцевой трещиной в зависимости от начальной глубины трещины. Как следует из рассмотрения рис. 4.3, кривая 4, полученная для случая роста трещины при циклическом нагружении в инертной среде, лежит выше остальных кривых, полученных для случая воздействия на болт водородсодержащей среды. Из рассмотрения кривых 1-3, приведенных на рис. 4.3, следует, что с ростом размаха напряжений для трещин одинаковых размеров и одинаковой концентрации водорода в среде, долговечность рассматриваемого болта из высокопрочной стали уменьшается, что не противоречит данным других исследователей.

4.2 Моделирование растрескивания элемента трубопровода

Как известно, в реакторах водяного типа (Pressurized Water Reactor) существуют элементы, которые в результате эксплуатации могут разрушиться из-за воздействия циклической нагрузки, находясь, при этом, в условиях водородонасыщения. К таким элементам относятся, к примеру, теплообменные трубки парогенератора, изготовленные из сплава инконель 600. В [89] приведены данные, что указанные трубки находятся в контакте с пластинами из углеродистой стали, что приводит к возникновению гальванической коррозии в растворе NaCl (который содержится в морской воде) с адсорбцией водорода поверхностью теплообменных трубок парогенератора.

Кроме того, известны случаи внезапного разрушения гибов и прямых участков трубопроводов нефтехимической и газовой промышленности из-за воздействия водорода, способного находиться как в наружной, так и в транспортируемой среде.

Ниже продемонстрирован пример использования приведенной в настоящей работе методики для моделирования растрескивания типового элемента трубопровода: гиб $D_N=365$ мм, $\delta=31$ мм. Рассматриваемый гиб изготовлен из стали 10ГН2МФА ($\sigma_T=345$ МПа).

Внутри гiba транспортируется агрессивная водородсодержащая среда, давление среды циклически изменяется. Предположим, что по результатам ультразвукового контроля, обнаружена несплошность, которую можно представить в виде несквозной плоской полуэллиптической трещины, как показано на рис. 4.4.

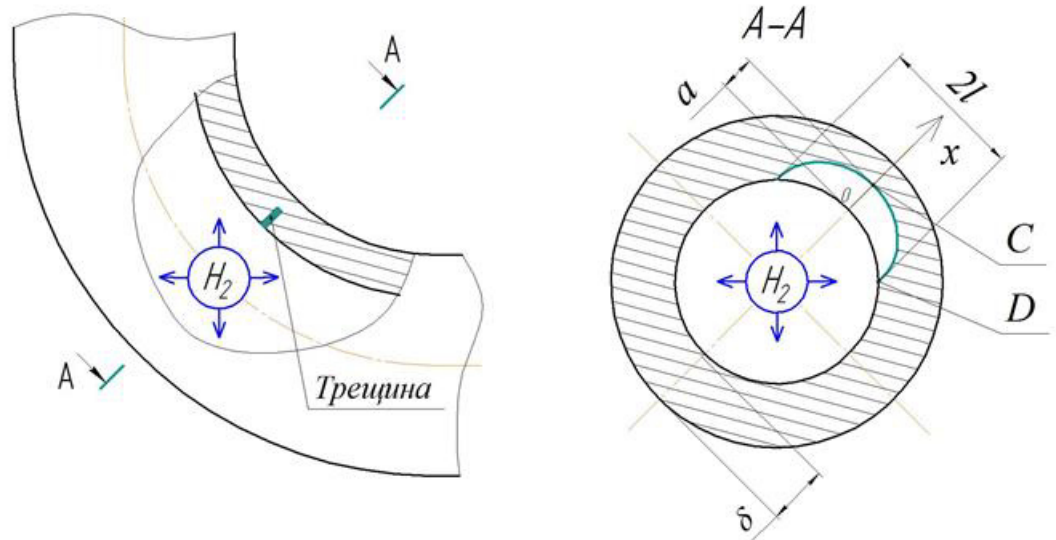


Рис. 4.4 – Несквозная плоская полуэллиптическая трещина в гйбе.

В настоящем примере было принято, что концентрации водорода вблизи вершины трещины постоянна и не связана с изменением давления транспортируемой среды.

Значения КИН в точках С и D (см. рис. 4.4) вычислялись по методике, приведенной в нормативном документе [136].

Была разработана конечно-элементная модель (КЭМ) рассматриваемого гйба без трещины, см. рис. 4.5.

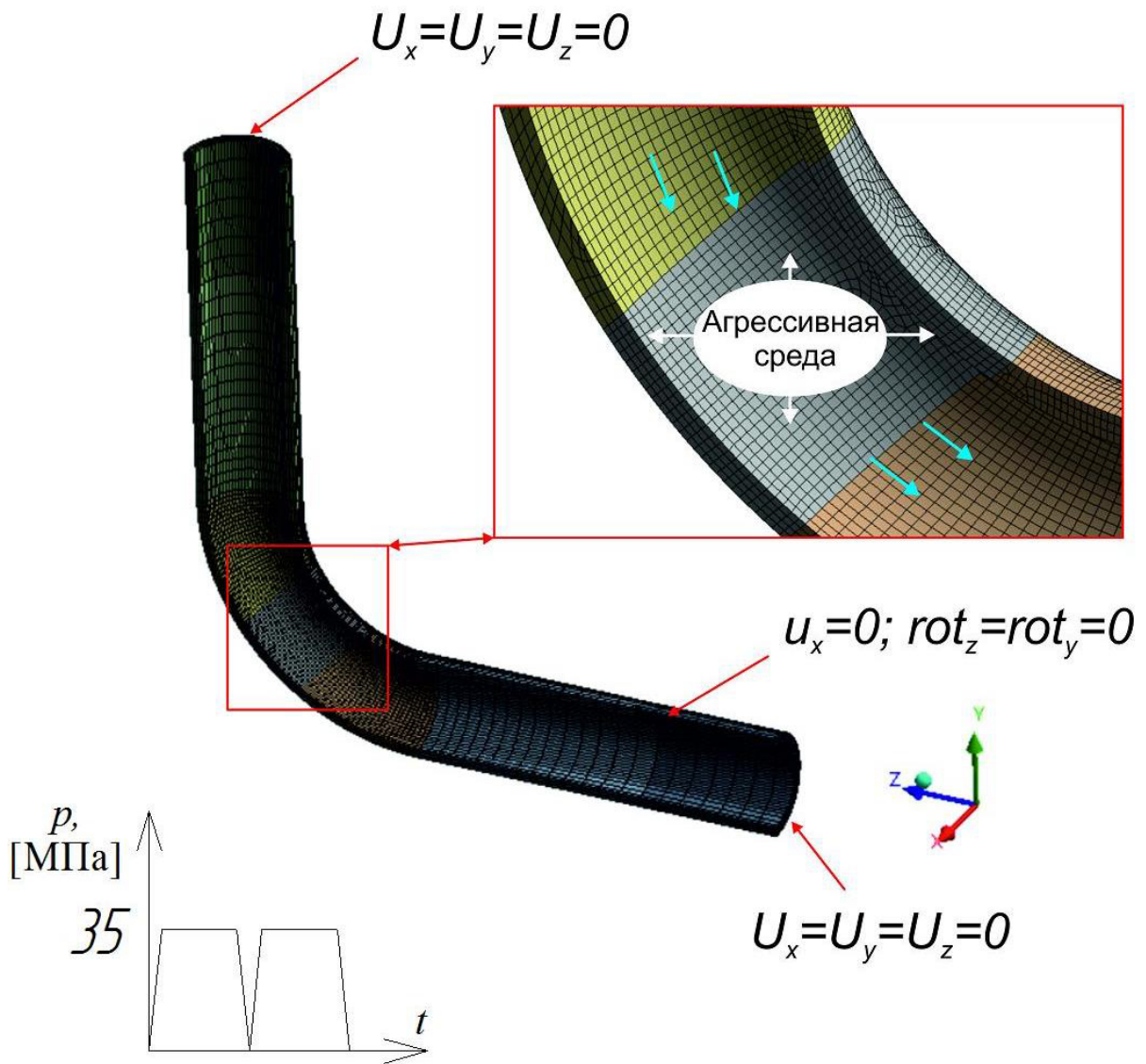


Рис. 4.5 – КЭМ с граничными условиями.

С помощью разработанной КЭМ было получено распределение главных напряжений по толщинегиба в области постулируемого дефекта типа трещины от максимального давления, возникающего в гйбе, см. рис. 4.6 а). Распределение главных напряжений по толщине стенки (точки) и их аппроксимация (синяя кривая) приведены на рис. 4.6 б).

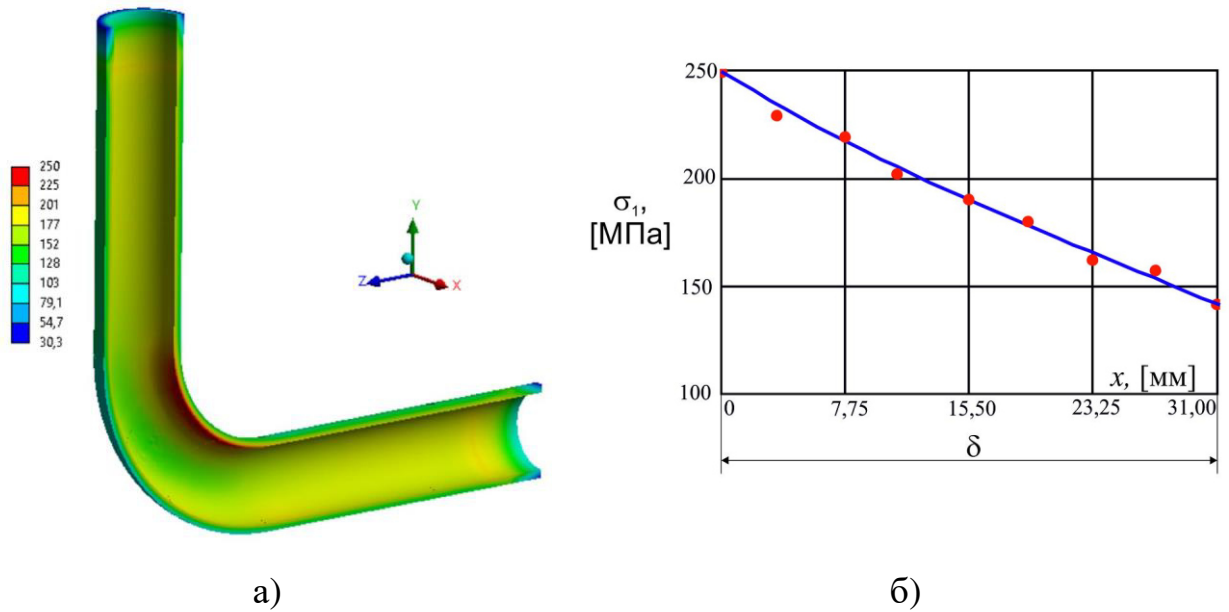


Рис. 4.6 – Распределение главных напряжений σ_1 , МПа:

а) по всей модели; б) аппроксимация главных напряжений по толщине стенки.

Аппроксимация главных напряжений проводится по формуле из [136]:

$$\sigma_N \approx \sigma_0 + \sigma_1 \left(\frac{x}{a} \right) + \sigma_2 \left(\frac{x}{a} \right)^2 + \sigma_3 \left(\frac{x}{a} \right)^3 \quad (4.2)$$

где $\sigma_0, \sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ - коэффициенты многочлена.

Условный КИН в точках С и D (для $a \leq 0,6\delta$) определяется по формуле ниже:

$$K_I = \left(\sigma_0 v_0 + \sigma_1 v_1 \left(\frac{a}{\delta} \right) + \sigma_2 v_2 \left(\frac{a}{\delta} \right)^2 + \sigma_3 v_3 \left(\frac{a}{\delta} \right)^3 \right) \sqrt{\pi a} \quad (4.3)$$

где v_0, v_1, v_2, v_3 - весовые коэффициенты;

Вычисление весовых коэффициентов проводится с использованием табулированных значений из [136] по формулам ниже

$$v^{C(D)}(x) = \frac{1}{x_{i+1} - x_i} \left[(x_{i+1} - x) v_i^{C(D)} + (x - x_i) v_{i+1}^{C(D)} \right]; \quad (4.4)$$

$$v^{C(D)}(x, y) = \frac{1}{(x_{i+1} - x_i)(y_{j+1} - y_j)} \left[(x_{i+1} - x)(y_{j+1} - y) v_{i,j}^{C(D)} + (x_{i+1} - x_i)(y - y_j) v_{i,j+1}^{C(D)} + (x - x_i)(y_{j+1} - y) v_{i+1,j}^{C(D)} + (x - x_i)(y - y_j) v_{i+1,j+1}^{C(D)} \right], \quad (4.5)$$

где $v^{C(D)} = v_{i=0..3}^{C(D)}$; $x = a/l$; $y = a/\delta$; $z = \delta/r$.

Исходные данные, необходимые для проведения расчетов по разработанной методике и не приведенные на рисунках выше, внесены в таблицу 4.2.

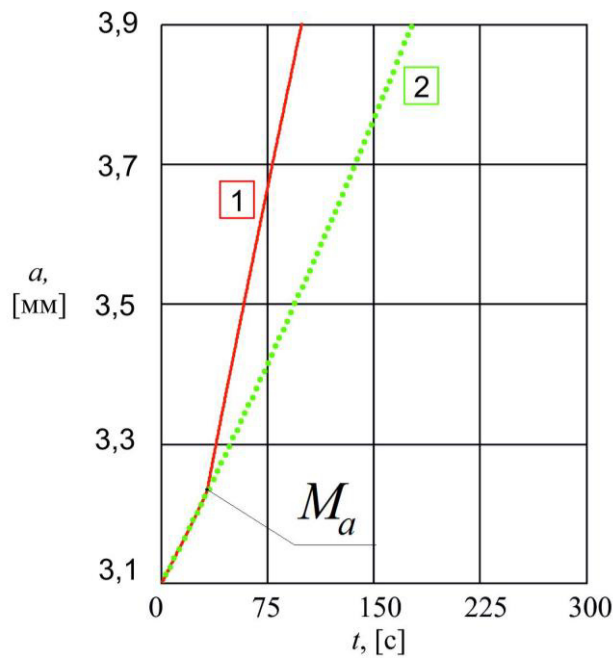
Таблица 4.2 - Исходные данные для моделирования растрескивания гйба

| a_0 | l_0 | f | A_0 | n_0 | \tilde{K}_{Ic}^* | \tilde{K}_{Ic}^0 |
|-------|-------|--------------------|---|-------|---------------------------------------|--------------------|
| [мм] | | [с ⁻¹] | $\left[\frac{\text{м} \times (\text{МПа} \times \sqrt{\text{м}})^{-n}}{\text{цикл}} \right]$ | | $[\text{МПа} \times \sqrt{\text{м}}]$ | |
| 3,1 | 6,2 | 30 | $5,2 \times 10^{-12}$ | 3.3 | 10 | 80 |

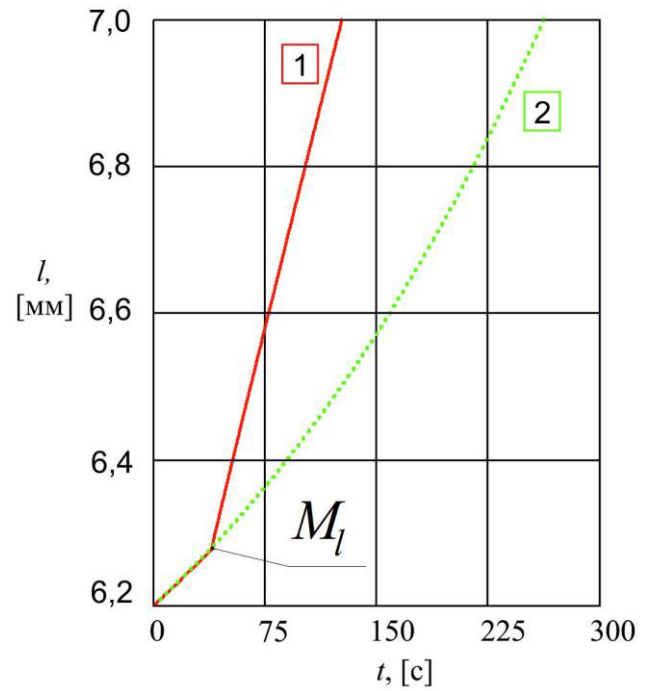
Продолжение таблицы 4.2

| α_1 | β_1 | a_0^d | α_2 | β_2 | B | Δ | Ω | ζ |
|------------|-----------|-----------|------------|-----------|-----|----------|----------|---|
| | | [мм] | | | | | | $\lg \left[\frac{\text{кг} \times \text{м}}{\text{с}^2} \right]$ |
| 2 | 2 | 10^{-2} | 2 | 2 | 10 | 0,05 | 1,5 | -19,094 |

В результате расчетов получены кривые роста трещины по радиальному и окружному направлениям. Соответствующие кривые приведены на рис. 4.7 а) и б).



а)



б)

Рис. 4.7 – Кинетика трещины (получено автором):

а) радиальное направление; б) окружное направление.

1 – циклическое нагружение в агрессивной водородсодержащей среде;

2 – циклическое нагружение в инертной среде.

Как следует из анализа кривых, приведенных на рис. 4.7 а) и б), агрессивная водородсодержащая среда приводит к ускорению развития несквозной полуэллиптической трещины, находящейся на внутренней поверхностигиба. Кривые 1 и 2 на рис. 4.7 а) и б) до достижения точки $M_{a(l)}$ идентичны. Затем происходит смена доминирующего механизма роста трещины, связанная с тем, что концентрация водорода становится достаточной для начала доминирования водородного охрупчивания, как механизма определяющего рост трещины.

4.3 Изменение параметров Пэриса под воздействием агрессивной водородсодержащей среды

Как показал анализ различных источников, например [22], [66] [67], агрессивная водородсодержащая среда может влиять на параметры в зависимости Пэриса, описывающие кинетику распространения усталостных протяженных трещин на участке их устойчивого роста. В настоящем параграфе приведен пример уточнения параметров Пэриса для образца с трещиной первого типа из стали 40ХН2М при циклическом нагружении в агрессивной водородсодержащей среде. Химический состав указанной стали приведен в таблице 4.3.

Таблица 4.3 – Химический состав стали 40ХН2М

| Марка стали | Массовая доля элементов, % | | | | | | | | |
|-----------------------|----------------------------|------|------|-------|-------|------|------|------|------|
| | C | Si | Mn | P | S | Cu | Ni | Cr | Mo |
| 40ХН2М (AISI 4340) | 0.39 | 0.27 | 0.77 | 0.018 | 0.016 | 0.14 | 1.38 | 0.78 | 0.23 |

Согласно формуле Пэриса, скорость роста усталостных протяженных трещин на участке их устойчивого роста в инертной среде \dot{l}_f определяется по формуле (с параметрами Пэриса A_0 и n_0):

$$\dot{l}_f = A_0 \left(Y \Delta \sigma^\infty \sqrt{\pi l} \right)^{n_0} \quad (4.6)$$

Допустим, что кинетика трещины под влиянием водородсодержащей среды и циклического нагружения также определяется по формуле Пэриса, но с параметрами A_Ω и n_Ω , тогда

$$\dot{l}_{f+d} = A_\Omega \left(Y \Delta \sigma^\infty \sqrt{\pi l} \right)^{n_\Omega} \quad (4.7)$$

В том случае, если есть экспериментальные точки на диаграмме L(N) для рассматриваемой пары среда-металл, то можно составить соответствующие невязки, минимизация которых приведет к нахождению

величин A_Ω и n_Ω . Соответствующие невязки можно составить в следующем виде [119]:

$$\varepsilon_L(A_\Omega, n_\Omega) = \sqrt{\frac{1}{m} \sum_{j=1}^m \left(L_j^{f+d} - \frac{n_\Omega+1}{2} \sqrt{\left(-\frac{n_\Omega}{2} + 1\right) \cdot A_\Omega \cdot N_j \cdot \left(Y \Delta \tilde{\sigma}^\infty \sqrt{\pi}\right)^{n_\Omega} + L_0^{-\frac{n_\Omega}{2}+1}} \right)^2} \rightarrow \min; \quad (4.8)$$

$$\varepsilon_N(A_\Omega, n_\Omega) = \sqrt{\frac{1}{k} \sum_{j=1}^k \left(\int_{L_0}^{L_j} \frac{dl}{A_\Omega \cdot \left(Y_s \cdot \Delta \tilde{\sigma}^\infty \sqrt{\pi l}\right)^{n_\Omega}} - N_j^* \right)^2} \rightarrow \min. \quad (4.9)$$

Исходные данные для моделирования приведены в таблице 3.1. Начальная длина трещины была выбрана равной 0,01 м. В результате расчета по формулам, приведенным выше, были получены зависимости изменения невязок при варьировании каждого из параметров Пэриса в отдельности. На рис. 4.8 приведен график изменения невязки при изменении параметра A_Ω .

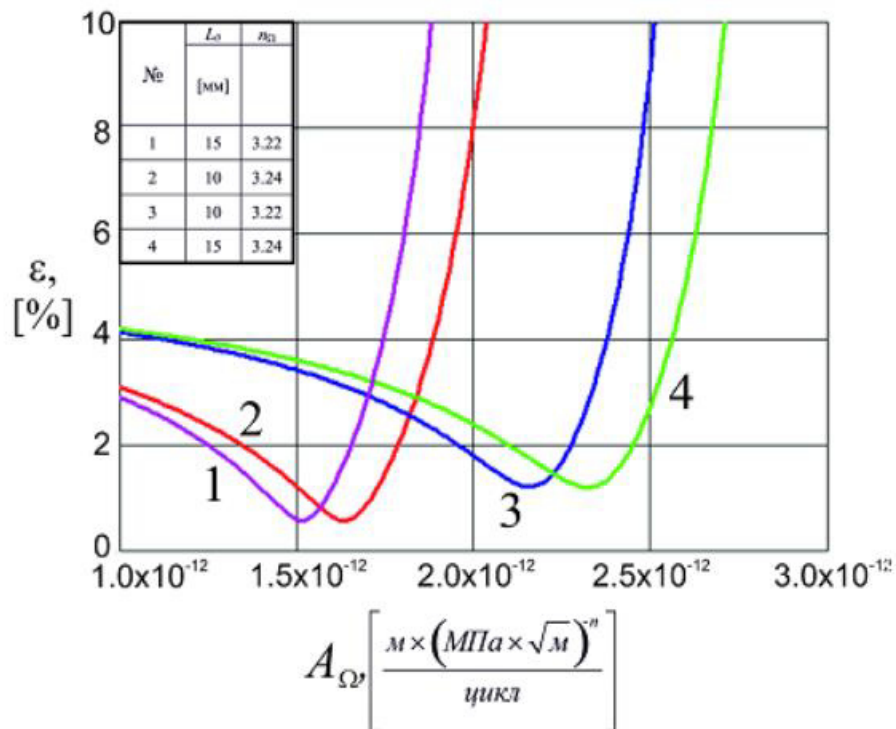


Рис. 4.8 – Изменение невязки при варьировании параметра A_Ω , получено автором в [119]..

На рис. 4.9 приведены кривые роста трещины, полученные для измененных параметров Пэриса. Значения измененных параметров Пэриса приведены в таблице 4.4.

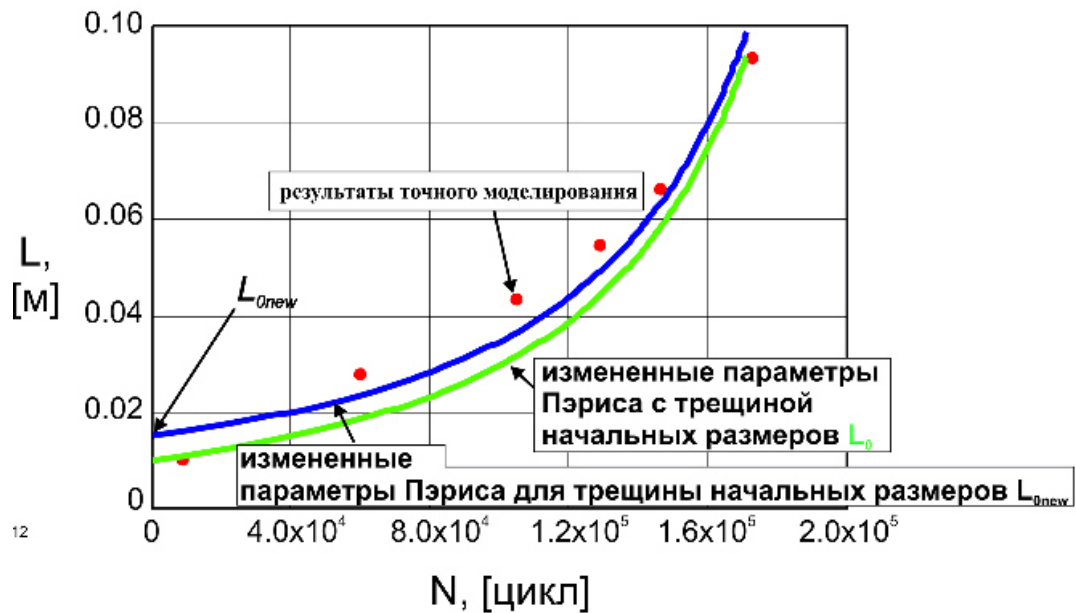


Рис. 4.9 – Кривые роста трещины при измененных параметрах Пэриса.

Таблица 4.4 – Параметры Пэриса

| Среда | A | n |
|--------------------------------|---|------|
| | $\left[\frac{\text{м} \cdot (\text{МПа} \cdot \sqrt{\text{м}})^{-n}}{\text{цикл}} \right]$ | |
| Инертная $\Omega=0$ | $1,095 \times 10^{-12}$ | 3,24 |
| Водородсодержащая $\Omega=2,5$ | $3,950 \times 10^{-12}$ | 3,41 |

Как следует из анализа данных, приведенных в таблице 4.4, параметр Пэриса n изменился несущественно, в то время, как параметр A изменился в разы. Такая тенденция отмечается и другими авторами [22], занимающимися исследованиями вопроса изменения параметров Пэриса из-за воздействия водородсодержащей среды.

С помощью измененных параметров Пэриса был проведен расчет долговечности болта, рассмотренного в параграфе 4.1, результаты приведены на рис. 4.10.

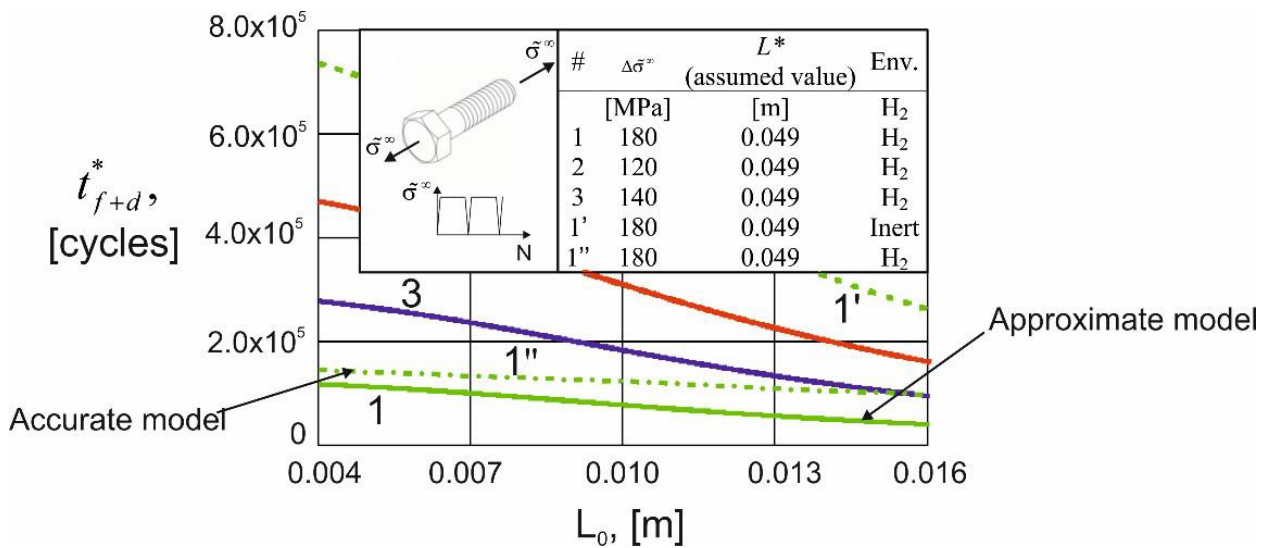


Рис. 4.10 – Оценка долговечности болта с трещиной, получено автором [131].

Как следует из анализа кривых, приведенных на рис. 4.10, «точное» моделирование с помощью представленной в диссертации методики роста трещины при циклическом нагружении в водородсодержащей среде приводит к повышенным значениям долговечности по сравнению с моделированием посредством измененных параметров Пэриса, пригодных для «экспресс-оценок».

4.4 Оценка технического риска элементов конструкций с трещинами при циклическом нагружении в водородсодержащей среде

Надежность элементов конструкций (изделий), как правило, определяют причины, связанные со случайными явлениями. Основным показателем безотказности изделия является вероятность его безотказной работы [30]. Вероятность безотказной работы можно определить, если известен закон распределения сроков службы до отказа (закон надежности).

Зная вероятность безотказной работы, не составляет труда определить вероятность отказа.

Если параметры водородсодержащей среды, нагружения и пр. заданы случайно, то в общем случае, функция распределения долговечности элемента конструкции, находящегося под влиянием водородсодержащей среды и циклического нагружения определяется по соотношению [3]

$$F_t(\tilde{t}^*) = \Pr \{ \tilde{t}^j \leq \tilde{t}^* \}, \quad (4.10)$$

где \tilde{t}^j - реализация случайной величины, а именно, долговечности рассматриваемого элемента конструкции, находящегося в условиях воздействия водородсодержащей среды и циклического нагружения. В связи с тем, что выражение (4.10) представляет собой вероятность того, что долговечности рассматриваемого элемента конструкции меньше \tilde{t}^* , то формула (4.10) определяет вероятность разрушения рассматриваемого элемента конструкции за рассматриваемое время \tilde{t}^* . Иными словами, функция $F_t(\tilde{t}^*)$ является оценкой технического риска R разрушения рассматриваемого элемента конструкции с трещиной (начала неустойчивого роста трещины).

В том случае, если известна функция плотности вероятности долговечности элемента конструкции, находящегося под влиянием водородсодержащей среды и циклического нагружения f_p , функцию технического риска $R_{\tilde{t}^*}$ можно определить по формуле

$$R_{\tilde{t}^*} = \int_{t_{\min}}^{\tilde{t}^*} f_p(t, \xi_{sc}, \xi_{ae}, \xi_{oth}) dt, \quad (4.11)$$

где ξ_{sc} - вектор параметров элемента конструкции, ξ_{sc} - вектор параметров водородсодержащей среды, ξ_{als} - вектор остальных параметров рассматриваемой системы.

Надежность элемента конструкции на заданном сроке эксплуатации \tilde{t}^* определяется с помощью соотношения [2]:

$$H_{\tilde{t}^*} = 1 - R_{\tilde{t}^*} \quad (4.12)$$

где $H_{\tilde{t}^*}$ - прочностная надежность рассматриваемого элемента конструкции на сроке эксплуатации \tilde{t}^* .

При высоких требованиях к надежности изделия, среди основных показателей надежности, выделяют γ -% ресурс, который представляет собой наработку до отказа при заданной вероятности работы γ , выраженной в процентах [30]:

$$R_{\tilde{t}^*} = \gamma. \quad (4.13)$$

γ -% ресурс равный 50% определяет среднюю продолжительность работы изделия.

4.5 Процедура оценки технического риска элементов конструкций, находящихся под влиянием водородсодержащей среды и циклического нагружения

В главе 3 приведена методика определения долговечности элемента конструкций в условиях воздействия водородсодержащей среды и циклического нагружения. В общем случае, есть вероятность того, что средства визуально-измерительного контроля, рентгеновские методы и пр. не позволят обнаружить дефект в конструкции. Поэтому в настоящей главе диссертации проводилось применение аппарата оценки технических рисков R^B с использованием приведенной в главе 3 методики для дискретного равномерного распределения случайной величины l_0 .

Оценка технического риска проводилась путем многократного расчета долговечности с помощью специальной компьютерной программы, разработанной автором и реализованной на языке C++ [98]. Схема разработанной компьютерной программы приведена на рис. 4.11.

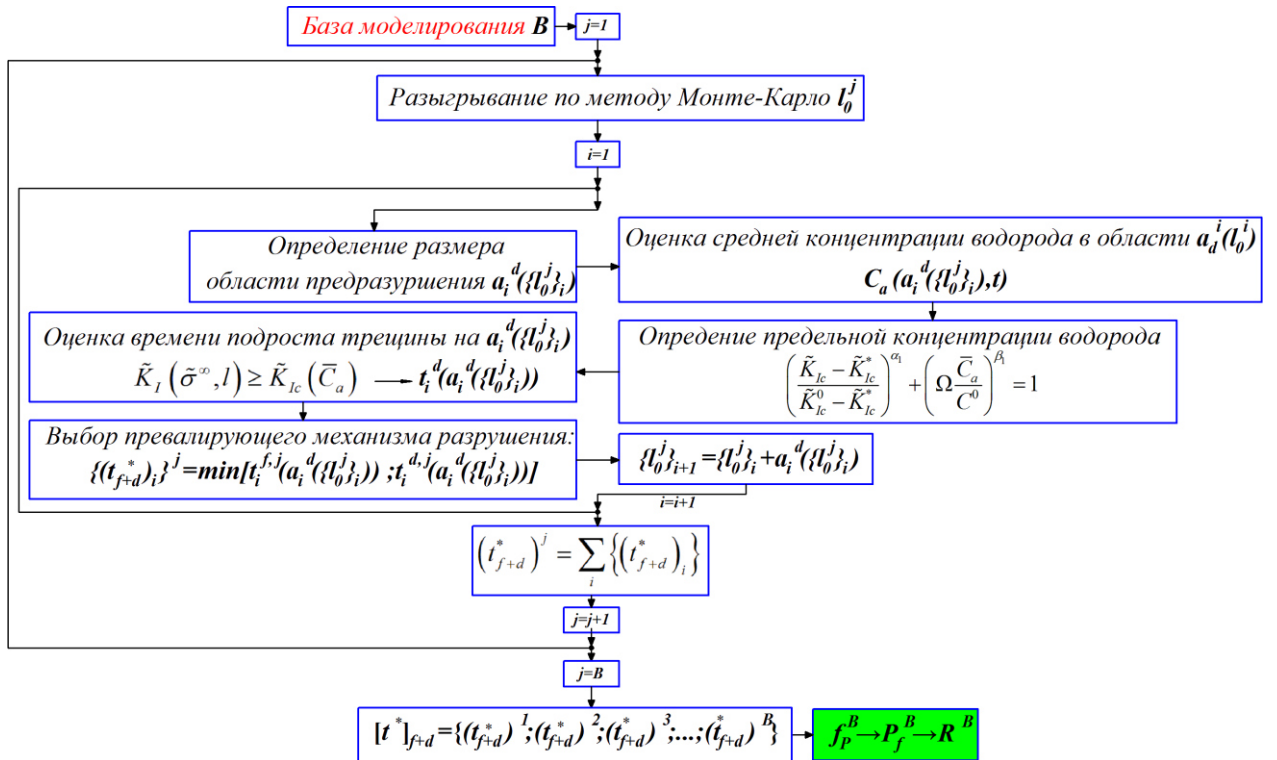


Рис. 4.11 - Схема компьютерной программы для оценки технических рисков.

Вычисления проводились на базе моделирования В. Вектор случайных величин длин трещин, являющийся одним из входных параметров программы, выглядит следующим образом

$$l_0^B = \{l_0^1; l_0^2; \dots; l_0^B\} \quad (4.14)$$

Выполненное количество расчетов для получения корректной оценки функции технического риска R^B было выбрано равным 10000, поэтому для сокращения времени счета были использованы облачные вычисления на базе архитектуры PaaS (платформа как сервис). В качестве облачной платформы была выбрана Microsoft Azure [31] [97].

4.6 Тестовые примеры оценки функции технического риска элементов конструкций, находящихся под влиянием водородсодержащей среды при циклическом нагружении

Модельная задача по оценке технического риска элементов конструкций, находящихся под влиянием водородсодержащих сред и циклического нагружения была решена с целью оценки адекватности разработанной методики определения долговечности таких элементов конструкций с трещинами.

При моделировании в качестве детерминированных параметров были выбраны данные из таблицы 3.1, база моделирования $V=10000$. Начальная длина трещины находится в интервале, указанном в таблице 4.5.

Таблица 4.5 – Параметры для проведения тестовой оценки технического риска

| № Теста | Распределение | l_0^{\min} | l_0^{\max} | $M(l_0)$ |
|---------|---------------|--------------|--------------|----------|
| 1 | Равномерное | 0 | L_{fr}^* | 15 [мм] |

В результате проведения расчетов с помощью разработанной компьютерной программы была получена функция технического риска R^B , приведенная на рис. 4.12, для равномерного распределения.

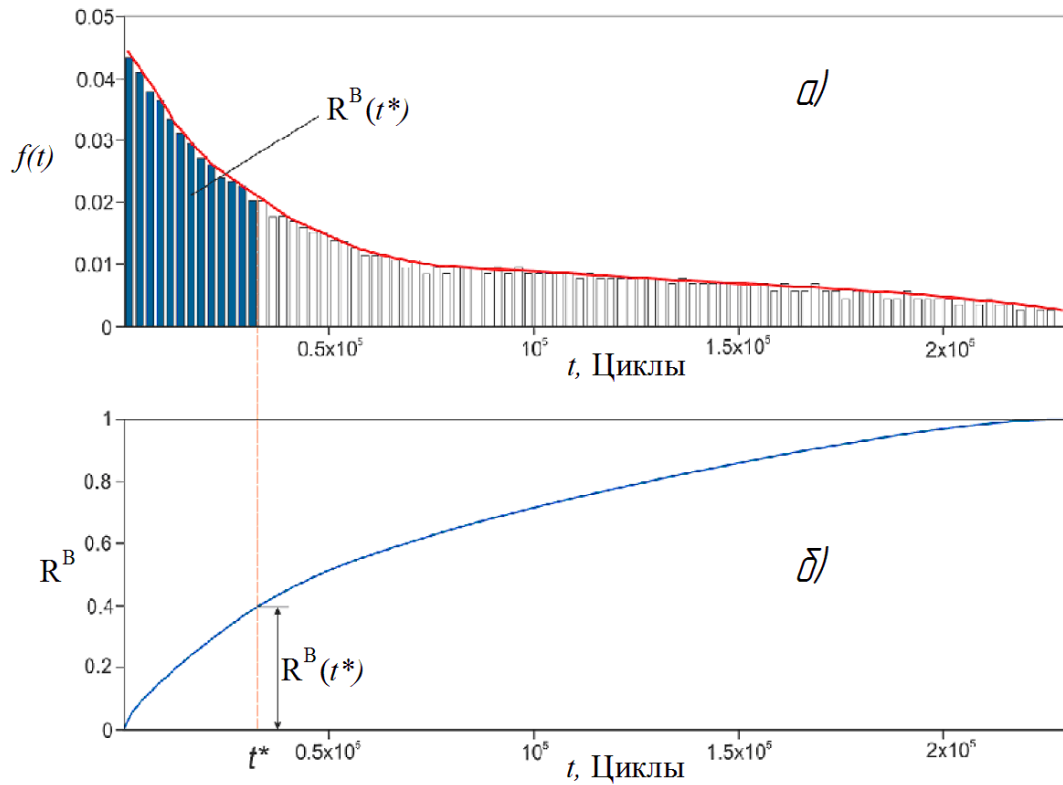


Рис. 4.12 - Результаты статистического моделирования (получено автором [123]):

- а) функция плотности вероятностей;
- б) функция технического риска R^B .

Как следует из анализа результатов, приведенных на рис. 4.12, разработанная методика оценки долговечности элементов конструкций при циклическом нагружении в условиях воздействия водородсодержащих сред показала свою адекватность в результате проведения статистического моделирования. С течением времени технический риск растет, приближаясь к $R^B=1$.

ВЫВОДЫ

1. В работе разработаны и апробированы, на модельных и тестовых примерах, научные положения прикладной теории расчета металлоконструкций, работающих в условиях совместного воздействия водородсодержащих сред и механических нагрузок различной природы. В частности, разработана диффузионная модель, позволяющая получать оценки для предельной концентрации водорода в вершине трещины, при которой происходит хрупкое разрушение. Данная модель пригодна для инженерных оценок показателей надежности элементов конструкций.

2. Разработан двухпараметрический критерий оценки повреждений материала при статическом и циклическом нагружении с отображением в нем взаимного вклада повреждений от механического нагружения и от водородного воздействия.

3. На основе выполненной модельной оценки концентрации водорода, диффундирующего из окружающей среды в вершину трещины, разработаны методики для оценки роста трещин в элементах конструкций в условиях водородсодержащей среды при статическом и циклическом нагружении. При этом учитывается начальное распределение водорода вблизи вершины трещины. Адекватность методик подтверждена сравнением с экспериментальными данными и проведением большого количества вычислительных экспериментов, в результате которых была установлена кинетика снижения долговечности элементов конструкций в зависимости от уровня концентрации водорода от воздействия агрессивной водородсодержащей среды и механического воздействия.

4. Выявлены особые области на диаграммах роста трещин, границы которых определяют смену превалирующего механизма разрушения элементов конструкций при одновременном воздействии водородсодержащей среды и циклического нагружения. Разделение диаграммы роста трещины на указанные области позволяет выявить

диапазон начальных длин трещин, для которого наличие водородсодержащей среды не приводит к ускорению их развития.

5. Создана компьютерная программа, позволяющая использовать облачные вычисления для эффективного проведения расчетов по предлагаемым методикам и выявления границ смен доминирующих процессов разрушения, предназначенная для оценки надежности элементов конструкций трещинами. Проведено тестирование программы на модельных задачах, подтверждена достоверность получаемых оценок.

6. Проведено моделирование роста трещины в типовом элементе трубопровода в зонегиба из стали 10ГН2МФА с несквозной полуэллиптической трещиной, находящейся на его внутренней стенке, а также моделирование разрушения болта М115 из стали 40ХН2М с кольцевой трещиной во впадине зуба резьбы при циклической нагрузке в агрессивной водородсодержащей среде. Установлены количественные оценки снижения долговечности (более чем в 2 раза длягиба и в 3 раза для болта) рассмотренных конструктивных элементов.

7. Обоснованы диапазоны изменения параметров Пэриса уравнений роста трещин водородного охрупчивания при циклическом нагружении. Выполнены тестовые расчеты для элементов конструкций с трещинами в условиях воздействия водородсодержащей среды. Проведен анализ достоверности полученных результатов. Показана эффективность инженерных методов получения “экспресс-оценок” характеристик трещиностойкости конструкционных материалов, показателей безопасной эксплуатации элементов машиностроительных конструкций с использованием предложенной методики и разработанного программного обеспечения.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Алымов В.Т. К теории роста трещин в металлах под действием водорода // Физ.-хим. механика материалов. 1975. № 6. С. 12-15.
2. Алымов В.Т., Тарасова Н.П. Техногенный риск: анализ и оценка. М.: ИКЦ Академкнига, 2004. 118 с.
3. Алымов В.Т., Шашурин Г.В., Набатчиков М.В. Риск-анализ с учетом неразрушающего контроля // Научная сессия МИФИ-2005. Сборник научных трудов. 2005. Т. 8. С. 163-164.
4. Водород в металлах. Альфельд. Г., Фелькль И. Пер. с англ. – М.: Мир, 1981. Т. 1, 2.
5. Антикайн П.А. Металлы и расчет на прочность котлов и трубопроводов. М.: Энергоатомиздат, 1990. 368 с.
6. Араманович И.Г., Левин В.И. Уравнения математической физики. М: Наука, 1969. 288 с.
7. Арчаков Ю.И., Звездин Ю.И., Шураков С.С. – В кн.: Металловедение. Л.: Судпромгиз, 1968. № 12. С. 14-21.
8. Арчаков Ю.И. Водородостойкость стали. М.: Metallurgy, 1978. 152 с.
9. Арчаков Ю.И. Водородная коррозия сталей. М.: Metallurgy, 1985. 192 с.
10. Баранов В.П. Кинетика замедленного разрушения и прогнозирование долговечности высокопрочных сталей в водородсодержащих средах: Дис. ... док. тех. наук (01.02.07): Тула, 2007. 298 с.
11. Бубнов С.А. Конечно-элементное моделирование напряженно-деформированного состояния и поврежденности трубчатых элементов конструкций, подвергающихся высокотемпературной водородной коррозии: Дис. ... канд. ф-м. наук (01.02.04): Саратов, 2011. 165 с.
12. Вайнман А.Б., Мелехов Р.К., Смиян О.Д. Водородное охрупчивание элементов котлов высокого давления. Киев: Наукова Думка, 1990. 272 с.

13. Гельд П.В., Рябов Р.А. Водород в металлах и сплавах. М.: Металлургия, 1974. 274 с.
14. Герцрикен С.Д., Дехтяр И.Я. Диффузия в металлах и сплавах в твердой фазе. М.: Физматгиз, 1960. 564 с.
15. ГОСТ Р 9.915-2010. Металлы, сплавы, покрытия, изделия. Методы испытаний на водородное охрупчивание. М.: Стандартинформ, 2011. 32 с.
16. Гуров А.А., Бадаев Ф.З., Овчаренко Л.П., Шаповал В.Н. Химия. М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2004. 748 с.
17. Канторович Л.В., Крылов В.И. Приближенные методы высшего анализа. М.: Физматлит, 1962. 709 с.
18. Карпенко Г.В., Крипякевич Р.И. Влияние водорода на свойства стали. М.: Металлургиздат, 1962. 198 с.
19. К вопросу о механизме водородной хрупкости / Карпенко Г.В. (и др.) // Физ.-хим. механика материалов. 1973. № 4. С. 6-12.
20. Эффективность облачных вычислений в моделировании кинетики трещин в наводороженных элементах конструкций / Кишлаков Д.Л. (и др.) // Информационные технологии. 2017. т. 23, № 2. С. 113-120.
21. Колачев Б.А. Водородная хрупкость металлов. М.: Металлургия, 1985. 216 с.
22. Матвиенко Ю.Г. Модели и критерии механики разрушения. М.: Физматлит, 2006. 328 с.
23. Мак-Магон К., БрайтК., Бенержди С. Влияние водорода и примесей на хрупкое разрушение сталей. – В кн.: Механика разрушения. Разрушение материалов. М.: Мир, 1979, с. 109-133.
24. Могилев В.И., Ткачев В.И., Старинский В.Д. Защитное влияние металлических покрытий при наводороживании сталей // Физико-химическая механика материалов. 1982. №6. С. 103-105.
25. Мороз Л.С., Чечулин Б.Б. Водородное охрупчивание металлов. М.: Металлургия, 1967. 225 с.

26. Михлин. С.Г. Вариационные методы в математической физике. М.: Наука, 1970. 512 с.

27. Панасюк В.В, Андрейкив А.Е, Партон В.З. Механика разрушения и прочность материалов. Справочное пособие в 4 томах. Том 1. Основы механики разрушения материалов. Киев: Наукова думка, 1988. 488 с.

28. Пестриков В.М., Морозов Е.М. Механика разрушения. Курс лекций. СПб.: ЦОП «Профессия», 2012. 552 с.

29. Петров В.П., Петров И.В., Шипилов А.А. Кинетика развития трещины в сварных соединениях под влиянием водорода // Ползуновский альманах. 2004. №4. С. 177-178.

30. Пронников А.С. Параметрическая надежность машин. М.: МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2002. 560 с.

31. Платформа Windows Azure. Редкар Т., Гвидичи Т. Пер. с англ. – М.: ДМК Пресс, 2012. 656 с.

32. Романов А.Н., Тараканов П.В., Шашурин Г.В. Инженерная модель роста трещин в металлах и сплавах, обусловленного влиянием агрессивной водородсодержащей среды // Проблемы машиностроения и надежности машин. 2014. № 6. С 53-57.

33. Моделирование роста трещин в наводороживаемых высокопрочных сталях при циклическом нагружении / Романов А.Н., [и др.] // Проблемы машиностроения и автоматизации. 2014. № 4. С. 87-93.

34. Романов А.Н., Тараканов П.В., Шашурин Г.В. К вопросу о влиянии водородного охрупчивания на разрушение элементов конструкций с трещинами // Машиностроение и инженерное образование. 2015. №3. С. 2-14.

35. Влияние водорода на механические свойства стали / Склюев П.В. [и др] // Сталь. 1956. №10. С. 90-95.

36. Сухотин А.М. Коррозия и защита химической аппаратуры. Справочное руководство. Л.: Химия, 1974. Т. 9. 576 с.

37. Сушков А.М. Разработка диффузионно-деформационных математических моделей и исследование влияния водородонасыщения на

повреждаемость конструкционных материалов: Дис. ... канд. ф-м. наук (05.13.18): Воронеж, 2006. 135 с.

38. Тараканов П.В., Шашурин Г.В., Хрущов М.М. К определению напряженно деформированного состояния образца, находящегося в агрессивной среде // Механика и процессы управления. Том 1. – Материалы XXXXI Всероссийского симпозиума (13-15 декабря 2011 г., Миасс). – М.: РАН, 2011. С. 212-219.

39. Тараканов П.В., Шашурин Г.В., Хрущов М.М. К оценке влияния агрессивной водородосодержащей среды на механические характеристики конструкционных сталей и сплавов // Наука и технологии: Материалы XXXI Всероссийской конференции (14-16 июня 2011 г., Миасс). Миасс: б.и. 2011. С. 104-106.

40. Тараканов П.В., Шашурин Г.В., Хрущов М.М. К построению кинетической диаграммы роста трещин для новодородороживаемых материалов и сплавов // XX Петербургские чтения по проблемам прочности. Санкт-Петербург, 10-12 апреля 2012 г.: сборник материалов. – Ч.1. – СПб.: Соло, 2012. С. 303-306.

41. Тараканов П.В., Шашурин Г.В., Хрущов М.М. Ресурс элементов конструкций АЭС, подверженных водородному охрупчиванию // Конструкционная прочность материалов и ресурс оборудования АЭС: Тез. Докл. Международной конференции (2-5 октября 2012 г.). Киев: Ин-т Проблем прочности им. Г.С. Писаренко НАН Украины, 2012. С. 202-203.

42. Тараканов П.В. К вопросу оценки ресурса элементов конструкций АЭС, находящихся в агрессивной водородосодержащей среде // Методы и программное обеспечение расчетов на прочность, 7-я российская конференция (8-12 октября 2012 г.; Геленджик): тезисы докладов. – М.: ОАО «НИКИЭТ». 2012. С. 25.

43. Тараканов П.В., Романов А.Н., Шашурин Г.В. Рост трещин в элементах конструкций из металлических материалов под влиянием

водорода и циклического нагружения // Международный симпозиум «Физика кристаллов 2013». Тезисы докладов. – М.: МИСиС, 2013. С. 227.

44. Тараканов П.В. Подход к оценке ресурса элементов конструкций, находящихся в условиях водородсодержащей среды и циклического нагружения // Юбилейная XXV Международная инновационно-ориентированная конференция молодых ученых и студентов (МИКМУС - 2013): Труды конференции (Москва, 13-15 ноября 2013 г.) - М: Изд-во ИМАШ РАН, 2013. С. 343-345.

45. Тараканов П.В. Шашурин Г.В. Методика оценки влияния водородсодержащей среды на долговечность элементов конструкций с трещинами в условиях воздействия водородсодержащей среды при циклическом нагружении // Международная конференция «Живучесть и конструкционное материаловедение»: Труды конференции (Москва, 21-23 октября 2014 г.) – М.: Изд-во ИМАШ РАН, 2014. С. 72.

46. Турчак Л.И. Основы численных методов: Учебное пособие для вузов. М.:Физматлит, 2005. 304 с.

47. Харин В.С. Рост трещин в металлах, подвергнутых статическому нагружению и воздействию водорода: Дис. ... канд. тех. наук (01.02.04): Львов, 1984. 210 с.

48. Херцберг Р.В. Деформация и механика разрушения конструкционных материалов; Пер. с англ. М.: Металлургия, 1989. 576 с.

49. Черепанов Г.П. Механика хрупкого разрушения. М.: Наука. 1974. 640 с.

50. Черных Н.П., Миль М.И. Влияние выдержки в среде водорода при высоких давлениях и температурах на прочность сталей // Химическое машиностроение. 1962. № 4. С. 28-30.

51. Шрейдер А.В., Шпарбер И.С., Арчаков Ю.И. Влияние водорода на нефтяное и химическое оборудование. М.: Машиностроение, 1976. 144 с.

52. Anderson T.L. Fracture mechanics. New York (USA): CRC Press. 2005. 610 p.

53. Andreikiv A.E., Panasyuk V.V., Kharin V.S. Theoretical aspects of the kinetics of hydrogen embrittlement of metals // *Fiz.-Khim. Mekh. Mater.* 1978. V. 3. P. 3–23.
54. Andreikiv O.E. Mathematical modeling of hydrogen-assisted fracture in metals // *Materials Science.* 1997. V. 33, № 4. P. 450-464.
55. Andreikiv O.E., Rudavs'kyi D.V. Prediction of the service life of pipeline elements subjected to the action of hydrogen-containing media // *Journal of Materials Science.* 1999. V. 35, № 4. P. 491498.
56. Andreikiv O.E., Hembara O.V. Propagation of cracks in metals under the action of hydrogen and loading-term static loading // *Materials Science.* 2005. V. 41, № 3. P. 309-315.
57. Asviyan S.B. Safe conditions for the use of constructional steels at high hydrogen-containing media temperatures and pressures // *Fiziko-Khemicheskaya Mekhanika Materialov.* 1984. V. 20, № 3. P. 255-259.
58. Barth C.F., Steigerwald E.A. Evaluation of hydrogen embrittlement mechanisms // *Metal Transactions.* 1970. V. 1, № 12. P. 3451-3455.
59. Beachem C.D. A New Model for Hydrogen-Assisted Cracking // *Metallurgical Transactions.* 1972. V.3. P. 437-451.
60. Birnbaum, H. K. Hydrogen Related Failure Mechanisms in Metals, Environmental Sensitive Fracture of Engineering Materials // *Proceedings of Symposium on Environmental Effects on Fracture.* Chicago, USA. 1977. P. 326-360.
61. Boellinghaus Th., Hoffmeister H. A numerical Model for Hydrogen Assisted Cracking // *Corrosion.* 2000. V. 56, № 6. P. 611-622.
62. Recommendation on X80 steel for the design of hydrogen gas transmission pipelines / Briottet L., [et. al] // *International Journal of Hydrogen Energy.* 2012. V. 37. P. 9423-9430.
63. Carter C.S. Stress Corrosion Crack Branching in High-Strength Steels // *Boeing Research Report D6-23871.* 1969. 13 p.

64. Charbonner J.C., Margot-Marette H. Comparison of fracture test data for some high strength steels in a saline medium and in gaseous hydrogen // *Corrosion Science*. 1980. V. 20, № 6. P. 821-834.

65. Chen X., Gerberich W.W. The kinetics and micromechanics of hydrogen assisted cracking in Fe-2 pct Si single crystals // *Metall. Transactions*. 1991. V. 22A, P. 59-70.

66. Cheng Ankang, Chen Nian-Zhong. Fatigue crack growth modeling for pipeline carbon steels under gaseous hydrogen conditions // *International Journal of Fatigue*. 2017. V. 96. P. 152-161.

67. Cheng Ankang, Chen Nian-Zhong. Corrosion fatigue crack growth modeling for subsea pipeline steels // *Ocean Engineering*. 2017. V. 142. P. 10-19.

68. Cherepanov G.P. On the theory of crack growth due to hydrogen embrittlement // *Corrosion*. 1973. V. 29, № 8., P. 305-309.

69. Chou Y.T., Wu R.S., Wei R.P. Time dependent flow of solute atoms near a crack tip // *Scr. Met.* 1978. V. 12, № 3. P. 249-254.

70. Evaluation of hydrogen assisted cracking resistance of high strength jack-up steels / Coudreuse L. [et. al] // *Marine Structures*. 1997. V. 10. P. 85-106.

71. Cweik J. Prevention methods against hydrogen degradation of steel // *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*. 2010. V. 43, № 1. P. 214-221.

72. Dayal R.K, Parvathavathini N. Hydrogen embrittlement in power plant steels. // *Sadhana*. 2003. V. 28. P. 431-451.

73. Dautovich D.P., Floreen S. The stress intensities for slow crack growth in steels containing hydrogen // *Metal Transactions*. 1973. V. 4, №. 11. P. 2627-2630.

74. Djukic M., Sijacki Zeravcic V. Contribution of the Methodology of Hydrogen Damages Analysis of Boiler Water Wall Tube and Condition of their Appearance // *Problems of Corrosion and Corrosion Protection of Materials*. 2004. V. 1, №4, P. 87-91.

75. Farrel K., Quarrell A.G. Hydrogen embrittlement of ultra-high –strength steel // Journal of Iron and Steel Inst. 1964. V. 202, № 12. P. 1002-1011.

76. Gangloff R.P., Wei R.P. Gaseous hydrogen embrittlement of high-strength steels // Met. Transactions. 1977. V. A8, № 7. P. 1043-1053.

77. Gangloff R.P. Corrosion Fatigue Crack Propagation in Metals // Nasa Contractor Report 4301. 1990. 204 p.

78. Mechanism of the effect of hydrogen on fatigue crack propagation in structural steels / Georgiev M.N., [et. al] // Soviet Materials Science. 1988. V. 24. Issue 3. P. 244-246.

79. Gerberich W.W. Effect of hydrogen on high-strength and martensitic steels. Proceedings 1st International Conference of Current Solution to Hydrogen Problems in Steels. ASM. 1982. P. 115-147.

80. Hadj Meliani M., Matvienko Yu.G., Pluvinage G. Two-parameter fracture criterion ($K_{p,c}$ - $T_{ef,c}$) based on notch fracture mechanics // International Journal of Fracture. 2011. V. 167, P. 173-182.

81. Hardie D., Liu S. The Effect of Stress Concentration on Hydrogen Embrittlement of a Low Alloy Steel // Corrosion Science. 1996. V. 38, № 5. P. 721-733.

82. Hardie D., Charles E.A., Lopez A.H. Hydrogen embrittlement of high strength pipeline steels // Corrosion Science. 2006. V. 48. P. 4378-4385.

83. Harris D.O. Stress Intensity Factors for Hollow Circumferentially Notched Round Bars // Transactions of ASME Journal of Basic Engineering. 1967. V. 81. P. 49-54.

84. Heminger S., Dougherty M., Boutros A. Report of the A354 Grade BD High-Strength Steel Rods on the New East Span o the San Francisco-Oakland Bay Bridge With Finding and Decisions // Toll Bridge Program Oversight Committee. 2013. 144 p.

85. Herms E., Olive J.M., Puiggali M. Hydrogen embrittlement of 316L type stainless steel // Materials and Science Engineering. 1999. A272. P. 279-283.

86. Hirose Y., Mura T. Growth mechanism of stress corrosion cracking in high strength steel // *Engineering Fracture Mechanics*. 1984. V. 19, № 16. P. 1057-1067.
87. Hirose Y., Mura T. Crack nucleation and propagation of corrosion fatigue in high-strength steel // *Engineering Fracture Mechanics*. 1985. V. 22, № 5. P. 859-870.
88. Hirth J.P. Effects of hydrogen on the properties of iron and steel // *Metallurgical Transactions A*. 1980. V. 11A. P. 861-890.
89. Ho Jui-Ting, Yu Ge-Ping. Hydrogen-enhanced fatigue crack growth of Alloy 600 // *Materials Chemistry and Physics*. 1996. V. 45. P. 262-273.
90. Hudak J.P., Wei R.P. Hydrogen enhanced crack growth in 18Ni maraging steels // *Metal Transactions*. 1976. V. A7, № 2. P. 235-241.
91. ISO 21457:2010. Промышленность нефтяная, нефтехимическая и газовая. Отбор материалов и защита от коррозии систем добычи нефти и газа. 2010. 48 с.
92. ISO 15156-1:2001. Petroleum and natural gas industries - Materials for use in H₂S-containing Environments in oil and gas production. General principles for selection of cracking resistant materials. 2001. 11 p.
93. Jayalakshmi S., Park S.O., Kim K.B., Fleury E., Kim D.H. Studies on hydrogen embrittlement in Zr- and Ni-based amorphous alloys // *Materials Science and Engineering*. 2007. V. 449-451, P. 920-923.
94. Johnson H.H., Morlett J.G., Troiano A.R. Hydrogen crack initiation and delayed failure in steel // *Transactions of Metal Society, AIME*. 1958. V. 212. P. 528-538.
95. Effects of hydrogen on fatigue crack growth behavior of austenitic stainless steels / Kanezaki T., [et. al] // *International Journal of Hydrogen Energy*. 2008. V. 33. P. 2604-2619.
96. Kerns G.E., Staehle R.W. Slow crack growth in a high strength steel exposed to H₂-H₂S gaseous mixtures // *Corrosion*. 1978. V. 34, № 9. P. 306-311.

97. Hydrogen Aggressive Media Impact on Cycling Durability of Structure Components / Kishalakov D., [et. al] // Material Science Forum. 2016. V. 844. P. 27-30.
98. Cloud Applications Performance in Crack Growth Simulations of Pre-hydrogenated Structure Components / Kishalakov D., [et. al] // Materials Science Forum. 2016. V. 844. P. 97-102.
99. Use a linear mechanics of fracture in studying hydrogen embrittlement of titanium alloys / Kolachev B.A., [et. al] // Fiziko-Khemicheskaya Mekhanika Materialov. 1975. V. 11, P. 7-12.
100. Kollwe J. Cheesegrater tower loses third bolt in three months / J. Kollwe // The Guardian. – 2015. – 14 January.
101. Hydrogen Embrittlement of Metals / Louthan M.R., Jr. [et. al] // Material Science and Engineering. 1972. V. 10. P. 357-368.
102. Lynch S.P. Mechanisms of Hydrogen Assisted Cracking // Metals Forum. 1979. V. 2. № 3. P. 189-200.
103. Lynch S.P. Mechanisms and Kinetics of Environmentally Assisted Cracking: Current Status, Issues, and Suggestions for Further Work // Metallurgical and Materials Transactions. 2013. V. 44A. P. 1209-1229.
104. Rate controlling process for crack growth in hydrogen sulphide for AISI 4340 steel / Lu M., [et. al] // Metal Transactions. 1981. V. A12, № 5. P. 805-811.
105. Matvienko Yu.G. A theoretical estimation of fracture toughness of zirconium hydride // Journal of materials science letters. 2000. V. 19. P. 1697-1699.
106. Matvienko Yu.G. The cohesive zone model in a problem of delayed hydride cracking of zirconium alloys // International Journal of Fracture. 2004. V. 128. P. 73-79.
107. Matvienko Yu. G., Morozov E.M. Calculation of energy of J-integral for bodies with notches and cracks // International Journal of Fracture. 2004. V. 125, P. 249-261.

108. Matvienko Yu.G., Shashurin G., Tarakanov P. The hydrogen-assisted cracking criterion based on two-parameter // *Anales de Mechanica de la Fractura*. 2015. V. 32, P. 82-87.
109. McEvily A.J., Wei R.P. *Fracture Mechanics and Corrosion Fatigue // Corrosion Fatigue: Mechanics and Microstructures*, NACE International. Houston. 1972. P. 25-30.
110. Nelson H.G. *Hydrogen Embrittlement // Treatise on Materials Science and Technology*. 1983. V. 25. P. 275-359.
111. Oriani R.A. A Mechanical Theory of Hydrogen Embrittlement of Steels // *Berichte der Bunsengesellschaft*. 1972. V. 76. P. 848-857.
112. Oriani R. Hydrogen effects in high-strength steels // *Proceedings of the First International Conference On Environment-Induced Cracking of Metals*, NACE-10. Houston. 1990. P. 439-447.
113. Raykar N.R., Maiti S.K., Singh Raman R.K. Modeling of mode-I stable crack growth under hydrogen assisted stress corrosion cracking // *Engineering Fracture Mechanics*. 2011. V. 78, № 18, P. 3153-3165.
114. *RCC-M Design and construction rules for mechanical components of PWR nuclear islands*. Paris: Afcen. 2007.
115. Reynolds O. On the effect of acid on the interior of iron wire // *Proceedings of Literary Philosophical Society*. Manchester. 1874. V. 13. P. 93-96.
116. Romanov A.N. Unique (Integrated) Fatigue Curve of Metallic Materials // *Doklady Physics*. 2003. V. 48, № 5. 257 p.
117. Romanov A.N., Tarakanov P.V., Shashurin G.V. Engineering Model of Crack Development in Metals and Alloys under Corrosion Hydrogen Media // *Journal of Machinery Manufacture and Reliability*. 2014. V. 43, № 6. P. 503-207.
118. Romanov A., Tarakanov P., Shashurin G., Berchun Yu., Rezhikova L., Sokolnikov P. Fatigue crack propagation modeling of hydrogenating high-strength steels // *Проблемы машиностроения и автоматизации*. 2014. № 4. С. 87-93.

119. Shashurin G., Tarakanov P. Technique for improving Paris-Erdogan constants of steels in hydrogen environment // *Procedia Engineering*. 2015. V. 109. P. 197-201.
120. Shashurin G.V., Tarakanov P.V., Rezhikova L.A. Crack growth features in hydrogenating high-strength steel AISI 4340 under cycling // *Advanced Materials Research*. 2014. V. 960-961, P. 22-26.
121. Sieradzki K., Ficalora P. Kinetic aspects of slow crack growth in the gaseous hydrogen embrittlement of steel // *Journal of Material Science*. 1979. V. 14, № 11, P. 2703-2708.
122. Simons G.W., Pao P.S., Wei R.P. Fracture mechanics and surface chemistry studies of subcritical crack growth in AISI 4340 steel // *Metal Transactions*. 1978. V. A9, № 8. P. 1147-1158.
123. Sokolnikov P., Berchun Yu., Shashurin G., Tarakanov P., Rezhikova L., Romanov A. Stochastic simulation of crack growth in hydrogenating high-strength steels via cloud computing // *Advanced Materials Research*. 2014. V. 1008-1009, P. 1130-1133.
124. Sofronis P. The Influence of Mobility of Dissolved Hydrogen on The Elastic Response of A Metal // *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 1995. V. 43, № 9. P. 1385-1407.
125. Sofronis P., Birnbaum H.K. Mechanics of The Hydrogen Dislocation Impurity Interactions-I. Increasing Shear Modulus // *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 1995. V. 43, № 1. P. 49-90.
126. Mechanical Properties of Structural Steels in Hydrogen / Somerday B.P. [et. al] // *Hydrogen Pipeline Working Group Meeting*. Aiken. 2007.
127. Somerday B.P. Hydrogen Effects in Materials // 3rd European Summer School of Hydrogen Safety. Belfast, UK. 2008.
128. Slifka A., Drexler E., Nanninga, et. al. // *Corrosion Science*, 2014. V. 78. P. 313-321.

129. Steigerwald E.A., Schaller F.W., Troiano A.R. Discontinuous crack growth in hydrogenated steel // Transactions of Metal Society, AIME. 1989. V. 215. P. 1048-1052.
130. Tada H., Paris P.C., Irwin G.R. The Stress Analysis Cracks Handbook. Third edition. New York (USA): ASME Press, 2000. 696 p.
131. Tarakanov P. Cracked high-strength bolt under cycling and hydrogen environment durability estimation using accurate and approximate models // Procedia Engineering. 2015. V. 109. P. 403-409.
132. Tarakanov P., Shashurin G. Crack propagation engineering model: stress intensity dependence of crack growth rate in hydrogen embrittlement material // 19th European Conference on Fracture. Fracture Mechanics for Durability, Reliability and Safety (26-31 August 2012). Book of Abstracts. Kazan, Russia, 2012. P. 231.
133. Tarakanov P., Romanov A., Shashurin G. Numerical life estimation of structure components subjected to hydrogen embrittlement and cycling // Materials Structure and Micromechanics of Fracture. Brno: Tisk Gepard International. 2013. P. 46.
134. Tarakanov P., Romanov A., Shashurin G. Numerical life estimation of structure components subjected to hydrogen embrittlement and cycling // Key Engineering Materials. 2014. V. 592-593, P. 117-120.
135. Tarakanov P., Shashurin G., Romanov A. Simulation of hydrogen assisted-cracking in terms of its growth phenomenon // Theoretical and Applied Fracture Mechanics. 2016. V. 82. P. 2-8.
136. Tarakanov P., Shashurin G., Romanov A. Empirically-specified environmental assisted cracking model // Procedia Engineering. 2014. V. 74, P. 339-342.
137. Tarakanov P., Shashurin G., Romanov A. Principle management of NPP typical structural components safety operation using specific failure models // Procedia Materials Science. 2014. V. 3, P. 198-203.

138. Toribio J., Kharin V. The Effect of History on Hydrogen Assisted Cracking: Coupling of Hydrogenation and Crack Growth // International Journal of Fracture. 1997. V. 88. P. 233-245.
139. Uhlig H.H. An Evaluation of Stress Corrosion Cracking Mechanisms // Proceedings of the Fundamental Aspects of Stress Corrosion Cracking Conference. Ohio. 1969. P. 86-97.
140. Unger D.J. Analytical Fracture Mechanics. New York (USA): Academic Press, 1995. 301 p.
141. Van Leeuwen H.P. Plateau velocity of SCC in high strength steel – a quantitative treatment // Corrosion. 1975. V. 31, P. 42-50.
142. Fracture Mechanics and Surface Chemistry Investigations of Environment-Assisted Crack Growth / Wei R.P. [et. al] // Hydrogen Embrittlement and Stress corrosion Cracking. R. Gibala and R.F. Hehemann, ASM. 1995. P. 103-133.
143. Weng L., [et. al]. Corrosion fatigue crack growth of AISI 4340 steel // International Journal of Fatigue. 2013. V. 48. P. 156-164.
144. Zapffe C.A., Sims C.E. Hydrogen Embrittlement, internal Stress and Defects in Steel // American Institute of Mining and Metallurgical Engineers. 1941. V. 1307. P. 1-37.
145. Zapffe C.A. Neumann bands and the planar pressure theory of hydrogen embrittlement // Journal Iron and Steel Inst., 1946. V. 154. P. 123-131.