В. Е. ГОРДИЕНКО,
А. А. АБРОСИМОВА,
А. П. ЩЕРБАКОВ,
Е. В. ТРУНОВА

ПАССИВНЫЙ ФЕРРОЗОНДОВЫЙ КОНТРОЛЬ

И РАСЧЕТ СВАРНЫХ МЕТАЛЛОКОНСТРУКЦИЙ СТРОИТЕЛЬНЫХ МАШИН С УЧЕТОМ КИНЕТИКИ РАЗВИТИЯ КОРРОЗИОННЫХ ПОВРЕЖДЕНИЙ

СПбГАСУ
1832

Министерство науки и высшего образования
Российской Федерации

Санкт-Петербургский государственный
архитектурно-строительный университет

**В. Е. ГОРДИЕНКО, А. А. АБРОСИМОВА,
А. П. ЩЕРБАКОВ, Е. В. ТРУНОВА**

ПАССИВНЫЙ ФЕРРОЗОНДОВЫЙ КОНТРОЛЬ И РАСЧЕТ СВАРНЫХ МЕТАЛЛОКОНСТРУКЦИЙ СТРОИТЕЛЬНЫХ МАШИН С УЧЕТОМ КИНЕТИКИ РАЗВИТИЯ КОРРОЗИОННЫХ ПОВРЕЖДЕНИЙ

Монография

Санкт-Петербург
2018

УДК [691.714:620.18:669.018.58-122-418]:621.77.016.3

Рецензенты: д-р техн. наук, профессор И. А. Иванов (ПГУПС);
д-р техн. наук, профессор С. А. Евтюков (СПбГАСУ).

Гордиенко, В. Е.

Пассивный феррозондовый контроль и расчет сварных металлоконструкций строительных машин с учетом кинетики коррозионных повреждений: моногр. / В. Е. Гордиенко, А. А. Абросимова, А. П. Щербаков, Е. В. Трунова; СПбГАСУ. – СПб., 2018. – 170 с.

ISBN 978-5-9227-0915-6

Изложено состояние вопроса пассивного феррозондового контроля и оценки напряженно-деформированного состояния сварных металлоконструкций строительных машин с учетом кинетики развития коррозионных повреждений. Рассмотрены факторы, влияющие на развитие процессов коррозии; приведена классификация типов и видов коррозии, коррозионного износа. Указаны причины возникновения коррозионных повреждений, их влияние на работоспособность сварных металлоконструкций, эксплуатируемых в коррозионных средах; рассмотрены вопросы контроля их технического состояния. Даются математические модели расчета сварных металлоконструкций с незащищенными поверхностями, с учетом влияния напряженно-деформированного состояния, общих и локальных коррозионных повреждений. Проведены исследование магнитного контроля напряженно-деформированного состояния (НДС) сварных соединений и расчет металлоконструкций с использованием математических моделей коррозионного износа. Дана оценка достоверности выбранных моделей на примере крупномасштабной сварной фермы.

Предназначена для научных работников и инженеров, специализирующихся в области проектирования, технической эксплуатации, ремонта сварных металлических конструкций и технических устройств.

Табл. 15. Ил. 59. Библиогр.: 272 назв.

ISBN 978-5-9227-0915-6

© В. Е. Гордиенко, А. А. Абросимова,
А. П. Щербаков, Е. В. Трунова, 2018
© Санкт-Петербургский государственный
архитектурно-строительный университет, 2018

СПИСОК УСЛОВНЫХ ОБОЗНАЧЕНИЙ

ВИК – визуально-оптический и измерительный контроль
ЗКН – зона концентрации напряжений
ЗТВ – зона термического влияния
КН – концентрация напряжений
МК – металлическая конструкция
МКУ – малоцикловая коррозионная усталость
МКЭ – метод конечных элементов
НДС – напряженно-деформированное состояние
НК – неразрушающий контроль
НТД – нормативно-техническая документация
ППР – планово-предупредительный ремонт
ПФ – пассивный феррозондовый
РО – рекристаллизационный отжиг
СМ – строительные машины
ТО – термическая обработка
ТЦО – термоциклическая обработка
ТУ – технические условия

ВВЕДЕНИЕ

В процессе эксплуатации сварные металлические конструкции (МК) подвергаются воздействию не только различных нагрузок, но и коррозионных сред, которые приводят к изменению геометрических характеристик конструкций и физико-механических свойств металла. При длительной эксплуатации в них проходят процессы старения стали, приводящие к значительному изменению механических свойств. В деталях машин, элементах и узлах конструкций могут присутствовать дефекты, полученные при изготовлении, транспортировке, монтаже и эксплуатации, способствующие появлению локальных зон концентрации напряжений (КН), наиболее опасные из которых могут привести к разрушению конструкции.

Одной из главных причин снижения надежности и безопасности строительных МК и сооружений является коррозия [72, 77, 99]. Борьба с коррозией металлов имеет первостепенное значение и может рассматриваться в качестве самостоятельной задачи и одного из главных источников экономии металла. Ежегодно 10–12 % выплавленного и эксплуатируемого человечеством металла теряется вследствие разрушительного действия коррозии. В странах СНГ потери от коррозии составляют 10–15 % всего производимого черного металла или 4–5 % национального дохода [45]. Кроме того, значительный материальный ущерб, наносимый коррозией, не ограничивается только потерей металла: значительные ресурсы тратятся на ремонт, восстановление и проведение защитных мероприятий. Несмотря на широкое распространение средств защиты, количество разрушаемого коррозией металла за год растет почти пропорционально накопительному фонду металла.

Снижение надежности и безопасности сварных МК вследствие коррозионных повреждений является одной из важнейших причин возникновения предаварийных и аварийных состояний как самих конструкций, так и различных зданий и сооружений в целом. Разрушение металлических конструкций и отказы машин и оборудования в результате коррозии могут привести к экономическим потерям, соизмеримым со стоимостью основных фондов, и необратимым экологическим последствиям.

Поэтому необходима разработка экспериментальных методов оценки НДС МК; при этом важное значение приобретают косвенные методы определения действующих напряжений, основанные на использовании различных физических эффектов и явлений, в частности магнитомеханического явления. Его использование важно тем, что появляются новые возможности изучения магнитомеханических явлений (эффекта магнитоупругости и магнитомеханического гистерезиса) при нагружении и разгружении сварных МК, что позволяет проводить контроль и оценку НДС металла конструкций с целью прогнозирования надежной и безопасной эксплуатации, в том числе и в условиях воздействия коррозионных сред.

Глава 1. ВЛИЯНИЕ КОРРОЗИИ МЕТАЛЛОВ НА НАДЕЖНОСТЬ СВАРНЫХ МЕТАЛЛОКОНСТРУКЦИЙ СТРОИТЕЛЬНЫХ МАШИН

1.1. Исследование процесса образования и накопления коррозионных повреждений

В реальных условиях эксплуатации сварные металлические конструкции подвергаются воздействию не только различных нагрузок (статических, динамических, циклических) и температур, но и различных агрессивных сред. Кроме того, при длительной эксплуатации конструкций в них проходят процессы старения стали, приводящие к значительному изменению механических свойств. Очень часто вышеперечисленные факторы могут действовать совместно в самых разных, в том числе и в неблагоприятных сочетаниях, что приводит к значительному снижению несущей способности и уменьшению долговечности и безопасности металлоконструкций [231, 234, 246].

Причинами коррозионного разрушения конструкций могут являться:

- нарушение правил производства работ по защите конструкций от коррозии;
- чрезмерно длительные периоды между изготовлением конструкций и осуществлением полной их защиты после монтажа;
- несоблюдение режимов эксплуатации систем электрохимической защиты;
- несвоевременное восстановление защитных покрытий в процессе эксплуатации конструкций.

Анализ состояния металлических конструкций и оборудования показал, что более 80 % их находится за пределами нормативных сроков эксплуатации. Одновременная замена такой огромной массы выработавших свой срок конструкций невозможна даже для экономически развитых стран. В этой связи реновацию объектов целесообразно проводить за счет замены тех элементов, которые имеют критическую поврежденность.

Следует подчеркнуть, что объективность получаемой информации о состоянии различных элементов конструкций зависит не только от методов и методик контроля состояния эксплуатируемых конструкций, но и от корректности расчетных моделей, используемых для оценки остаточной долговечности.

В настоящее время поведение МК при действии механических нагрузок исследовано достаточно полно. Однако количество работ, посвященных изучению поведения этих конструкций с учетом влияния коррозионных сред, сравнительно мало. Тем более что многие МК длительное время эксплуатировались и эксплуатируются в условиях совместного воздействия нагрузок

и коррозионных сред, что приводит к значительному изменению их физико-механических характеристик. Вследствие невозможности замены этих конструкций (по экономическим или другим соображениям) возникает задача оценки их действительного напряженно-деформированного состояния (НДС) с учетом происшедших за время эксплуатации изменений с тем, чтобы оценить безопасность их дальнейшей безаварийной работы и определить необходимость принятия превентивных мер (защита, усиление). Учет влияния коррозионного воздействия на эксплуатируемые конструкции позволит найти наиболее выгодные инженерные решения, обеспечить безопасные условия работы и улучшить экологию.

В имеющейся нормативно-технической документации (НТД) не отражается кинетика коррозионных процессов, происходящих при работе конструкций в агрессивной среде под нагрузкой, взаимное влияние коррозионных процессов и напряженно-деформированного состояния металлоконструкций. В связи с этим очень важной задачей является разработка методов и алгоритмов расчета металлических конструкций, работающих в агрессивных средах. Эти методы должны учитывать изменение геометрических характеристик элементов конструкций и физико-механических характеристик материалов и позволять расчетным путем оценивать несущую способность и долговечность конструкций.

Следует подчеркнуть, что расчет сложных металлоконструкций с учетом влияния агрессивной среды осложняется еще и тем, что из-за большого числа элементов в конструкции их расчет, даже без учета влияния коррозионной среды, очень сложен. Тем более что агрессивная среда приводит к изменению физико-механических характеристик каждого элемента и неоднократному расчету сложных стержневых МК в каждый последующий момент времени. Таким образом, исследования по изучению несущей способности и долговечности сложных МК различного вида, подвергающихся воздействию коррозионных сред, оценка их фактического НДС, особенностей усиления элементов сварных МК являются весьма актуальными.

1.2. Факторы, влияющие на развитие процессов коррозии

В соответствии с ГОСТ 5272–66 ***коррозия металлов*** – разрушение металлов вследствие химического или электрохимического взаимодействия их с коррозионной средой (лат. corrosio – разъедание), ***коррозионная среда*** – среда, в которой происходит коррозия металла. Под коррозионной надежностью понимают свойство изделий сохранять во времени в установленных пределах значения всех параметров, характеризующих способность выполнять требуемые функции в условиях взаимодействия с коррозионной средой.

В процессе длительной эксплуатации МК подвергаются воздействию различных видов агрессивных сред, приводящих к коррозионному износу и изменению физико-механических свойств металла. Коррозия может уско-

рять процессы изнашивания, усталостного разрушения, снижать прочностные и деформационные свойства материалов. Проведенные расчеты показывают, что даже небольшое уменьшение толщины тонкостенных элементов конструкций может привести к значительному росту напряженно-деформированного состояния [18].

На коррозионное разрушение элементов конструкций значительное влияние оказывает скорость коррозии. Сложность аналитических методов расчета скорости коррозии связана с большим числом внешних и внутренних факторов, оказывающих влияние на кинетику коррозионного разрушения.

Это следующие факторы:

- коррозионная среда;
- внутренние напряжения;
- температура окружающей среды;
- структура и свойства металла;
- наличие покрытия;
- химический состав стали.

Экспериментальные исследования показывают, что для металлических конструкций скорость распространения коррозии в обычных атмосферных условиях составляет 0,03–0,05 мм в год [18].

1.2.1. Влияние агрессивной коррозионной среды

Одним из основных факторов, оказывающих значительное влияние на скорость коррозии, является коррозионная среда. Агрессивность коррозионной среды во многих случаях предопределяет выбор материала и конструктивной формы, оптимальный вид защитных покрытий и правила эксплуатации конструкций. Показателями коррозионной среды, определяющими степень ее агрессивности по отношению к металлическим конструкциям, являются: относительная влажность, температура, возможность образования конденсата, состав и концентрация газов и пыли, туманы агрессивных жидкостей, а также способы их воздействия на конструкции (непосредственно или через воздушную среду). В зависимости от факторов, формирующих эксплуатационную среду, металлические конструкции можно подразделить: на конструкции, эксплуатирующиеся на открытом воздухе, в общезаводской атмосфере; конструкции, эксплуатирующиеся внутри зданий, во внутрицеховой атмосфере. Условия эксплуатации в общезаводской атмосфере определяются климатическими особенностями региона расположения объекта и загрязненностью атмосферы технологическими выделениями.

Главным фактором, определяющим интенсивность коррозионного износа (разрушения), является относительная влажность. Влажностный режим помещений (или влажность воздуха для открытых конструкций) подразделяют на сухой, нормальный, влажный и мокрый. Наибольшая скорость коррозии будет при периодическом выпадении конденсата, однако она резко

возрастает при достижении так называемой критической влажности, обычно принимаемой для стали в размере 70–75 %.

По агрессивному воздействию среды на основные материалы металлических конструкций установлены четыре степени агрессивности [12, 17] (табл. 1).Металлические конструкции чаще всего подвергаются атмосферной коррозии (на открытом воздухе, внутри промышленных зданий и под навесами). Степень агрессивного воздействия среды на конструкции при атмосферной коррозии определяется продолжительностью воздействия фазовой и адсорбционной пленок влаги, а также видом и концентрацией газов, составом, растворимостью и гигроскопичностью твердых пылевидных частиц, наличием солей и аэрозолей в воздухе.

При эксплуатации МК в закрытых помещениях коррозия определяется воздействием адсорбционной пленки влаги, а также агрессивностью воздуха. При этом с повышением относительной влажности и агрессивности воздуха в помещении воздействие адсорбционной пленки увеличивается. Фазовая пленка влаги на конструкциях внутри зданий образуется в виде конденсата, и ее образование на элементах конструкций ускоряет скорость коррозии примерно на порядок.

1.2.2. Влияние действующих напряжений

Коррозия металлов в различных средах описана во многих работах [55, 95, 122, 222, 257, 263, 268]. В одних работах рассматривались вопросы влияния только коррозии на коррозионный износ, в других рассматривалось влияние напряженно-деформированного состояния металла на кинетику коррозии. Влияние атмосферной коррозии, наиболее присущей строительным конструкциям, описано во многих работах [37, 51, 120, 225, 271].

Наибольшему действию коррозии подвергаются сварные соединения, узлы сопряжения балок с колоннами, балок между собой и другие узлы крепления связей. Наличие неплотностей и щелей в соединениях, влияние НДС металла, значительные площади контакта с агрессивной средой повышают коррозионный износ в этих местах.

При расчете металлоконструкций, подвергающихся коррозионному разрушению, необходимо учитывать не только равномерную коррозию поверхности, но и локальную коррозию в различных узлах, приводящую к изменению распределения напряжений и способную ускорять наступление предельного состояния МК. Поэтому необходима разработка математических моделей, учитывающих изменения расчетной схемы конструкции за счет локальных коррозионных поражений.

Впервые эффект влияния уровней напряжений на кинетику коррозионного износа был выявлен В. Г. Акимовым [209] и продолжен Э. М. Гутманом [55], который показал, что кинетика износа нагруженных металлоконструкций растет с ростом уровня напряжений. В настоящее время вопросам коррозии металла под нагрузкой уделяется значительнее внимание [19, 55, 69, 202].

Таблица 1

Степень агрессивного воздействия среды на конструкцию	Средняя скорость коррозии, мм/год		Возможность применения конструкций без защиты от коррозии или с защитой долговечными покрытиями (в скобках – минимальная долговечность покрытия, лет)		
				ограждающих тонколистовых конструкций	
	углеродистой стали	алюминия, алюминиевых и цинковых защитных покрытий	несущих конструкций из углеродистой стали	из алюминия	из оцинкованной или алюминированной стали при толщине покрытия не менее 20 мкм
Неагрессивная среда	До 0,01	До 0,001	Защита только на период транспортировки, хранения и монтажа*	Без защиты	Без защиты со стороны помещения, при окрашивании со стороны утеплителя (20)
Слабоагрессивная среда	Св. 0,01 до 0,05	Св. 0,001 до 0,005	Цинковые или алюминиевые покрытия (20), лакокрасочные покрытия (10–20), металлизационные покрытия (20)	То же	Лакокрасочные покрытия по оцинкованной стали (25), алюминированная сталь – без защиты
Среднеагрессивная среда	Св. 0,05 до 0,5	Св. 0,005 до 0,05	То же в комбинации с химически стойкими лакокрасочными покрытиями (15)**, лакокрасочные покрытия (10)	Электрохимическое анодирование (20)	Полимерные покрытия на панелях заводского изготовления (15)
Сильноагрессивная среда	Св. 0,5	Св. 0,05	Металлизация распылением цинка или алюминия в комбинации с химически стойкими лакокрасочными покрытиями (12)**, лакокрасочные покрытия (5–7)	То же в комбинации с химически стойкими лакокрасочными покрытиями (15)	–

* Защита от коррозии в процессе эксплуатации конструкций не требуется.

** Долговечность подобных систем покрытий в 1,6–2,3 раза больше арифметической суммы долговечности металлических и лакокрасочных покрытий.

Учитывая, что основная масса строительных МК эксплуатируется под нагрузкой, рассмотрим влияние НДС на кинетику коррозионных процессов.

В работах [67, 187] показано, что на кинетику коррозионного износа значительное влияние оказывает вид напряженного состояния исследуемых сталей. Образцы из сталей марок Ст3, 20, 45 и У8 подвергались одностороннему коррозионному износу в 30%-ном растворе соляной кислоты при одноосном и плоском напряженных состояниях [67]. Плоское напряженное состояние создавалось в круглых пластинках за счет нагружения осесимметричной нагрузкой, при этом главные напряжения пластинок σ_1 и σ_2 были равны между собой. На рис. 1 показана зависимость относительной скорости коррозии образцов в плоском (рис. 1, *а*) и в одноосном напряженном состояниях (рис. 1, *б*) от уровня напряжений. Кривые были получены путем аппроксимации экспериментальных данных с помощью уравнения износа:

$$V / V_0 = \exp(\alpha \cdot \sigma_0), \tag{1}$$

где V_0 – скорость коррозионного износа ненапряженного металла; V – скорость коррозии напряженного металла; V / V_0 – относительная скорость коррозии; σ_0 – среднее напряжение.

При одноосном напряженном состоянии $\sigma_0 = \sigma / 3$, при плоском напряженном состоянии $\sigma_0 = 2\ \sigma / 3$. Данные показали, что с увеличением напряжения в образцах как при одноосном, так и при плоском напряженных состояниях относительная скорость коррозии значительно повышается.

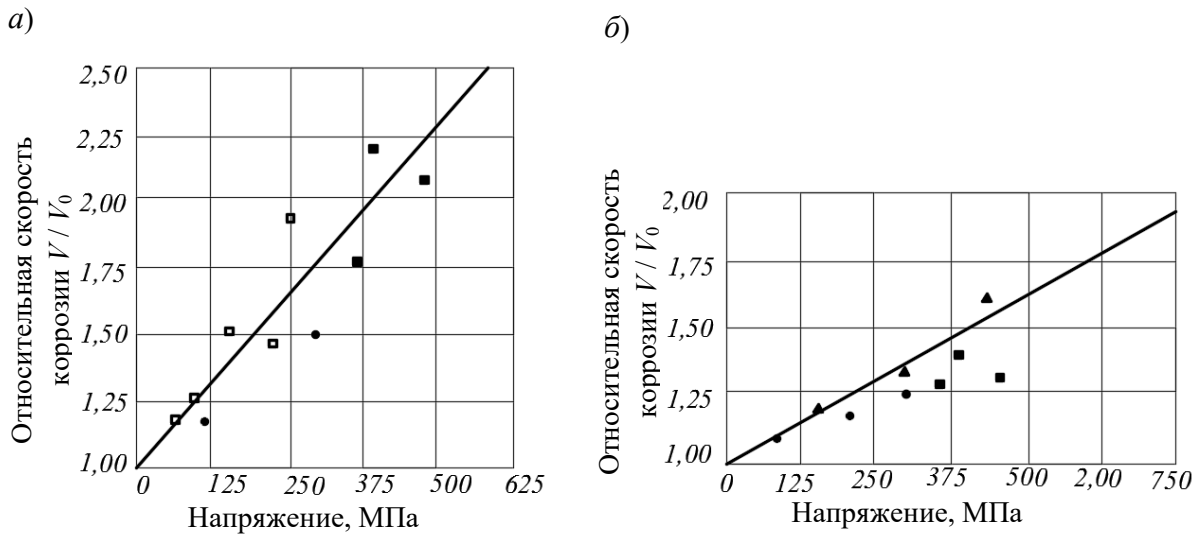

Рис. 1. Относительная скорость коррозии сталей
(□ – Ст3, ● – сталь 20, ■ – сталь 45, ▲ – сталь У8) в зависимости от схемы напряженно-деформированного состояния: *а* – плоское; *б* – одноосное

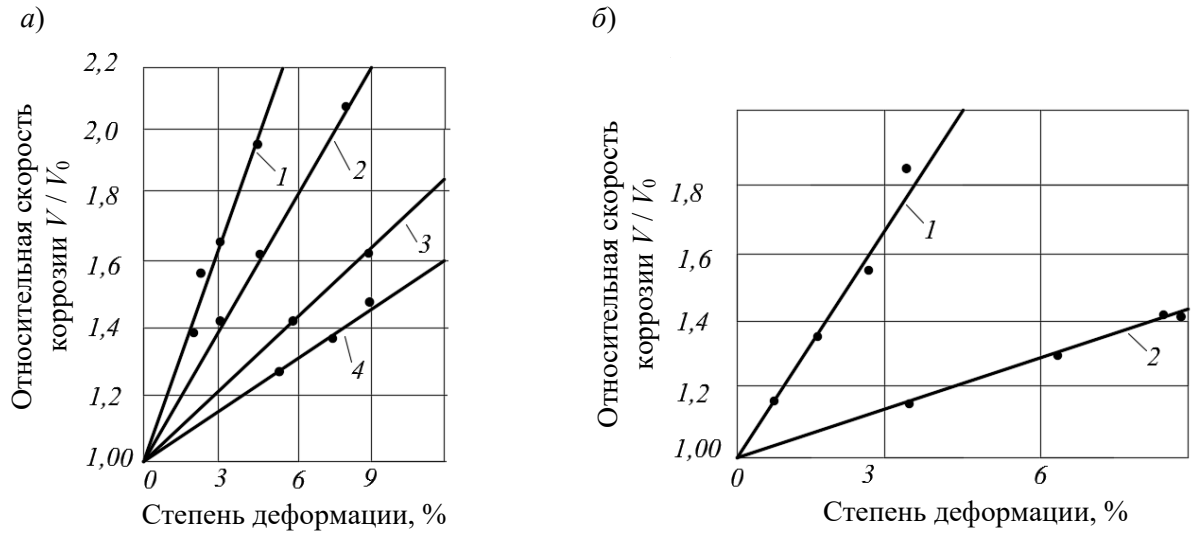

Рис. 2. Зависимость относительной скорости коррозии V_ε / V_0 образцов от степени деформации ε: *а: 1* – сталь 45 (закалка + отпуск, V_0 = 0,0084 мм/ч); *2* – сталь Ст3 (V_0 = 0,01 мм/ч); *3* – сталь 45 (нормализация, V_0 = 0,0075 мм/ч); *4* – сталь 20 (V_0 = 0,0118 мм/ч); *б*: *1* – сталь 16ГС (закалка + отпуск); *2* – сталь 16Г (нормализация)

Скорость коррозии зависит также и от уровня остаточных деформаций. Так, авторы работы [187] показывают, что между относительной скоростью коррозии и уровнем остаточных деформаций существует прямая зависимость:

$$V_\varepsilon / V_0 = 1 + K_\varepsilon, \qquad (2)$$

где V_0 – скорость коррозионного износа недеформированного металла; V_ε – скорость коррозионного износа деформированного металла; V_ε / V_0 – относительная скорость коррозии; ε – степень деформации; K_ε – коэффициент пропорциональности.

На рис. 2 приведена зависимость относительной скорости коррозии от остаточных деформаций для сталей С т3, 20, 45 и У8 в 30%-ном растворе соляной кислоты. С увеличением степени деформации и независимо от исследуемой стали, относительная скорость коррозии повышается.

1.2.3. Влияние исходной структуры и свойств используемого металла

Исходная структура металла также оказывает сильное влияние на скорость коррозии. Предварительное проведение термической обработки резко повышает скорость коррозии, что, вероятно, связано с остаточными термическими и структурными напряжениями и их влиянием на кинетику коррозионного износа. Отсюда следует, что использование сталей после упрочняю-

щей термообработки нецелесообразно, желательно иметь металл с равновесной исходной структурой.

Стойкость металла в коррозионных средах зависит от прочности металла: чем выше прочность, тем ниже стойкость. На рис. 3 приведены кривые зависимости относительной долговечности сталей с различными уровнями прочности ($\sigma_{пр}$) в 30%-ном растворе соляной кислоты. Здесь относительная долговечность определяется по формуле

$$\tau = t / t_0, \tag{3}$$

где t_0 – время до полного коррозионного разрушения ненапряженного образца; t – время до полного разрушения напряженного образца; $\sigma_н$ – начальный уровень напряжений [187]. Из рисунка видно, что с увеличением уровня прочности относительная долговечность снижается.

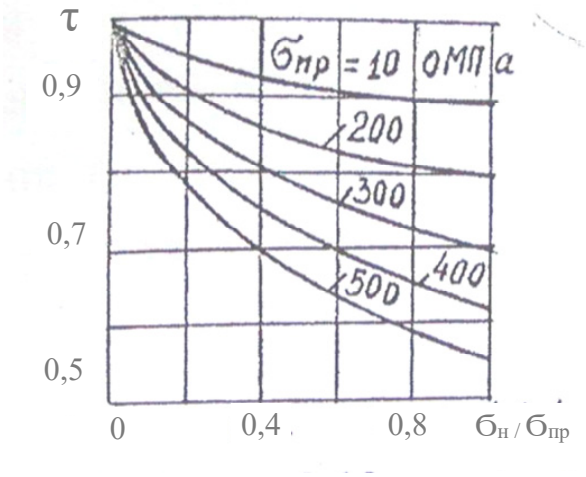

Рис. 3. Зависимость относительной долговечности стали
с различными уровнями прочности

В работе [187] показано, что приложение напряжений к предварительно деформированному металлу вызывает рост кинетики коррозионного износа стали 10 в 30%-ном растворе соляной кислоты, но кинетика коррозионного износа при приложенных напряжениях практически не зависит от степени деформации.

1.2.4. Влияние защитного покрытия элементов сварных металлоконструкций и температуры окружающей среды

На кинетику коррозионных процессов конструкций значительное влияние оказывают защитные покрытия и температура окружающей среды.

В работе [195] на образцах из стали 17Г1С-У, покрытых композицией в виде суспензии разных пигментов в толуольных растворах полиорганоси-

локсановых смолокремнийорганических лаков, исследовалась глубина разъедания образцов в 3,5%-ном растворе NaCl в зависимости от продолжительности коррозионного процесса и температуры. В реальных условиях концентрация NaCl колеблется в пределах 0,05–0,07 %. Авторы установили, что под слоем антикоррозионной защиты происходят коррозионные процессы с возрастающей во времени скоростью. Это, вероятно, вызвано повышением проницаемости антикоррозионного материала ионов-окислителей из-за разрушения защитного материала во время его взаимодействия с коррозионной средой.

На скорость коррозии значительное влияние оказывает температура окружающей среды и область деформирования металла. С увеличением температуры скорость коррозионного износа ускоряется [55]. В пластической области деформации металла скорость коррозии значительно выше, чем в упругой, поэтому долговечность металла резко уменьшается из-за более интенсивного коррозионного износа [187].

Таким образом, можно констатировать следующее:

- коррозионный износ зависит от окружающей среды;
- скорость коррозии зависит от напряженно-деформированного состояния (вида и уровня напряжений): чем больше уровень НДС, тем выше скорость коррозионного износа);
- на скорость износа оказывает влияние исходная структура металла и его прочность;
- скорость коррозии в пластической области деформирования выше, чем в упругой;
- скорость коррозии зависит от температуры окружающей среды.

1.2.5. Влияние химического состава стали

По коррозийной стойкости конструкционные стали можно разделить на три следующие группы:

1) марганцовистые стали и сталь 14ГСМФР;
2) медистые и атмосферостойкие стали;
3) все стали, кроме входящих в первую и вторую группы.

Конструкции из углеродистой стали марок ВСт3сп5, ВСт3пс6, ВСт3кп2 по ГОСТ 380–88 в агрессивных средах имеют пониженную коррозионную стойкость и их следует применять только при условии обеспечения защиты от коррозии. Низколегированная сталь марок 14Г2АФ, 16Г2АФ, 09Г2С, 10Г2С1, 15Г2СФ, 14Г2АФД, 12Г2СМФ по коррозионной стойкости близка к углеродистой стали. К защите от коррозии конструкций из стали перечисленных марок предъявляются те же требования, что и к защите конструкций из углеродистой стали.

Повышенной коррозионной стойкостью обладает низколегированная сталь марок 10ХСНД, 15ХСНД, 10ХНДП, 10ХДП, 12ХГДАФ, 08ХГСДП, причем последние четыре марки созданы специально как коррозионностой-

кие материалы для строительных конструкций. Эти стали целесообразно применять без защиты от коррозии для конструкций, не имеющих нахлесточных соединений, эксплуатируемых на открытом воздухе в слабоагрессивной среде, поскольку на их поверхности образуется плотный слой продуктов коррозии (после 1–3 лет эксплуатации).

При положительных температурах коррозионный износ практически не влияет на механические свойства стали. Снижение прочности корродирующих конструкций происходит за счет потери толщины сечений. Однако, когда глубина коррозионных повреждений соизмерима с толщинами элементов конструкций, уменьшение прочностных характеристик стали при комнатной температуре становится существенным. Поэтому для тонкостенных элементов конструкции (толщина менее 6 мм) следует учитывать это обстоятельство при проведении проверочных расчетов. Более интенсивное снижение прочностных характеристик строительных сталей из-за коррозии имеет место при отрицательных температурах. При –60 °С для стали 09Г2С снижение предела текучести достигает 15–20 %.

Следует подчеркнуть, что местные коррозионные повреждения являются концентраторами напряжений и снижают ударную вязкость. Отрицательное влияние коррозионного разрушения на сопротивляемость сталей хрупкому разрушению следует учитывать при количественных оценках работоспособности материала.

Влияние коррозионного повреждения более значительно проявляется у стали с повышенной прочностью. Это связано с тем, что более прочные стали, как правило, имеют пониженную пластичность и потому обладают повышенной чувствительностью к концентраторам напряжений.

Глава 2. КОРРОЗИОННЫЕ ПОВРЕЖДЕНИЯ СВАРНЫХ МЕТАЛЛОКОНСТРУКЦИЙ

2.1. Типы и виды коррозии

При оценке технического состояния металлических конструкций, пораженных коррозией, прежде всего необходимо определить вид коррозии. Это дает возможность, во-первых, сузить интервал поисков основных причин коррозионного повреждения конструкций; во-вторых – более точно определить влияние коррозионных повреждений на несущую способность элементов конструкций; в-третьих – разработать наиболее обоснованные мероприятия по восстановлению несущей способности и защите конструкций от коррозии. На стадии предварительной оценки технического состояния конструкций по характерным признакам устанавливают основные виды коррозии.

Рассмотрим основные типы и виды коррозии, типичные для металлических конструкций [31–33, 40].

Различают следующие типы коррозии: химическую и электрохимическую.

Химическая коррозия – взаимодействие металла с коррозионной средой, при котором окисление металла и восстановление окислительной компоненты коррозионной среды протекают в одном акте. Она является наиболее распространенным типом коррозии и возникает при взаимодействии с газами или парами химических элементов, а также жидкостями, не проводящими электрический ток и не являющимися электролитами. Металл разрушается равномерно по поверхности за счет химических реакций при контакте со средой.

Электрохимическая коррозия – взаимодействие металла с коррозионной средой (раствором электролита), при котором ионизация атомов металла и восстановление окислительной компоненты коррозионной среды протекают не в одном акте и их скорости зависят от электродного потенциала. Она происходит, когда два разнородных металла образуют электрическую цепь, которая замыкается жидким или пленочным электролитом или коррозионной средой. Механизм переноса металла при разрушении аналогичен механизму, происходящему в гальваническом элементе: чем больше ток, тем более интенсивна коррозия. В металлоконструкциях электрохимическая коррозия является одним из наиболее распространенных видов коррозионного разрушения.

Скорость коррозии зависит от электролита, характер которого определяется активностью водородных ионов и оценивается водородным показателем pH:

- для нейтральных растворов pH равняется нулю;
- для кислых растворов pH меньше 7;
- для щелочных растворов pH больше 7.

Условием протекания коррозии является наличие катодного и анодного участков, образование которых может быть обусловлено несколькими причинами:

- химической или структурной неоднородностью металла;
- наличием локальных механических напряжений;
- нарушением кристаллографической ориентации зерен;
- неоднородностью концентрации коррозионной среды из-за неравномерности ее распределения в трещинах, щелях, питтингах.

Несмотря на условность разделения, химическая и электрохимическая коррозии сопутствуют одна другой и, в зависимости от условий, могут развиваться совместно, независимо или с преобладанием одной из них. Учитывая постоянное присутствие агрессивной среды, рассмотрим виды коррозионного разрушения, которые являются типичными при эксплуатации сварных металлических конструкций. Различают следующие виды коррозии:

- атмосферная;
- сплошная;
- язвенная;
- коррозия под напряжением;
- коррозионное растрескивание;
- коррозионная усталость;
- контактная.

Атмосферная коррозия – коррозия металла в атмосфере воздуха. Она является одним из широко распространенных видов коррозионного изнашивания и относится к электрохимической коррозии. Атмосферная коррозия подразделяется на три вида: сухая, влажная и мокрая. *Сухая коррозия* может происходить при полном отсутствии влаги на поверхности металла. При этом разрушение происходит в результате образования на поверхности металла тончайших окисных пленок, скорость разрушения невелика. *Влажная коррозия* наблюдается при наличии на поверхности металла влаги в результате конденсации из атмосферы. Скорость коррозии в этом случае выше сухой коррозии в десятки раз. *Мокрая коррозия* развивается при наличии на поверхности металла сплошной пленки жидкости, которая может образоваться при капельной конденсации, от дождя и снега, при 100%-ной влажности воздуха. Однако скорость коррозии в этом случае значительно ниже, чем скорость влажной коррозии, так как через сплошную пленку жидкости затруднена диффузия кислорода, что приводит к уменьшению скорости окисления.

Таким образом, сварные металлоконструкции строительных машин в большинстве своем эксплуатируются в условиях влажной коррозии, обладающей наибольшей скоростью развития коррозионных процессов.

Сплошная коррозия – коррозия, охватывающая всю поверхность металла. Она характерна для стали, алюминия, цинковых и алюминиевых защитных покрытий. Этот вид коррозии характеризуется относительно равномерным по всей поверхности постепенным проникновением вглубь металла.

Язвенной коррозии подвергаются в основном углеродистые и низколегированные стали при эксплуатации конструкций в жидких средах и грунтах. Язвенная коррозия низколегированной стали в атмосферных условиях чаще всего связана с повышенным количеством неметаллических включений в структуре металла и, в первую очередь, сульфидов с высоким содержанием марганца. Она характеризуется появлением на поверхности конструкции отдельных или множественных повреждений, глубина и поперечные размеры которых соизмеримы.

В листовых конструкциях, тонкостенных трубах и прямоугольных элементах замкнутого сечения язвенная коррозия переходит в сквозную с образованием отверстий в стенках толщиной до нескольких миллиметров. Появившиеся язвы являются острыми концентраторами напряжений и могут оказаться инициаторами зарождения усталостных трещин и хрупких разрушений.

Коррозия под напряжением – коррозия металла при одновременном воздействии коррозионной среды и постоянных или переменных механических напряжений. Она является одним из наиболее опасных видов коррозии и проявляется при одновременном воздействии деформаций и агрессивной среды, которые вызывают усиление процессов коррозионного и механического разрушения металлов. Эта коррозия часто встречается в сварных металлоконструкциях, изготовленных из стали и высокопрочных алюминиевых сплавов, и является источником развития усталостных трещин. При этой коррозии опасными являются локальные области ее развития, получившие название коррозионного растрескивания.

Коррозионное растрескивание – коррозия металла при одновременном воздействии коррозионной среды и внешних или внутренних механических напряжений растяжения с образованием транскристаллитных или межкристаллитных трещин. Процесс коррозионного разрушения проходит в три стадии: инкубационный период, развитие трещины, разрушение.

Углеродистые и низколегированные стали обычной и повышенной прочности подвергаются этому виду коррозии в ограниченном количестве сред (горячих растворах щелочей и нитратов, смесях $CO–CO_2–H_2–H_2O$ и в средах, содержащих аммиак или сероводород).

При одновременном воздействии напряжений растяжения и агрессивной внешней среды элементы конструкций из термически упрочненной стали могут подвергаться разрушению вследствие коррозионного растрескивания, водородного охрупчивания или коррозионной усталости.

Коррозионная усталость – понижение предела усталости металла, возникающее при одновременном воздействии циклических растягивающих напряжений и коррозионной среды. Она возникает при одновременном воздействии циклических напряжений и жидких агрессивных сред и характеризуется теми же внешними признаками, что и коррозионное растрескивание. Об интенсивности коррозионной усталости судят по количеству циклов, которое элементы конструкций могут выдерживать до зарождения трещин, или по скорости роста наиболее длинных трещин в листовых конструкциях.

Контактная коррозия – электрохимическая коррозия, вызванная контактом металлов, имеющих разные стационарные потенциалы в данном электролите. Она возникает при контакте разнородных или однородных металлов, но отличающихся по структурному состоянию, вследствие наличия разности электрических потенциалов между ними.

Местами развития контактной (гальванической) коррозии в сварных металлоконструкциях могут быть:

- сварные швы, отличающиеся от основного металла химическим составом и структурой;
- заклепочные и болтовые соединения, где соединяемые части отличаются структурным состоянием и имеют зоны наклепа, пористость и т. д.

Этот вид коррозии выражается в резком (чаще всего местном) увеличении глубины проникновения сплошной коррозии одного из двух разнородных металлов или сплавов, между которыми существует электрический контакт, за счет металлической связи и одновременного воздействия одной и той же электропроводной среды (электролита) на оба металла или сплава. Поэтому протяженность контактной коррозии составляет от десятых долей миллиметра до нескольких миллиметров от непосредственной границы контакта между разнородными металлами.

2.2. Основные источники возникновения коррозионных воздействий

В процессе эксплуатации сварных МК необходимо учитывать степень воздействия на них коррозионных сред. После определения вида коррозии необходимо установить основные источники и степень агрессивного воздействия среды на конструкции. Основные показатели агрессивного воздействия природных и рабочих сред приведены в СНиП 2.03.11–85 и в рекомендациях [117, 193].

Установление основных источников воздействия коррозионных сред производят на основании технологического проекта, технологических инструкций, технического задания на проектирование или по другим документам, выдаваемым технологическими службами с учетом фактической технологии производства и данных о нарушении нормальной эксплуатации конструкции, получаемых во время периодических осмотров.

Определение основных факторов агрессивного воздействия среды внутри зданий при коррозии в атмосфере воздуха производят путем измерения загазованности и запыленности среды, относительной влажности воздуха, температуры воздуха.

Обработку результатов измерений выполняют с использованием методов математической статистики. Для оценки степени агрессивного воздействия среды принимают усредненные значения параметров при величине среднего квадратичного отклонения не более 5 %. Полученные данные о сте-

пени воздействия коррозионной среды являются основой для разработки мероприятий по дальнейшей защите конструкций от коррозии, а также для ориентировочного определения скорости проникновения сплошной коррозии.

2.3. Основные виды коррозионного износа

Результаты обследования металлических конструкций показывают, что очагами развития коррозионного поражения являются:

- сплошностенные конструкции в местах расположения полостей, карманов, щелей, возникающих при сварке прерывистыми швами;
- заклепочные и болтовые соединения в местах неплотного прилегания элементов из-за большого шага между крепежными элементами;
- места скопления и задержки влаги;
- внутренние поверхности коробчатых и трубчатых элементов, особенно в результате проникновения влаги во внутреннее пространство в теплых климатических условиях.

Коррозионный износ подразделяют на следующие виды (рис. 4).

Общий износ отдельного листа – происходит примерно одинаковое уменьшение толщины листа по всей его поверхности.

Общий износ однородных листов – происходит уменьшение ряда листов, имеющих одинаковое функциональное назначение и расположенных в одном поперечном сечении корпуса.

Местный износ – происходит локальное уменьшение толщины металла на отдельных участках элементов корпуса. Различают следующие виды износа:

- *износ пятнами* участка листа – утонение листа на отдельных участках поверхности***;***
- *канавочный износ* (одно- или двухсторонний) – избирательное утонение листа в виде канавки вдоль границы сварного шва или околошовной зоны;
- *линейный износ* – утонение листа на узкой полосе вдоль линии приварки стенок продольного или поперечного набора.

Язвенный износ – это сосредоточенное в ограниченной области утонение листа в виде отдельных питтингов, раковин, точек.

Общий износ приводит к ослаблению сечения элемента конструкции и повышению уровня напряжений. Местный износ помимо ослабления сечения вызывает концентрацию напряжений, что повышает вероятность хрупкого разрушения стали. Поэтому местные коррозийные повреждения представляют особую опасность, особенно для конструкций, эксплуатируемых при пониженных температурах.

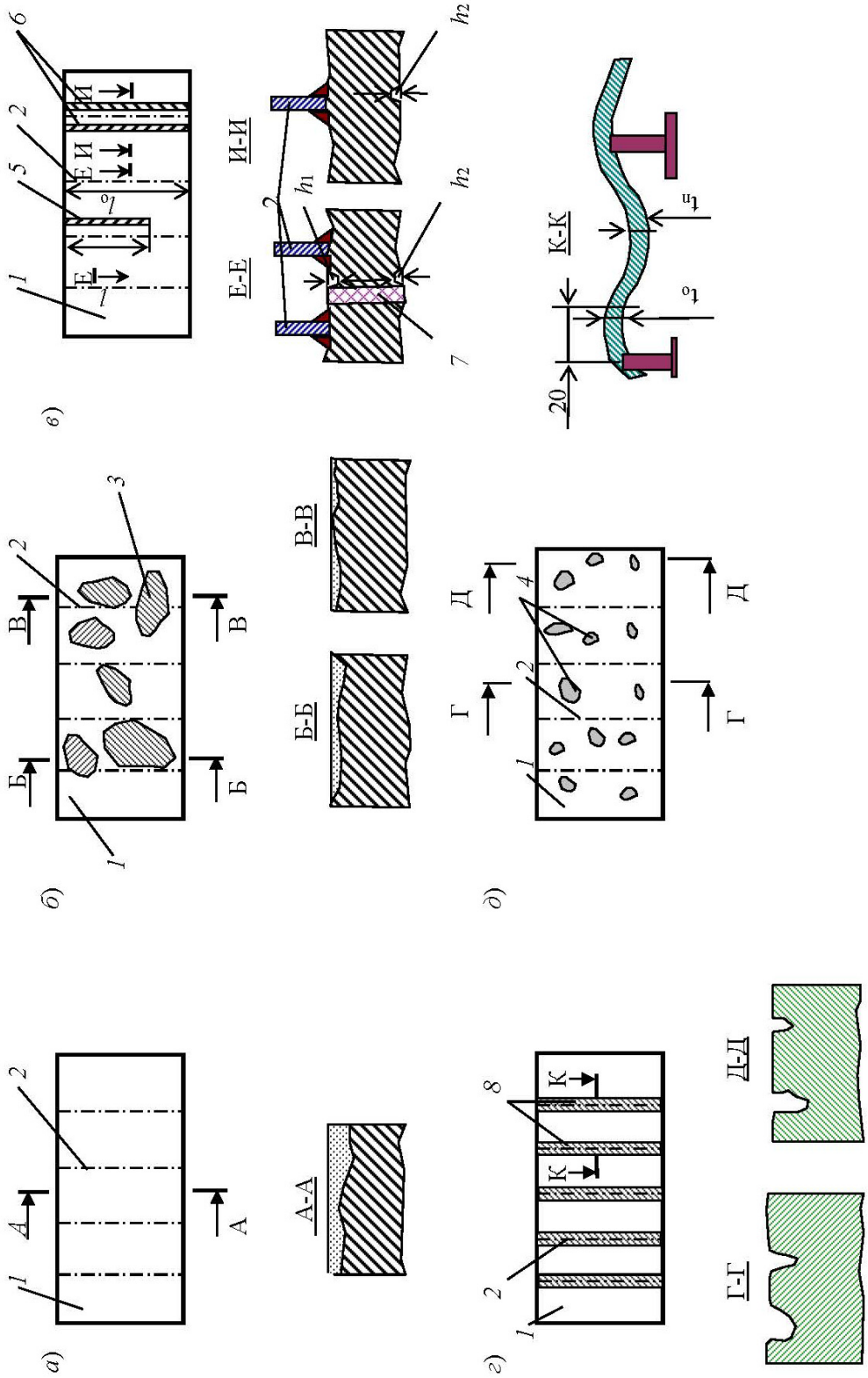

Рис. 4. Виды коррозионного износа:
а – общий износ отдельного листа; *б* – пятнами участка листа; *в* – канавочный; *г* – линейный; *д* – язвенный; *1* – лист обшивки; *2* – набор листов; *3*, *4* – контуры пятен; *5*, *6* – канавки; *7* – сварной шов; *8* – зоны износа

2.4. Оценка коррозионной стойкости

Сварные соединения из углеродистых, легированных и высоколегированных сталей, работающие в условиях химически активной среды, подвержены коррозии (разъеданию). По своему действию на металл коррозию разделяют на химическую и электрохимическую (ГОСТ 6032–2003).

Различают два вида коррозии: общую и межкристаллитную.

При общей коррозии вся поверхность металла или часть его химически взаимодействует с агрессивной средой. С течением времени поверхность разъедается и толщина металла соответственно уменьшается.

При межкристаллитной коррозии происходит разрушение металла по границам зерен. Внешне металл не меняется, но связь между зернами значительно ослабевает, и при испытании на изгиб в растянутой зоне образца образуются трещины по границам зерен.

Для испытания на коррозионную стойкость сварных соединений сварные образцы (для ускорения процесса испытания) подвергают действию более сильных коррозионных сред, чем те, в которых конструкцию будут эксплуатировать.

Испытания на коррозионную стойкость сварных соединений против общей коррозии проводят несколькими методами по ГОСТ 6032–2003.

Весовой метод заключается во взвешивании сварных образцов шириной 80 мм, длиной 120 мм и толщиной 6–10 мм со швом посредине до и после испытания и определении потерь в весе (в г/м^2) за определенное время. Утолщение сварного шва снимают. Перед испытанием образцы взвешивают с точностью до 0,01 г и замеряют их общую поверхность по всем шести граням. Затем образцы кипятят несколькими циклами по 24–48 ч в азотной или серной кислоте соответствующей концентрации в зависимости от условий работы сварного соединения.

После кипячения с образцов мягкими скребками из дерева, алюминия или меди полностью удаляют продукты коррозии и образцы снова взвешивают. Вычитая вес образца после испытания из первоначального веса и отнеся разность к общей площади поверхности образца (в м^2) и одному часу испытания, получают показатель коррозии по потере веса в г/(м^2·ч) и пересчитывают его на потерю веса в г/(м^2·год).

Скорость проникания коррозии П, мм/год, определяют по формуле

$$П = (K / \delta)10^{-3}, \qquad (4)$$

где K – потеря веса, г/(м^2·год); δ – плотность металла, г/см^3.

Полученные расчетные данные сравнивают с данными ГОСТа.

По ГОСТ 13819–68 оценку коррозионной стойкости черных и цветных металлов, а также их сплавов при условии их равномерной коррозии проводят по десятибалльной шкале коррозионной стойкости (табл. 2).

Таблица 2

Группа стойкости	Коррозионная стойкость, балл	Скорость коррозии (глубина), мм/год	Потеря веса, г/(м^2·ч)
Совершенно стойкие	1	Не более 0,001	Не более 0,0009
Весьма стойкие	2 3	0,001–0,005 0,005–0,01	0,0009–0,0045 0,004–0,009
Стойкие	4 5	0,01–0,05 0,05–0,01	0,009–0,045 0,045–0,09
Пониженной стойкости	6 7	0,1–0,5 0,5–1	0,09–0,45 0,45–0,9
Малостойкие	8 9	1–5 5–10	0,9–4,5 4,5–9,1
Нестойкие	10	Более 10	Более 9,1

Этой шкалой нельзя пользоваться при наличии в металле межкристаллитной коррозии и коррозионного растрескивания.

Профилографический метод состоит в определении степени коррозирования (глубины разъедания) различных участков сварного соединения (основного металла, зоны термического влияния и металла шва). Образцы испытают в среде, аналогичной по действию той, в которой будет работать сварное соединение, но более быстродействующей с определенным коэффициентом ускорения. Глубину разъедания измеряют с помощью специальных профилографов и профилометров (рис. 5), после чего на бумаге вычерчивают профиль сварного соединения после коррозии.

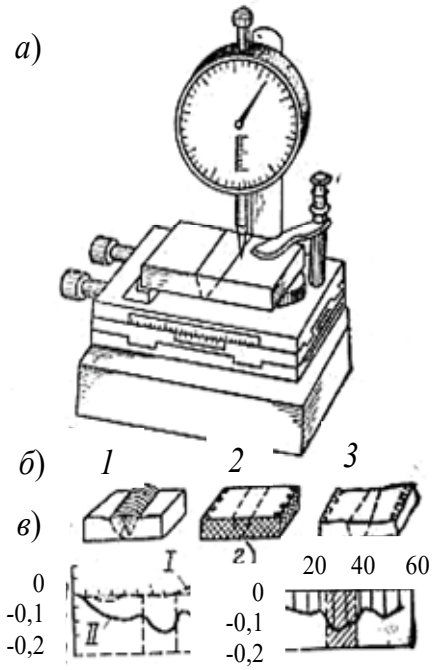

Рис. 5. Испытания на коррозионную стойкость шва профилометром:
а – общий вид профилометра; *б* – образцы для испытаний: *1* – после сварки; *2* – перед испытанием; *3* – после испытания;
в – профиль сварного соединения: I – до испытания; II – после испытания;
г – глубина проникания коррозии

При электрохимическом (потенциометрическом) методе определяют разность потенциалов в той или иной коррозионной среде между сварным швом, зоной термического влияния и основным металлом. Это дает довольно правильные представления о направлении процесса коррозии.

Объемный метод применяют для коррозионных испытаний только основного металла. Он заключается в определении количества газов, образующихся в результате коррозии.

При методе определения коррозионной стойкости по изменению механических свойств для испытания подбирают сильно действующую среду, например раствор серной или соляной кислоты. Образцы выдерживают в коррозионной среде определенное время, а затем подвергают механическим испытаниям, по результатам которых судят о стойкости сварных швов против коррозии.

Качественную оценку коррозионных поражений проводят внешним осмотром, а также исследованием с помощью лупы или микроскопа сварных соединений после коррозионных испытаний. Она служит дополнением к методам количественной оценки коррозионных поражений.

Межкристаллитной коррозии подвержены главным образом аустенитные и аустенитно-ферритные нержавеющие стали с большим содержанием хрома.

При сварке этих сталей отдельные участки основного металла, расположенные по обе стороны от шва, подвергаются действию температур, которые могут вызвать распад твердого раствора и выпадение карбидов железа и хрома на границах зерен. Снижение содержания хрома приводит к потере коррозионной стойкости металла и развитию межкристаллитной коррозии (рис. 6), которая может поразить также участки шва, подверженные повторному воздействию сварочного нагрева.

Рис. 6. Межкристаллитная коррозия нержавеющей стали

Испытания на межкристаллитную коррозию аустенитных, аустенитно-ферритных и аустенитно-мартенситных коррозиестойких сталей проводят по ГОСТ 6032–2003.

Образцы вырезают механическим способом (рис. 7). Контрольная поверхность толщиной до 10 мм подвергается строганию на глубину до 1 мм. Образцы толщиной более 10 мм вырезают поперек шва с таким расчетом, чтобы толщина его была 5 мм, а ширина равнялась толщине основного металла. Чистота поверхности образцов перед испытанием должна быть не ниже ∇7.

Склонность металла к межкристаллитной коррозии определяют по методам А, АМ, В (ГОСТ 6032–2003):

А – в водном растворе медного купороса и серной кислоты;

АМ – в водном растворе медного купороса и серной кислоты в присутствии медной стружки;

В – в водном растворе медного купороса и серной кислоты с добавкой цинковой пыли.

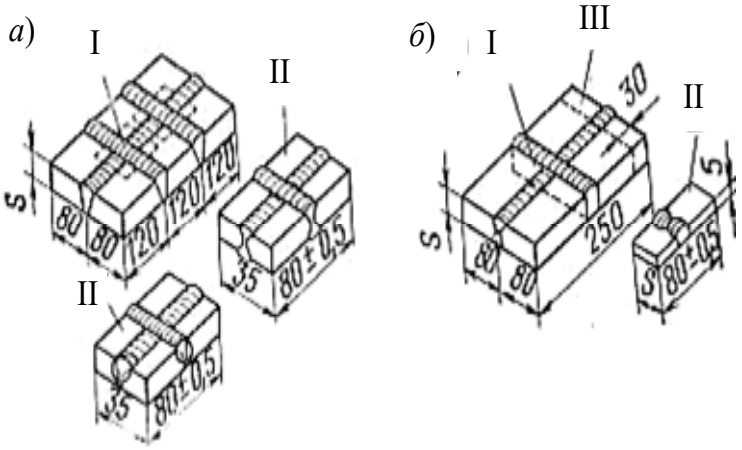

Рис. 7. Образцы для испытания на межкристаллитную коррозию:
а – при толщине металла до 10 мм; *б* – при толщине металла более 10 мм;
I – место вырезки образца; II – контрольная поверхность; III – отход,
S – толщина металла

Все испытания проводят в колбе или специальном бачке из хромоникелевой стали с обратным холодильником. В реакционный сосуд загружают образцы и заполняют его соответствующим раствором на 20 мм выше образцов. Затем образцы кипятят в растворе (для метода А – 24 ч, АМ – 15 или 24 ч; В – 144 ч).

После кипячения образцы промывают, просушивают и загибают на угол 90°. При этом радиус закругления губок или оправки должен быть равен: при толщине образцов до 1 мм – 3 мм, от 1 до 3 мм – не более трехкратной толщины образца и свыше 3 мм – 10 мм.

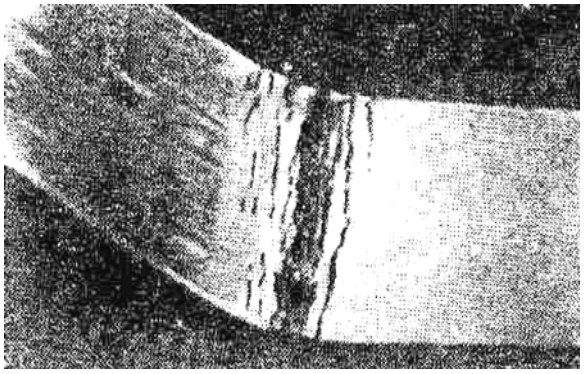

Рис. 8. Сварной образец нержавеющей стали, склонной к межкристаллитной коррозии

Поверхность в зоне изгиба образца тщательно осматривают с помощью лупы при увеличении в 8–10 раз. Если на поверхности будут обнаружены поперечные трещины, то это значит, что металл склонен к межкристаллитной коррозии и непригоден для эксплуатации (рис. 8).

Кроме методов А, АМ и В существуют еще методы Б и Д.

При методе Б производят анодное травление участков поверхности деталей или зоны термического влияния. Металл сварного шва этим методом не контролируют. Метод Б основан на анодной поляризации и состоит в воздействии коррозионной среды и электрического тока на поверхность испытуемой детали.

Испытания проводят по обеим сторонам сварного шва в шахматном порядке, а в случае перекрытых швов – во всех местах перекрещивания (см. рис. 7). Поверхность контролируемых участков шлифуют наждачной бумагой и промывают чистым авиационным бензином и спиртом. На отшлифованную поверхность плотно устанавливают сосуд и наливают в него 3–5 мл электролита (60 % серной кислоты и 0,5 % уротропина), включают электрический ток и в течение 5 мин подвергают металл коррозированию. Полярность устанавливают таким образом, чтобы испытуемое изделие служило анодом, а свинцовый сосуд – катодом. С помощью реостата устанавливают ток плотностью 0,65 А/см^2 при напряжении 5–9 В.

По истечении 5 мин ток выключают, детали промывают водой и протирают спиртом. Образовавшиеся пятна на поверхности образца рассматривают под микроскопом при увеличении не менее чем в 30 раз. При контроле готовых сварных конструкций, когда применение микроскопа невозможно, допускается применение бинокулярной лупы или оптических трубок с 20-кратным увеличением. Если пятно анодного травления имеет однородный светлый или темный цвет, то это значит, что металл не склонен к межкристаллитной коррозии. Браковочным признаком является образование в нем непрерывной сетки.

По методу Д образцы испытывают в кипящей 65%-ной азотной кислоте. Перед испытанием образцы взвешивают на аналитических весах с точностью до 0,1 мг. Затем их помещают в стеклянную колбу с обратным холодильником, заливают кислотой из расчета не менее 9 мл кислоты на 1 см^2 поверхности образца и кипятят в течение 48 ч.

Всего проводят три цикла кипячения (каждый раз в новом растворе), промывая, просушивая, обезжиривая и взвешивая образцы после каждого цикла. Коррозионную стойкость определяют по скорости коррозии образцов, выраженной в мм/год за каждые 48 ч. Если скорость коррозии превысит 2 мм/год или будет иметь место ножевая коррозия, металл бракуют. Склонность к межкристаллитной коррозии может быть определена металлографическим методом. Для этого образцы после кипячения шлифуются и полируются с торцевой стороны. Исследование микрошлифа производится при увеличении в 300–400 раз. Для облегчения анализа шлиф можно слегка протравить в обычном для данной стали реактиве. Браковочным признаком является разрушение границ зерен на глубину более 30 мкм при равномерном поражении всей поверхности шлифа и на глубину более 50 мкм при повышенном разъедании границ отдельных зерен.

Контроль коррозионного и механического износа

Для контроля толщин изделий в системе технической эксплуатации и ремонта сварных металлоконструкций наиболее эффективными являются ультразвуковые толщиномеры (УЗТ). Они применяются также для контроля коррозионного и механического износа металлоконструкций стержневого, коробчатого, трубчатого сечения, трубопроводов, пневмо- и гидроперегружателей, измерения остаточных толщин контейнеров, различных корпусных конструкций, деталей машин, немагнитных токонепроводящих покрытий и т. д. Ультразвуковые толщиномеры обеспечивают измерение толщин с точностью до 0,01 мм при одностороннем доступе к конструкции, позволяют заменить трудоемкие и непроизводительные методы определения остаточной толщины конструкции засверливанием.

Ультразвуковые толщиномеры основаны на измерении времени прохождения ультразвуковых импульсов при известной скорости распространения ультразвуковых колебаний в материале изделия. Минимальная контролируемая толщина определяется частотой ультразвуковых колебаний, длительностью импульса, интервалом времени между двумя соседними импульсами, и для плоских изделий может составлять 0,2–0,3 мм. Максимальная измеряемая толщина зависит от мощности импульсов и может достигать нескольких метров.

Глава 3. ОСОБЕННОСТИ РАБОТЫ СВАРНЫХ МЕТАЛЛОКОНСТРУКЦИЙ, ЭКСПЛУАТИРУЕМЫХ В КОРРОЗИОННЫХ СРЕДАХ

3.1. Влияние коррозионной среды на несущую способность сварных металлических конструкций

3.1.1. Особенности влияния коррозионной среды на сварные соединения, обладающие структурной и механической неоднородностью

Склонность сварных конструкций к разрушению при одновременном действии агрессивных сред и механических нагрузок зависит от следующих основных факторов:

- степени электрохимической активности металла различных зон сварного соединения;
- напряженного состояния металла, способствующего механическому разрушению;
- агрессивности коррозионной среды, зависящей от ее ионного состава, pH-свойств, газонасыщенности, температуры, давления и других параметров.

Следует отметить, что сварные соединения являются местом активации электрохимической коррозии. Это обусловлено тем, что сварное соединение вследствие остаточных внутренних напряжений, а также механической, физической и электрохимической неоднородности существенно влияет на сопротивляемость сварных элементов разрушению. В процессе сварки в результате появления геометрической, макро- и микрохимической, а также структурной неоднородности снижается начальная термодинамическая неоднородность металла, что повышает чувствительность металла к воздействию коррозионной среды [101]. Наибольшее влияние коррозионной среды отмечается в тех случаях, когда в сварных конструкциях действуют остаточные сварочные напряжения.

Исследования работоспособности сварных соединений показывают [100], что зарождение трещин начинается преимущественно в технологических концентраторах напряжений, наиболее часто в грубых переходах от шва к основному металлу, при наличии в поверхности сварного шва грубых чешуек, незаваренных кратеров, подрезов, наплывов, мест приварки технологических планок.

При разрушении сварных соединений в агрессивной среде различают три группы процессов: электрохимические, сорбционные и механические. Их влияние зависит от свойств металла, внешней среды, характера и интенсивности нагрузок.

Электрохимические процессы способствуют созданию концентраторов напряжений на поверхности металла за счет избирательного растворения анодных участков, что в свою очередь усиливает работу коррозионных пар и увеличивает скорость развития поверхностных повреждений. В некоторых случаях отмечается положительная роль коррозионных процессов, которая заключается в повышении сопротивления разрушению вследствие образования плотных окисных пленок, препятствующих анодному растворению, а также из-за притупления острых дефектов [201]. Следует отметить, что сварные соединения являются местом активизации электрохимической коррозии. Это обусловлено тем, что сварное соединение вследствие остаточных внутренних напряжений, механической, физической и электрохимической неоднородности существенно влияет на сопротивляемость сварных элементов разрушению.

Сорбционное воздействие облегчает контакт агрессивной среды с металлом, снижает сопротивление металла деформированию и способствует зарождению сдвигов [98]. Наибольшее влияние сорбционных эффектов на работоспособность сварных МК связано с наводороживанием катодных участков. Следует отметить, что в области малоцикловой усталости адсорбционное влияние агрессивной среды может быть выше электрохимического [63].

Механические характеристики отдельных зон сварного соединения могут значительно изменяться под влиянием агрессивной среды, при этом пластичность металла снижается в наибольшей степени [210]. Механические процессы, вероятно, играют основную роль в механизме зарождения разрушения при малоцикловом нагружении. Эти процессы способствуют накоплению повреждений, активизируют электрохимические и адсорбционные процессы, разрушают окисную пленку и локализуют коррозионное воздействие агрессивной среды на сварное соединение МК.

Следует подчеркнуть, что локальное воздействие агрессивной среды может изменить условия страгивания трещины и ее развития. Поэтому оценка трещиностойкости сварных соединений в агрессивной среде требует определенных допущений и ограничений.

3.1.2. Влияние коррозионной среды на работу сварных МК в условиях циклического нагружения

Большинство несущих МК эксплуатируются в условиях воздействия коррозионно-опасных сред, которые могут существенно повлиять на работоспособность сварных крупногабаритных металлических объектов. Наиболее характерными видами коррозии для конструкционных материалов нагруженных конструкций являются равномерная, язвенная, контактная коррозия и коррозионная усталость.

Опасность разрушения металлоконструкций под воздействием коррозионных сред более велика при циклическом нагружении, чем при статиче-

ском, в первом случае охрупчивающему влиянию агрессивных сред подвержен более широкий круг эксплуатируемых сталей. Это связанно с тем, что развитие коррозионно-усталостной трещины может наблюдаться и при коэффициенте интенсивности напряжений (КИН) далее K_{iscc}, достижение которого необходимо для коррозионно-статического роста трещины. Поэтому даже низкопрочные стали могут обладать повышенной чувствительностью к агрессивному воздействию коррозионных сред при циклическом нагружении [197, 198, 246].

При малоцикловом нагружении конструкций в агрессивной среде разрушение металла чаще всего происходит по механизму малоцикловой коррозионной усталости (МКУ), а очагами зарождения трещин являются концентраторы напряжений заводского, строительно-монтажного или эксплуатационного происхождения (дефекты сварных соединений, расслоение металла, неметаллические включения, поверхностные повреждения, коррозионные язвы и т. д.). При этом разрушение конструкции происходит при напряжениях значительно более низких, чем предельно допустимые для конкретной стали.

Малоцикловая усталость – усталость металла, при которой образование макротрещин или полное разрушение происходит при повторно-пластическом деформировании с разрушающим числом циклов до $5 \cdot 10^4$. В области малоцикловой усталости поглощаемая энергия уже с первых циклов нагружения расходуется на разрушение металла, что является одним из отличий малоцикловой усталости от многоцикловой. Малоцикловое разрушение сопровождается общей или местной (в вершине надреза, трещины) пластической деформацией, величина и закономерность накопления которой определяют условия перехода к предельному состоянию и контролируют характер разрушения металла.

Разрушение металла при МКУ имеет стадийный характер: на первой стадии происходит накопление микроповреждений вследствие движения дислокаций и последующего зарождения трещины. На второй стадии (стабильного развития) трещина растет до критического размера и переходит в третью стадию механического дорыва со сравнительно малой продолжительностью по сравнению с двумя первыми стадиями. Продолжительность стадий зависит от напряженно-деформированного состояния металла конструкции, температуры, частоты изменения нагрузки, действия коррозионной среды.

Коррозионная среда значительно увеличивает скорость роста трещин [160, 242]. Для конструкционных материалов агрессивные среды, не вызывающие коррозионного растрескивания, могут в 3–5 раз повысить скорость развития макротрещины. Активность среды в большей степени проявляется при низких скоростях роста трещины и становится практически незначительной в области скоростей, соответствующих началу нестабильного развития трещины. Однако полученные экспериментальные данные в настоящее время не позволяют говорить о существовании общепризнанных методик расчета коррозионной усталости.

Закономерности роста коррозионно-усталостных трещин определяются следующими основными факторами:

- системой металл – среда;
- температурой испытаний;
- условиями нагружения;
- частота и форма цикла нагружения и т. д.

Циклическая трещиностойкость различных конструкционных материалов существенно зависит от частоты нагружения. Известно, что при частотах f, равных 10–15 Гц, влияние коррозионных водных сред не проявляется [118]. С увеличением частоты воздействия усиливается роль среды в усталостном разрушении, что приводит к ускорению развития трещин в области средних и высоких размахов КИН.

Различают два типа усталостного разрушения [213] в коррозионных средах: механокоррозионное и коррозионно-механическое разрушение. В первом случае разрушение проходит без образования начального коррозионного макроконцентратора. Оно зарождается в виде поверхностных трещин и контролируется механической нагрузкой.

Предвестниками коррозионно-механического разрушения является язвенная или контактная коррозия, она способствует появлению коррозионных макроконцентраторов. Эксплуатационные концентраторы напряжений могут быть опасными и значительно влиять на несущую способность конструкции.

Для определения влияния различных концентраторов на ресурс МК необходимо знать закономерности развития поверхностных трещин. Известно, что оптимальная форма поверхностной трещины определяется видом нагружения [12, 137, 243]; при каждом виде нагрузки существует наиболее предпочтительная форма поверхностной трещины.

Для практических расчетов опасность поверхностных дефектов, в частности поверхностной трещины, того или иного коэффициента формы, видимо, определяется измеряемым параметром дефекта. В связи с этим, если измеряется длина трещины, то целесообразно принимать форму трещины близкой к полукругу, а если измеряется глубина, то более консервативная оценка будет при принятии коэффициента формы трещины $h = 0{,}33$ [110]. Учитывая это, поверхностные трещины в коррозионных концентраторах, приведенных на рис. 9, будут развиваться в соответствии с положениями *1*, *2*, *3*, показанными на рисунке.

Оценка усталостного повреждения является весьма сложной задачей, поскольку определение реальных действующих напряжений затруднительно, а число циклических нагружений не поддается точному учету.

Кроме того, основной недостаток существующего подхода состоит в том, что коррозия и усталость рассматриваются независимо друг от друга. В то же время хорошо известно, что наклеп и вызываемые им напряжения существенно ускоряют протекание коррозии. В свою очередь и коррозия резко снижает сопротивление усталости и сокращает срок службы конструкции.

Особенно сильно влияние коррозионной усталости проявляется вблизи сварных швов, где наряду с концентрацией напряжений существует и повышенная разность электрохимического потенциала, вызванная различием химического состава самого шва и основного металла. Эта разность присуща и зоне термического влияния, в которой сосуществуют различные структурные составляющие, а, кроме того, в самом шве имеются дендритная ликвация, неметаллические включения и поры.

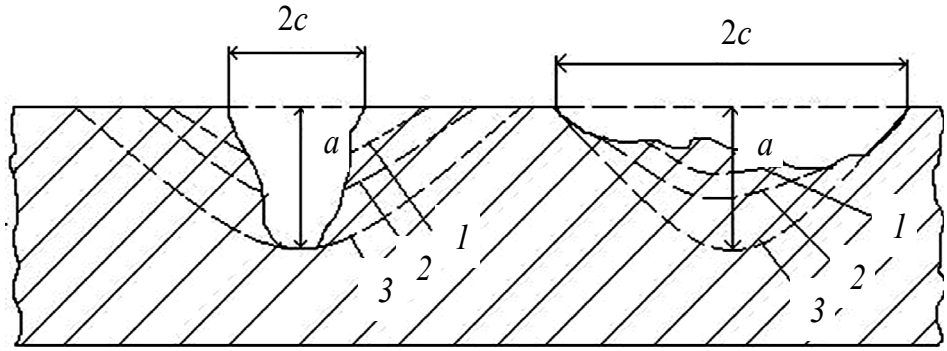

Рис. 9. Развитие поверхностных трещин в коррозионных концентраторах

В ряде случаев неучет влияния коррозии при проведении расчета может привести к неприятным последствиям. Если коррозия сравнительно слабо влияет на понижение статической прочности стали, то она резко снижает ее предел выносливости при работе в условиях циклического нагружения. Так, даже тонкий обезуглероженный слой, который почти всегда присутствует в стальном прокате, способен снизить предел выносливости на 15–20 % [211]. Чем выше предел прочности стали $\sigma_в$, тем более существенным оказывается вредное влияние обезуглероженного слоя, снижающего предел выносливости σ_{-1}. Причина состоит в комплексном воздействии пониженного предела прочности в структуре обезуглероженного слоя и возникающего в нем градиента действующих напряжений.

Опасность влияния коррозии на развитие усталостных повреждений показана в работах [41, 71, 211, 236]. Так, коррозия в пресной воде снижает предел выносливости у металла стальной конструкции в 2–2,5 раза, а в морской – до 5 раз. Степень агрессивности дождевой воды, поглотившей из атмосферы промышленной зоны углекислый и сернистый газы, приближается к морской.

Существенная особенность коррозионной усталости состоит в том, что предел выносливости значительно понижается с уменьшением частоты нагружения. Уменьшение частоты нагружения в 60 раз при механической усталости снижает предел выносливости только на 10 %, а при коррозионной – на 50 % [236].

Скорость коррозии значительно повышается при одновременном действии влаги, повышенной температуры и наличии в атмосфере продуктов сгорания (углекислый газ, сернистый ангидрид и пр.). Поэтому при проведе-

нии технического диагностирования строительных МК необходимо не только периодически измерять уменьшение толщины стенок в результате коррозии, но и уточнять условия их эксплуатации и принимать во внимание возможное изменение интенсивности влияния коррозионной среды, обусловленное воздействием как внешних факторов, так и накоплением остаточных напряжений и усталостных микротрещин.

3.1.3. Сопротивляемость элементов МК коррозии под напряжением

Большинство сварных несущих МК эксплуатируются в условиях агрессивных сред. Поэтому сопротивляемость элементов конструкций разрушению в коррозионных средах определяется свойствами системы материал – НДС – среда [216].

Одним из наиболее опасных видов разрушения МК в агрессивной среде является коррозия под напряжением, что объясняется трудностями ее обнаружения в элементах конструкции. Для ее возникновения и развития необходимо одновременное воздействие коррозионной среды и постоянных или медленно меняющихся нагрузок, создающих в элементах конструкций действующие напряжения.

При этом виде коррозии наиболее опасными являются локальные области ее развития, получившие название коррозионного растрескивания, в результате которого образуются транскристаллитные или межкристаллитные трещины.

Уровни напряжений, при которых происходит коррозионное растрескивание, как правило, значительно ниже предела текучести. На растрескивание влияет состав сплава, среда и температура эксплуатации, уровни действующих в металле напряжений.

Решению проблемы коррозионного растрескивания посвящено много работ [83, 196, 217]. Но она до сих пор не решена и остается актуальной, так как большинство конструкций, машин и аппаратов работают при длительном действии нагрузок в агрессивных средах.

Коррозионному растрескиванию присущи следующие особенности:

- зависимость времени до растрескивания от уровня приложенных растягивающих напряжений;
- направление трещин перпендикулярно растягивающим напряжениям;
- образование межкристаллитных, транскристаллитных или смешанных трещин с разветвлениями;
- хрупкий характер разрушения.

Коррозионному растрескиванию металла подвержены не только стали, но и алюминиевые, титановые, медные и другие сплавы. Коррозионное растрескивание происходит при распространении трещины в металле при одновременном воздействии коррозии и статического растягивающего напряжения [128, 163, 173]. На рис. 10 приведена типичная диаграмма коррозионного

растрескивания, где показана зависимость скорости роста трещины от коэффициента интенсивности напряжений и характеризующая статическую трещиностойкость металлов в коррозионной среде.

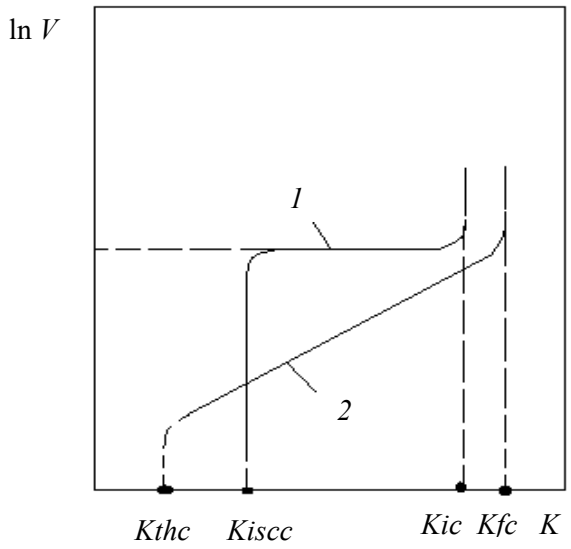

Рис. 10. Характерная кинетическая диаграмма коррозионного растрескивания *1* и коррозионной усталости *2*

Диаграмма *1* ограничена справа критическим коэффициентом интенсивности напряжений K_{ic}, а слева пороговым значением коэффициента интенсивности напряжений K_{iscc} (scc – stress corrosion cracking – коррозионное растрескивание), ниже которого трещина не развивается.

Как видно из рис. 10, развитие трещины происходит при постоянном значении K_i и увеличении V до образования горизонтального плато, в области которого трещина растет с постоянной скоростью V до разрушения.

Явление уменьшения прочности и изменение пластичности при одновременном воздействии нагрузки и адсорбированной на поверхности деформированного тела химически нейтральной среды было открыто в 1928 г. П. А. Ребиндером, и было названо эффектом Ребиндера [191]. Эффект возникает в результате взаимодействия поверхностной энергии тела и среды, которая может быть как жидкой, так и газообразной.

Развитие трещины при коррозионном растрескивании проходит в три этапа [224]:

- инкубационный (зарождение и возникновение трещины);
- развитие коррозионной трещины;
- конечное лавинообразное разрушение.

Для большинства сплавов время развития трещины на первой стадии составляет более 85 % от общего времени растрескивания. В соответствии с работой [224], авторами [93] была установлена зависимость времени до растрескивания τ от величины приложенных растягивающих напряжений σ:

$$(\sigma - \sigma_{кр})\tau = K, \qquad (5)$$

где $\sigma_{кр}$ – критическое напряжение, ниже которого металл в данной агрессивной среде не испытывает коррозионного растрескивания; K – константа.

Из уравнения видно, что с увеличением приложенных напряжений время до растрескивания металла уменьшается.

На величину критического напряжения влияют:

- состав агрессивной среды;
- характер и величина внутренних напряжений;
- неравномерность распределения растягивающих напряжений;
- химический и фазовый состав металла.

Для возникновения коррозионного растрескивания необходимо действие поверхностных или внутренних растягивающих напряжений; при действии поверхностных сжимающих напряжений коррозионное растрескивание не наблюдается, поэтому их используют для защиты от коррозионного растрескивания [248].

Коррозионное растрескивание возникает при высоких напряжениях, приближающихся к пределу текучести, однако разрушение может наступить и при напряжениях значительно ниже предела текучести. В работе [203] показано, что время до полного разрушения не зависит от того, приложены ли напряжения в начале испытания или на последующих его стадиях, т. е. основное влияние при коррозионном растрескивании приложенные напряжения оказывают незадолго до полного разрушения.

В металлах, подверженных коррозионному растрескиванию, при отсутствии внешних растягивающих напряжений происходит незначительное коррозионное разрушение, а при отсутствии агрессивной среды под воздействием растягивающих напряжений почти не происходит изменения прочности или пластичности металла. Однако при одновременном воздействии статических растягивающих напряжений и коррозионной среды происходит значительно большее ухудшение механических свойств металла, чем в результате раздельного, но аддитивного действия этих факторов. Коррозионное растрескивание является характерным случаем, когда взаимодействуют химическая реакция и механические силы, что приводит к структурному разрушению.

В процессе коррозионного растрескивания под напряжением наиболее важное значение имеют первые две стадии:

- зарождение и возникновение трещин;
- последующее развитие трещин.

Согласно работе [248], процесс коррозионного растрескивания начинается с местного коррозионного разрушения в виде очень узких углублений, на дне которых под действием перпендикулярных растягивающих напряжений возникают концентрации напряжений. При этом, чем больше глубина углублений и меньше радиус дна, тем будет выше концентрация напряжений

и при их достаточной концентрации металл может начать разрушаться за счет механического воздействия. В этом случае будет обнажаться незащищенная оксидной пленкой поверхность металла, подвергающаяся более интенсивному воздействию агрессивной среды и способствующая увеличению скорости коррозии. Это вызовет дальнейшее механическое разрушение, увеличение скорости развития трещин за счет совместного действия коррозионной среды и растягивающих напряжений. Рассмотренный механико-электрохимический механизм коррозионного растрескивания под напряжением достаточно точно объясняет следующие явления:

- под действием сжимающих напряжений трещины не возникают и не развиваются;
- высокие напряжения, особенно близкие к пределу текучести, вызывают более высокую их концентрацию и, как следствие этого, способствуют процессу коррозионного растрескивания;
- для создания деформации металла необходим минимальный порог напряжений, зависящий от формы образцов и условий испытания;
- если разрушение металла происходит почти сразу после образования первоначальной трещины, то время до растрескивания зависит от времени, необходимого для зарождения мелких коррозионных трещин. Нагружение образцов в течение всего испытания и незадолго до разрушения не влияет на время до разрушения образцов;
- самопроизвольное растрескивание металла после зарождения первоначальной трещины служит доказательством того, что наибольшее влияние растягивающие напряжения оказывают незадолго до разрушения.

При образовании серии мелких трещин и по мере их развития металл приближается к неустойчивому состоянию, поэтому при наличии деформированных участков произойдет самопроизвольное развитие трещины и полное разрушение металла.

Вышеизложенное свидетельствует о том, что изучение влияния эксплуатационных сред на прочность сварных металлоконструкций представляет научный и практический интерес.

3.1.4. Влияние водородного охрупчивания

В реальных условиях сварные соединения и элементы сварных металлических конструкций могут подвергаться совместному воздействию различных нагрузок, температур и агрессивных сред и, в частности, водородосодержащей среды. Влияние внешней среды на прочность материалов относится к наиболее слабо изученным проблемам механики разрушения. Под влиянием внешней среды тело может становиться более пластичным или более хрупким, что приводит к смене механизмов локального разрушения в вершине трещины и к изменению скорости развития усталостной трещины.

Каких-либо данных об исследовании свойств системы материал – среда применительно к сварным металлоконструкциям и их влияния на прочность и долговечность в литературных источниках не установлено.

Изменение несущей способности сварной металлоконструкции может происходить под влиянием общей или локальной коррозии в результате потери сечения элемента конструкции. В этом случае остаточную прочность конструкции можно оценить с применением методов строительной механики.

Но такие расчеты не учитывают воздействие эксплуатационных сред, которые часто влияют на механические характеристики сталей и кинетику развития усталостных трещин. К таким явлениям относятся диффузионный и адсорбционный эффекты, воздействие водорода, эффект закрытия усталостных трещин, электрохимическое растворение металла в вершине трещины, локальное разрушение тонких хрупких пленок и др.

Влияние этих факторов в значительной степени определяется характером нагружения (статическое, динамическое, циклическое), при котором определяется продолжительность воздействия системы среда – металл.

Явление охрупчивания металла водородом известно давно в связи с образованием флокенов в металлургическом процессе при быстром охлаждении стали и уменьшением растворимости водорода. Эта проблема приобретает особое значение в связи с охрупчивающим влиянием влаги, паров, тумана на высокопрочные стали, особенно при циклическом нагружении. Например, в опытах Хартмана и Шийве [235] наблюдалось десятикратное увеличение скорости роста усталостных трещин под воздействием влаги. Проникать в металл водород может не только путем адсорбции молекулярного водорода, но и путем осаждения атомарного водорода, который содержится в растворах электролитов в воде.

В процессе диффузии атомов водорода в поры структуры металла в них образуется молекулярный водород, который, расширяясь в объеме, создает большое давление и вспучивает металл [50, 130, 162]. Водородное охрупчивание характерно для высокопрочных сплавов с высокими пределами текучести.

В условиях высоких температур при химическом взаимодействии водорода с металлом происходит обезуглероживание поверхностного слоя. При этом имеющиеся дефекты, безопасные в обычных условиях, благодаря наличию водорода, могут привести к неожиданному хрупкому разрушению конструкции. Такое явление связывают с различными причинами:

- давление молекулярного водорода в микрообъемах металла;
- химическое взаимодействие;
- снижение поверхностной энергии в системе металл – среда;
- ослабление межатомного сцепления в металле.

При обычных температурах водород на конструкцию действует избирательно: в растянутых зонах сильно изменяет механические свойства и практически не изменяет в сжатых зонах конструкции. Следует отметить, что чем жестче схема напряженного состояния, тем сильнее его воздействие

при одних и тех же концентрациях. Воздействие водорода на материал конструкции приводит к его охрупчиванию, которое не учитывается существующими нормами расчета, что в ряде случаев приводит к авариям.

Для сварных МК представляет интерес изучение влияния газообразного водорода, поступающего из окружающей атмосферы, на механические свойства сталей. По данным [235], газообразный водород из атмосферы при определенных условиях может влиять на прочность сплавов и механизмы распространения трещин.

Водородное охрупчивание высокопрочной стали происходит даже при атмосферной коррозии, если в воздухе содержатся агрессивные газы SO_2, H_2S, HCl, HF в концентрации по группам Б, Г. Степень охрупчивания иногда может быть не настолько велика, чтобы привести к самопроизвольному разрушению статически нагруженных элементов конструкции, но заметно снижает сопротивление динамическим нагрузкам и пластичность конструкционной стали с прочностью до 700 МПа и более. Пластическая деформация (до 2 %) увеличивает склонность этих сталей к водородному охрупчиванию.

Коррозионное растрескивание относят к проявлениям водородной хрупкости, обусловленной внешним водородом [103]. Под водородной хрупкостью понимают совокупность отрицательных явлений, вызванных повышенным содержанием водорода в металле [83, 103]. Водород в первую очередь снижает прочностные и пластические свойства металла [237]. По данным [83, 85], снижение пластичности металлов может колебаться в широких пределах (от нескольких процентов до почти полной потери пластичности). В результате воздействия водорода изменяется характер разрушения от вязкого внутризеренного – к хрупкому межзеренному [83, 90, 103]. Водород существенно увеличивает чувствительность металла к наличию трещин, что повышает опасность хрупкого разрушения конструкций, обладающих в нормальных эксплуатационных условиях достаточной несущей способностью. Водородное охрупчивание является причиной многих аварий и катастроф [165, 254, 256].

Анализ экспериментальных данных позволяет выявить следующие закономерности водородного охрупчивания:

- хрупкость металла, вызванная водородом, проявляется при низких скоростях деформации [23, 78, 83, 103];
- повышение водорода в металле снижает его механические свойства [83, 103];
- при ужесточении схемы напряженного состояния скорость охрупчивания металла возрастает [92];
- наводороженный металл при постоянной или маломеняющейся нагрузке подвержен замедленному разрушению [83, 90, 103];
- механические свойства наводороженного металла могут быть частично восстановлены в процессе отдыха после снятия напряжений [103, 106].

В целом влияние эксплуатационных сред на прочность и долговечность материалов строительных МК представляет практически важную и пока еще мало изученную проблему.

В настоящее время усилиями российских и зарубежных ученых накоплен значительный теоретический и экспериментальный материал по вопросам коррозионного растрескивания стальных металлоконструкций. Однако теоретических исследований, посвященных моделированию коррозионно-механического поведения стержневых и оболочечных конструкций в условиях коррозионного растрескивания недостаточно.

3.2. Особенности влияния коррозионной среды на хладостойкость конструкционных сталей

Для сварных конструкций в литературе очень мало данных о влиянии длительных воздействий повышенной влажности и других компонентов коррозионных сред на трещиностойкость сталей, тогда как при эксплуатации МК с дефектами в виде трещин имеет место сочетание действия коррозионных сред и отрицательных температур [233]. В работе [231] установлено снижение вязкости разрушения и критического раскрытия трещин сталей Ст3 и 09Г2 после воздействия коррозионной среды в интервале отрицательных климатических температур. При этом снижение K_c для низкоуглеродистой и низколегированной стали составляло 15–30 %.

Коррозионные повреждения изменяют сопротивляемость конструкционных сталей хрупкому разрушению. При этом чувствительность к воздействию агрессивной среды сталей повышенной и высокой прочности выше, чем у низкоуглеродистых сталей. Повышение переходных температур хрупкости для ударных образцов достигает у сталей марок ВСт3сп5, 09Г2С, 18Г2АФпс 10, 20 и 30 °С соответственно. Металлографические исследования показали, что коррозионные разрушения напряженных образцов значительнее, чем ненапряженных, при этом коррозионные повреждения являются концентраторами напряжений [231].

Влияние коррозионной среды на сопротивляемость конструкционных сталей хрупкому разрушению целесообразно учитывать при проведении количественных расчетов по определению работоспособности материалов. Такие расчеты могут выполняться на этапах проектирования и эксплуатации металлических конструкций.

Глава 4. КОНТРОЛЬ И ОЦЕНКА ТЕХНИЧЕСКОГО СОСТОЯНИЯ СВАРНЫХ МЕТАЛЛОКОНСТРУКЦИЙ, ДЛИТЕЛЬНО ЭКСПЛУАТИРУЕМЫХ В АГРЕССИВНЫХ СРЕДАХ

4.1. Проблемы надежности и безопасности эксплуатируемых сварных металлоконструкций

Надежность и работоспособность сварных металлических конструкций определяются как эксплуатационными нагрузками, так и действующими напряжениями, возникающими в элементах конструкций в процессе их изготовления, транспортировки и монтажа. Достоверная информация о величине и распределении действующих напряжений, как правило, отсутствует, поэтому реальная картина напряженно-деформированного состояния может значительно отличаться от принятой в расчете, что затрудняет проведение мероприятий по повышению надежности сварных металлоконструкций в процессе длительной эксплуатации, реконструкции и ремонта.

Необходимость в изучении действительной работы деталей строительных машин и элементов сварных металлоконструкций возникает при техническом перевооружении производства, а также при решении вопросов об изменении действующих нагрузок (ухудшение эксплуатационных качеств, изменение режимов, возникновение дефектов), т. е. при решении вопроса о возможности дальнейшей эксплуатации обследуемого объекта [16].

Проблема выявления фактического состояния МК, оценка НДС и прогнозирование возможности их дальнейшей эксплуатации является одной из главных при обследовании и испытании сварных металлических конструкций. Эта проблема тесно связана с оценкой их надежности. Основным свойством, определяющим надежность сварных металлических конструкций, является безотказность их работы – способность сохранять заданные эксплуатационные качества в течение определенного срока службы [42].

Надежность является комплексным свойством, которое в зависимости от назначения объекта и условий его применения может включать безотказность, долговечность, ремонтопригодность и сохраняемость или определенные сочетания этих свойств, что в значительной части зависит от вида изделия.

Под надежностью понимают «свойство объекта сохранять во времени в установленных пределах значения всех параметров, характеризующих способность выполнять требуемые функции в заданных режимах и условиях применения, технического обслуживания, ремонта, хранения и транспортировки» [43].

Если объект является потенциальным источником опасности, важным понятием является «безопасность». *Безопасность* – это «свойство объекта при изготовлении и эксплуатации и в случае нарушения работоспособного

состояния не создавать угрозу для жизни и здоровья людей, а также для окружающей среды» [43]. Хотя безопасность не входит в общее понятие надежности, при определенных условиях она может быть тесно с ним связана (например, если отказы могут привести к условиям, вредным для людей и окружающей среды сверх предельно допустимых норм).

Обеспечение надежности металлических конструкций является особенно острой проблемой при наличии сварных соединений. Источники разрушения в этом случае достаточно разнообразны. В первую очередь, это технологические несплошности (дефекты), которые возникают в процессе изготовления сварных конструкций. Их наличие, а также конструктивные концентраторы напряжений (резкие переходы от одного элемента к другому, от основного металла к металлу шва) способствуют снижению надежности сварного соединения. Отрицательное влияние несплошностей проявляется и при статическом приложении нагрузок в случае неблагоприятного сочетания с остаточными напряжениями, при работе в коррозионных средах и условиях низких температур. Особенно сильное влияние несплошностей проявляется при работе конструкций под усталостной нагрузкой. В этом случае даже небольшой дефект или концентратор напряжений может стать источником зарождения трещины.

Следует отметить, что ни один из способов сварки не гарантирует получение бездефектных сварных соединений, так как на их качество оказывают влияние не только факторы металлургического характера, но и технологического и даже организационного, задача регулирования и поддержания которых в необходимых пределах полностью не решена.

В настоящее время поведение сварных МК при действии механических нагрузок исследовано достаточно полно. Однако количество работ, посвященных изучению поведения этих конструкций с учетом влияния коррозионных сред, сравнительно мало. Тем более что многие МК длительное время эксплуатировались и эксплуатируются в условиях совместного воздействия нагрузок и коррозионных сред, что приводит к значительному изменению их физико-механических характеристик. Вследствие невозможности замены этих конструкций (по экономическим или другим соображениям) возникает задача оценки их действительного напряженно-деформированного состояния с учетом происшедших за время эксплуатации изменений с целью оценки безопасности дальнейшей безаварийной работы и определения необходимости принятия превентивных мер (защиты, усиления). Учет влияния коррозионного воздействия на эксплуатируемые сварные металлические конструкции позволит найти наиболее выгодные инженерные решения, обеспечить безопасные условия работы и улучшить экологию.

В имеющейся нормативно-технической документации не отражается кинетика коррозионных процессов, происходящих при работе конструкций в коррозионной среде под нагрузкой, взаимное влияние коррозионных процессов и напряженно-деформированного состояния металлоконструкций.

В связи с этим важной задачей является определение мест коррозионных повреждений и проведение постоянного или периодического мониторинга их развития. На этой основе возможна разработка методов и алгоритмов расчета металлических конструкций, работающих в коррозионных средах. Эти методы должны учитывать изменение геометрических характеристик элементов конструкций и физико-механических характеристик материалов и позволять расчетным путем оценивать несущую способность и долговечность конструкций.

Следует подчеркнуть, что расчет сложных металлоконструкций с учетом влияния коррозионной среды осложняется еще и тем, что из-за большого числа элементов в конструкции их расчет, даже без учета влияния коррозионной среды, очень сложен. Тем более что учет влияния коррозионной среды приводит к необходимости учета изменения физико-механических характеристик каждого элемента и неоднократному расчету сложных стержневых МК в каждый последующий момент времени. В связи с вышесказанным, исследования по оценке действительного НДС сварных МК различного вида, подвергающихся воздействию коррозионных сред, являются весьма актуальными.

4.2. Обследование длительно эксплуатируемых сварных металлоконструкций

Обследование длительно эксплуатируемых металлических конструкций проводится с целью получения необходимых данных для оценки технического состояния и принятия проектных решений по ремонту или реконструкции объекта [117, 244]. Необходимость в проведении обследования возникает при длительных сроках эксплуатации строительных машин и в следующих случаях:

- при обнаружении существенных дефектов и повреждений эксплуатируемых конструкций, оценку которых не может дать служба эксплуатации предприятия;
- в процессе проведения реконструкции с изменением объемно-планировочного решения (увеличение высоты, изменение шага колонн и т. д.) или повышения нагрузок и интенсивности эксплуатационных воздействий;
- при изменении в нормативно-технической документации требований к расчетам (увеличение снеговой нагрузки и т. п.);
- после аварий аналогичных сооружений.

В процессе технического диагностирования выявляются дефекты и повреждения конструкций, уточняются конструктивная схема сооружения, а также сечения элементов и узлов, определяются нагрузки и воздействия и оценивается качество конструкционных материалов.

Техническое диагностирование может быть как выборочным, так и полным. Если конструкция находится в удовлетворительном состоянии, не

имеет существенных дефектов, повреждений и при реконструкции не предполагается увеличение нагрузок, как показывает опыт, достаточно обследовать детально 20 % однотипных конструкций (балок, ферм, колонн и т. д.), находящихся в наиболее неблагоприятных условиях работы (зонах повышенной агрессивности коррозионной среды, вибрации и т. д.). Если при этом обнаружены существенные дефекты и повреждения, снижающие несущую способность конструкции, или выявлены значительные отступления от проекта (другая марка стали, замена сечений и т. д.), проводится полное обследование всех элементов.

4.3. Периодический контроль

В процессе эксплуатации сварных МК необходим периодический контроль их состояния, который проводят через определенные промежутки времени, устанавливаемые на основании результатов предыдущих наблюдений, условий эксплуатации конструкций и коррозионной стойкости материалов, степени полноты выполнения и качества текущих ремонтов.

Применяют следующий периодический контроль состояния конструкций:

- выборочный – проводится не реже двух раз в год с целью установления степени стабильности технологических процессов и других факторов, определяющих агрессивность среды, и для выявления фактов отклонения условий эксплуатации металлоконструкций от предусмотренных проектом, таких как изменение характера технологических процессов, появление условий для чрезмерного нагрева конструкций и разрушения защитных покрытий, деформирование конструкции, способное вызвать отслоение покрытий и др. При этом проводят детальный осмотр элементов конструкций, которые наиболее близки к источникам агрессивных выделений: не менее 10 % – в слабоагрессивных средах, 20–25 % – в среднеагрессивных и 30–35 % – в сильноагрессивных;
- сквозной контроль осуществляется в процессе проведения текущих ремонтов, но не реже, чем указано в табл. 3.

Таблица 3

Максимальные промежутки времени (лет) между работами по периодическому контролю состояния металлоконструкций при эксплуатации в средах со степенями агрессивного воздействия		
Слабоагрессивной	Среднеагрессивной	Сильноагрессивной
8	5	3

При периодическом контроле устанавливают наличие отклонений в техническом состоянии конструкций и состоянии противокоррозионной

защиты по сравнению с результатами предыдущего обследования по следующим показателям:

- степени агрессивного воздействия среды;
- особенностям конструктивной формы, способствующим ускорению коррозии;
- несоответствию проекту материалов и толщины защитного покрытия;
- отклонениям в показателях электрохимической защиты;
- наличию дефектов защитных покрытий;
- наличию участков поверхностной коррозии;
- появлению потеков атмосферных осадков и технологических растворов на конструкциях;
- ослаблению или выпадению болтов, заклепок;
- появлению прожогов элементов конструкций и защитных покрытий от сварки или других термических воздействий;
- наличию не предусмотренных проектом отверстий;
- наличию деформаций элементов, конструкций;
- наличию источников абразивного износа или лучистого нагрева;
- появлению других дефектов защитных покрытий и металла, а также изменений условий эксплуатации, создающих угрозу коррозионного поражения металлических конструкций.

Результаты периодического контроля оформляются актами, прилагаемыми к паспортам на объекты и сооружения.

Данные периодического контроля учитываются при назначении сроков текущих ремонтов конструкций, защитных покрытий и оборудования для электрохимической защиты, а также могут служить основой для проведения обследования, разработки проектов на капитальные ремонты и совершенствование противокоррозионной защиты конструкций.

4.4. Внеочередной контроль

Внеочередной контроль проводят в случаях, когда металлические конструкции подверглись значительным коррозионным поражениям, возникших вследствие нарушений технических требований при изготовлении, транспортировании, складировании, монтаже и длительной эксплуатации конструкций. Обследование конструкций, защитных покрытий и оборудования для электрохимической защиты проводится в следующих случаях:

- если металлические конструкции зданий и сооружений, эксплуатируемые в среднеагрессивных и сильноагрессивных средах, в течение длительного времени не были обеспечены периодическим контролем и не подвергались текущим ремонтам;
- когда конструкции подвергались существенному коррозионному повреждению в результате чрезмерно длительного транспортирования, хранения или монтажа;

- перед реконструкцией, модернизацией либо перестройкой объекта или сооружения с сохранением конструкций, находящихся в эксплуатации;
- перед восстановлением конструкций, поврежденных в результате аварии или стихийного бедствия;
- перед повторным использованием конструкций временных сооружений (путепроводов, эстакад и т. п.);
- когда намечается существенное ужесточение условий эксплуатации конструкций в результате изменения технологической схемы производства или повышения мощности оборудования, способного выделять агрессивные вещества;
- когда осуществление периодического контроля за конструкциями сооружений в полном объеме является экономически необоснованным;
- на основании предписаний территориальных органов Ростехнадзора.

Обследование состоит из предварительной оценки технического состояния конструкций и сооружений, защитных покрытий и оборудования для электрохимической защиты и при необходимости специального обследования.

При предварительной оценке технического состояния конструкций и сооружений производят либо сплошной, либо выборочный осмотр конструкций.

Перед проведением работ необходимо получить исходные данные о конструкциях объекта, которые могут содержаться в следующих документах:

- паспорте на объект или сооружение;
- комплектах общестроительных чертежей с указанием изменений, внесенных при производстве работ;
- акте освидетельствования скрытых работ и акте промежуточной приемки отдельных ответственных конструкций;
- журналах производства работ и авторского надзора;
- комплектах рабочих чертежей КМ и КМД с расчетами конструкций и согласованными отступлениями, допущенными при изготовлении и монтаже;
- актах проверки качества сварных швов;
- сертификатах, технических паспортах и других документах, удостоверяющих качество материалов, конструкций и деталей (стали, метизов, сварочных материалов и т. д.);
- актах на окрашивание, выполненное на монтаже;
- актах приемки объекта в эксплуатацию с указанием недоделок, актах устранения недоделок;
- актах приемочных испытаний в процессе эксплуатации;
- техническом журнале по эксплуатации здания;
- актах результатов периодических осмотров конструкций;
- отчетах специализированных организаций о ранее выполненных обследованиях;
- документах о текущих и капитальных ремонтах, усилении, реконструкции, окрашивании;

- документах, характеризующих фактические технологические нагрузки и воздействия и их изменения в процессе эксплуатации;
- документах, характеризующих физические параметры внутрицеховой среды (состав и концентрация газов, влажность, температура, тепло- и пылевыделение и т. д.);
- актах изыскательских организаций о грунтах и допустимых нагрузках на грунт.

По перечисленной технической документации устанавливают:

- назначение объекта или сооружения;
- продолжительность эксплуатации конструкций;
- материалы и конструктивную форму;
- мероприятия по защите от коррозии;
- данные об изменении условий эксплуатации со времени изготовления в результате изменения технологических процессов, появления новых источников агрессивного воздействия, подъема грунтовых вод и т. п.;
- уровень и агрессивность технических и грунтовых вод и т. п.

В процессе предварительной оценки технического состояния металлоконструкций и сооружений устанавливают:

- адгезию, остаточную толщину и площадь повреждения защитных покрытий;
- площадь поверхности конструкций, покрытую продуктами коррозии, вид и глубину ее проникновения;
- возможность местной механической очистки конструкций от продуктов коррозии с целью проведения частичного восстановления защитных покрытий;
- источники агрессивного воздействия, вызывающие местное разрушение покрытий и коррозию металла;
- динамику разрушения покрытий и появления признаков коррозии в зависимости от удаления от источников загрязнения, изменения расположения поверхностей элементов конструкций в пространстве; наличия щелей, узких зазоров; сварных швов, острых кромок, дефектов изготовления;
- ориентировочно среднюю скорость проникновения коррозии в зависимости от тех же факторов;
- динамику изменения параметров электрохимической защиты.

При проведении специального обследования проводят обмеры дефектов и повреждений и фиксацию их расположения на конструкции.

4.5. Основные этапы проведения экспертизы технического состояния металлических конструкций

При экспертизе технического состояния конструкций проводится следующий комплекс работ:

- анализ технической документации;

- натурное исследование, включающее: визуально-оптический и измерительный контроль (ВИК); выявление отклонений геометрических размеров и взаимного расположения деталей и узлов от проектных; толщинометрию элементов конструкции; замеры твердости металлов; разрушающий и неразрушающий контроль (НК) сварных соединений и потенциально опасных участков;
- лабораторные исследования физико-механических свойств, химического состава, структуры металла контрольных вырезок;
- оценка фактической и прогнозируемой нагруженности элементов конструкции сооружений экспериментальными (тензометрия и т. п.) и расчетными методами (с учетом выявленных дефектов и коррозионных повреждений, фактических свойств материала и т. п.);
- расчет напряженно-деформированного состояния элементов конструкции;
- расчет усталостной прочности;
- выяснение причин возникновения дефектов и повреждений и оценка их влияния на работоспособность конструкций и сооружений;
- разработка комплекса мероприятий, увеличивающих остаточный ресурс;
- разработка предложений по изменению системы технического обслуживания (ТО) и планово-предупредительного ремонта (ППР) в период дальнейшей эксплуатации;
- оценка остаточного ресурса, оформление результатов выполненных исследований и расчетов;
- классификация технического состояния конструкций;
- составление заключения о возможностях и условиях безопасной эксплуатации объекта.

Проверочный расчет конструкций выполняется с целью оценки:

- возможности дальнейшей эксплуатации конструкций без ограничений;
- необходимости усиления конструкций;
- необходимости ограничений эксплуатации конструкций до плановых ремонтно-восстановительных работ;
- необходимости немедленного прекращения эксплуатации для ликвидации аварийной ситуации.

Заключение об оценке технического состояния конструкций включает:

- ведомости дефектов, обнаруженных при обследовании;
- справку о характере и интенсивности коррозионного воздействия среды на конструкции;
- справку о величине фактических и прогнозируемых нагрузок и воздействий на конструкции;
- результаты проверочного расчета конструкций;
- рекомендуемые конструктивные решения по восстановлению несущей способности или усилению конструкций, а также мероприятия по защите конструкций от коррозии.

4.6. Оценка степени коррозионного износа

Типичными дефектами при коррозионном разрушении являются области уменьшения сечения элементов конструкций и появление концентраторов напряжения, особенно при локальном коррозионном разрушении.

При проведении технического диагностирования конструкций, пораженных коррозией, прежде всего необходимо определить вид коррозии. Это дает возможность, во-первых, сузить интервал поисков основных причин коррозионного повреждения конструкций, во-вторых, более точно определить влияние коррозионных повреждений на несущую способность элементов конструкций, в-третьих, разработать наиболее обоснованные мероприятия по восстановлению несущей способности и защите конструкций от коррозии [30].

Перед оценкой степени коррозионного износа конструкций необходимо провести следующие операции:

- очистку конструкций от пыли, мусора, легко отслаивающихся продуктов коррозии;
- общую визуальную оценку состояния противокоррозионной защиты (наличие дефектов и повреждений покрытий);
- установление вида коррозионных повреждений металла, определение относительной площади пораженных участков металла;
- выявление участков с повышенным коррозионным износом и подготовку поверхности конструкций к инструментальным замерам путем зачистки;
- замер степени поражения конструкций коррозией.

Поверхности элементов, на которых проводят инструментальные измерения, необходимо зачищать до металлического блеска механическими щетками, а затем мелкой шлифовальной шкуркой. Извлекать продукты коррозии из питтингов, язв, узких щелей и зазоров (для последующего проведения измерений глубины коррозионных повреждений) следует остро заточенным инструментом без применения ударного воздействия.

Измерение глубины коррозионных повреждений несущих конструкций следует производить непосредственно на конструкциях. Отбор проб для проведения лабораторных исследований, высверливание отверстий, отбор стружки для анализа металла и другие работы, связанные с измерением фактических сечений конструкционных элементов, следует производить по согласованию со специалистами по проектированию конструкций.

Следует подчеркнуть, что эти работы должны проводиться с обеспечением целостности и эксплуатационной пригодности конструкций на всех этапах обследования, а каждый этап при обследованиях конструкций действующих предприятий должен завершаться восстановлением эксплуатационной пригодности элементов конструкций, подвергнутых обработке для перечисленных выше работ.

Толщину элементов, поврежденных коррозией, необходимо замерять не менее чем в трех сечениях по длине элемента, при этом в каждом сечении проводить не менее трех замеров. При сплошной коррозии толщина элементов замеряется с помощью штангенциркулей, микрометров или механических толщиномеров. Толщина замкнутых профилей определяется с помощью ультразвуковых толщиномеров.

За фактическую толщину сечения элемента принимается величина среднего арифметического значения δ:

$$\delta = \sum \delta_i / n, \tag{6}$$

где δ_i – замер толщины сечения в i-й точке; n – число замеров на элементе.

Количество замеров n определяется разбросом данных и точностью измерений. Как правило, при сплошной коррозии число замеров толщины сечений на одном элементе составляет 8–10, при язвенной коррозии 20–30.

Для определения величины коррозионного износа необходимо знать начальную толщину элемента δ_0, которая может отличаться от номинальной на величину допусков на толщину проката. Для определения δ_0 рекомендуется найти участки поверхности конструкции, на которых отсутствуют коррозионные повреждения или сохранилось первоначальное защитное покрытие, и произвести замер толщины элемента. При отсутствии неповрежденного участка начальную толщину δ_0 следует определять анализом проектных данных с учетом предусмотренных ГОСТом допусков, а также замеров толщины элементов штангенциркулем. После проведения 5–10 замеров определяют величины среднего арифметического $\delta^{ш}$ и среднего квадратического отклонения $\delta^{ш}$:

$$\overline{\delta}^{ш} = \sum \delta_i^{ш} / n_{ш}, \tag{7}$$

$$\delta^{ш} = \sqrt{\frac{\sum (\delta_i^{ш} - \overline{\delta}^{ш})^2}{n_{ш} - 1}}. \tag{8}$$

По технической документации выясняют типоразмер сечения элемента, предусмотренный проектом. Зная дату выпуска проекта и время постройки объекта, подбором соответствующего сортамента на металлические профили можно получить номинальную δ минимальную $\delta_{min}^{ГОСТ}$ толщины сечения с учетом допуска на толщину проката.

За начальную толщину элемента δ_0 принимают наибольшую из двух: максимальной, полученной по замерам штангенциркулем $(\overline{\delta}^{ш} + 3\delta^{ш})$, и минимальной по ГОСТ $\delta_{min}^{ГОСТ}$.

Среднюю величину утонения элемента $\Delta_{эл}$ определяют по формуле

$$\Delta_{эл} = \delta_0 - \delta. \tag{9}$$

Получив среднее утонение по отдельным элементам, определяют такие же значения для однородной группы конструкций:

$$\Delta_{эл} = \frac{\sum \Delta_{эл}}{n_{эл}}, \qquad (10)$$

где $n_{эл}$ – число замеренных элементов однородной выборки, необходимое для получения достоверного результата.

Определение средней скорости коррозии V проводится по формуле

$$V = \frac{\Delta_{констр}}{T}, \qquad (11)$$

где T – срок службы конструкции к моменту проведения обследования.

Результаты обследования должны являться основанием для проектирования усиления и замены элементов конструкций и противокоррозионной защиты.

Для повышения наглядности результатов обследования, а также при освидетельствовании наиболее сложных узлов, имеющих дефекты и повреждения как коррозионного, так и некоррозионного характера, следует проводить фотографирование. Объекты съемки маркируют мелом или краской и снабжают масштабными линейками.

4.7. Оценка технического состояния сварных металлоконструкций

По результатам проведенной экспертизы техническое состояние объектов и сооружений, а также их отдельных конструктивных элементов, узлов и соединений можно отнести к одному из следующих:

- ***работоспособное*** – состояние объекта, при котором значения всех параметров, характеризующих способность выполнять заданные функции, соответствуют требованиям нормативно-технической и (или) конструкторской (проектной) документации;
- ***ограниченно работоспособное*** – состояние объекта, для обеспечения функционирования которого необходимо проведение специальных (допустимых условиями эксплуатации) мероприятий по контролю за состоянием конструкций, параметрами технологического процесса, нагрузками и другими условиями эксплуатации (возможно с ограничениями по продолжительности и зонам функционирования);
- ***неработоспособное*** – состояние объекта, при котором значение хотя бы одного параметра, характеризующего способность выполнять заданные функции, не соответствует требованиям нормативно-технической и (или) конструкторской (проектной) документации. Неработоспособное (существующее или прогнозируемое по расчету) состояние конструкции является од-

ним из предельных состояний по классификации СТ СЭВ 3972–83, и без усиления конструкция не может быть допущена к эксплуатации.

Необходимость усиления или ремонта определяется:

- наличием недопустимых дефектов и повреждений, в результате которых не обеспечиваются требования прочности, жесткости и соответствия условиям эксплуатации;
- повреждением от воздействий стихийного характера;
- нарушением условий эксплуатации, связанных с изменением габаритов объекта, нагрузок, расположения оборудования, интенсификацией технологического процесса при реконструкции и др.

Усиление или восстановление первоначальной проектной несущей способности конструкции является крайним средством достижения нормальных условий эксплуатации, когда этой цели нельзя достичь ни за счет выявленных резервов несущей способности, ни путем уменьшения постоянных или временных нагрузок, действующих на металлическую конструкцию.

4.8. Методы определения действующих напряжений, основанные на магнитомеханическом явлении

Физические основы эффекта магнитоупругости. Одним из направлений решения проблемы определения действующих напряжений в элементах металлических конструкций являются магнитные методы, основанные на зависимости магнитных свойств сталей от величины действующих напряжений (магнитоупругий эффект).

Магнитные методы оценки внутренних напряжений [13] были разработаны в 1939 г. Н. С. Акуловым и Л. В. Киренским. В основе этих методов лежит зависимость свободной энергии магнитной анизотропии $F_{\text{а.м}}$ от уровня действующих внутренних напряжений. Выражение для $F_{\text{а.м}}$ области ферромагнетика, подвергнутой однородному растяжению или сжатию, выглядит следующим образом [177]:

$$\begin{aligned} F_{\text{а.м}} &= K_1(a_1^2 \cdot a_2^2 + a_2^2 \cdot a_3^2 + a_1^2 \cdot a_3^2) + K_2 \cdot a_1^2 \cdot a_2^2 \cdot a_3^2 + \\ &+ K_3(a_1^2 \cdot a_2^2 + a_2^2 \cdot a_3^2 + a_1^2 \cdot a_3^2) - \\ &- \frac{3}{2}\sigma\left[\lambda_{100}(a_1^2 \cdot \gamma_1^2 + a_2^2 \cdot \gamma_2^2 + a_3^2 \cdot \gamma_3^2)\right] + 2 \cdot \lambda_{111}\begin{pmatrix} a_1 \cdot a_2 \cdot \gamma_1 \cdot \gamma_2 + \\ + a_2 \cdot a_3 \cdot \gamma_1 \cdot \gamma_{31} + \\ + a_2 \cdot a_3 \cdot \gamma_2 \cdot \gamma_3 \end{pmatrix}, \end{aligned} \tag{12}$$

где K_i – константы анизотропии; a_i – направляющие косинусы вектора спонтанной намагниченности J_s относительно тетрагональных осей кристалла кубической симметрии; λ_{100}, λ_{111} – константы магнитострикции; γ_i – направляющие косинусы линии действия напряжений относительно тетрагональных

осей; σ – напряжения, действию которых подвергается рассматриваемая область ферромагнетика.

В каждом конкретном случае ориентацию J_s, т. е. значения a_1, a_2, a_3, можно определить из условия минимума $F_{а.м}$. Выражение (12) можно рассматривать как сумму двух членов. Порядок первого определяет величина K_1, а порядок второго – произведение $\sigma \cdot \lambda_{100}$, для железа $K_1 \approx 4{,}8 \cdot 10^3$ эрг/см^3, $\lambda_{100} \approx 19{,}5 \cdot 10^{-6}$. В упругой области деформирования уровень напряжений σ не может превышать предела текучести. Для малоуглеродистых сталей величина σ соответствует 175–245 МПа. В этом случае произведение $\sigma \cdot \lambda_{100} \approx$ ≈ 200 МПа $\cdot 19{,}5 \cdot 10^{-6} \approx 2 \cdot 10^8 \cdot 2 \cdot 10^{-5} = 4 \cdot 10^4$ эрг/см^3, т. е. на порядок меньше K_1. Откуда следует, что в выражении (12) член, содержащий σ, в первом приближении можно не учитывать. Условию минимума $F_{а.м}$ в этом случае будет удовлетворять группа решений:

$$\begin{aligned} &a_1 = 0,\ a_2 = 0,\ a_3 = 1;\\ &a_1 = 1,\ a_2 = 0,\ a_3 = 0;\\ &a_1 = 0,\ a_2 = 1,\ a_3 = 0, \end{aligned} \qquad (13)$$

т. е. вектор J_s может быть ориентирован в направлении одной из трех осей намагничивания. Для железа более выгодной с точки зрения минимума $F_{а.м}$ становится ориентация J_s вдоль оси намагничивания, которая ориентирована под минимальным углом к линии действия σ, если действуют напряжения растяжения; при сжатии – вдоль той оси намагничивания, которая ориентирована под минимальным углом к плоскости, перпендикулярной линии действия σ. Таким образом, в ферромагнетике ориентация J_s будет зависеть от знака и уровня действующих напряжений.

Прикладывая внешнюю нагрузку к ферромагнетику, мы изменяем существующий баланс напряжений, что вызывает переориентацию J_s, возникает магнитная текстура и, как следствие, изменение его магнитных свойств. Так, растяжение поликристаллического образца железа приводит к преимущественной ориентации спонтанной намагниченности вдоль осей намагничивания, близких к направлению растяжения, что вызывает рост начальной магнитной проницаемости в этом направлении и уменьшение ее в перпендикулярном направлении. Для малоуглеродистых сталей наблюдается аналогичная ситуация. На рис. 11 показаны изменения кривой намагничивания, обусловленные действием внешней нагрузки [56]. Видно, что под воздействием напряжений изменяется не только начальная магнитная проницаемость, но и дифференциальная магнитная проницаемость на участке кривой, где процессы смещения границ доменов в основном закончились и идут процессы вращения вектора спонтанной намагниченности. Наблюдаемые в этой области изменения можно объяснить с помощью представлений о «текстуре вращения», развитых в [20, 64]. Там же показано, что условием минимума $F_{а.м}$ в общем случае будет не точная ориентация J_s вдоль какой-то оси легкого

намагничивания (ОЛН), а некоторое отклонение этого вектора от указанного направления. Величина и направление этого отклонения должны зависеть при этом от соотношения величины K_1 и произведения $\sigma \cdot \lambda_{111}$ (которые также отличаются примерно на порядок). Возникновение «текстуры вращения» и является причиной изменения дифференциальной магнитной проницаемости кривой намагничивания в области процессов вращения вектора J_s.

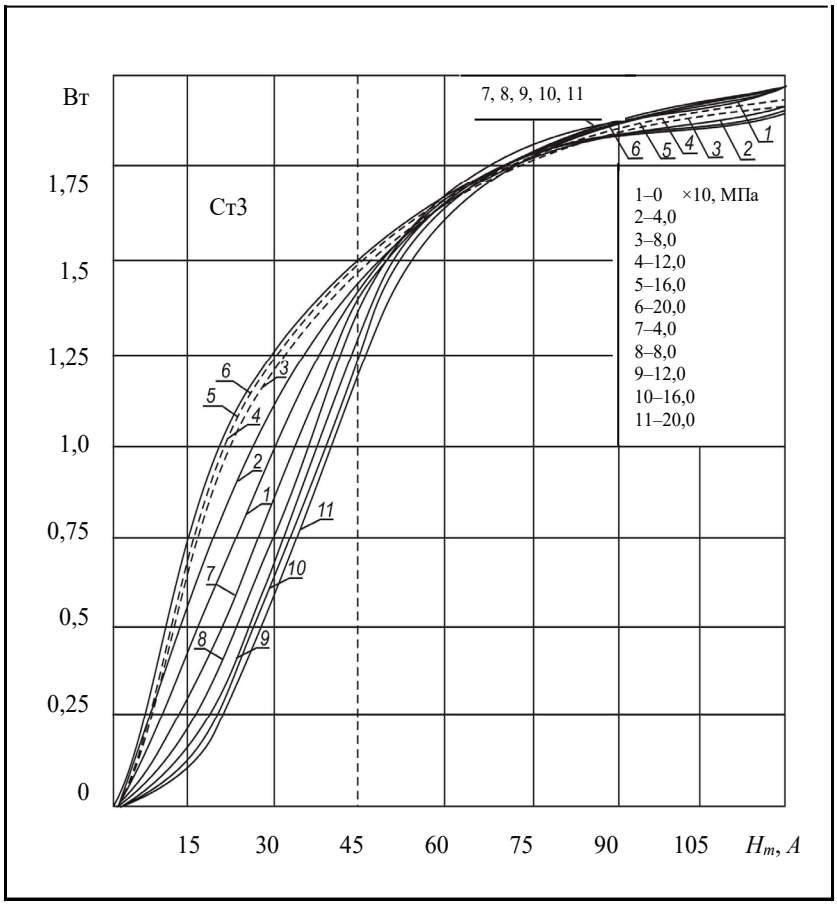

Рис. 11. Изменение кривой намагничивания стали Ст3 под действием нагрузки

Возможность существования связи между структурой, магнитными и механическими свойствами ферромагнитных материалов обусловлена схожим характером взаимодействия с элементами микроструктуры смещающихся доменных стенок, подвижностью которых определяются параметры магнитных структурно-чувствительных характеристик и дислокаций, способность к скольжению которых определяет прочностные и пластические свойства металлов.

Среди магнитных методов определения действующих напряжений, использующих эффект магнитоупругости, достаточно часто применяются магнитострикционный, эффект Баркгаузена, коэрцитиметрический. Не исследован в достаточной степени феррозондовый метод контроля в пассивном

(в условиях естественного намагничивания ферромагнитных материалов в слабом магнитном поле Земли) варианте [59].

Магнитострикционный метод. Метод основан на использовании зависимости магнитострикции от величины приложенных напряжений [26, 90]. Его сущность заключается в следующем: на поверхность элемента конструкции наклеивается тензодатчик, продольная ось которого располагается параллельно действующим усилиям; проводится намагничивание вдоль или поперек оси датчика переменным магнитным полем и дальнейшее измерение продольной или поперечной магнитострикции. О величине действующих напряжений судят по отношению продольной и поперечной величин магнитострикции. Этот метод обладает высокой чувствительностью, но сложен в реализации.

Эффект Баркгаузена. При намагничивании и перемагничивании ферромагнитных материалов намагниченность представляет собой набор дискретных изменений в виде необратимых скачков различной величины. Этот эффект скачкообразного изменения намагниченности был открыт Баркгаузеном в 1917 г. [177]. Исследования показали, что скачки намагниченности определяются величиной и знаком приложенных остаточных напряжений, а также константой магнитострикции [36, 135]. Поэтому эффект Баркгаузена применяют в практике неразрушающего контроля [36, 99, 105], в частности, для определения действующих напряжений [105, 175, 230].

Недостатком этого метода является существенная зависимость от качества подготовки поверхности. В работе [230] показано значительное влияние поверхностно-пластического деформирования на ЭДС скачков Баркгаузена. Так, например, при увеличении напряжений до 400 МПа выходной сигнал изменяется на 60 %, тогда как при наклепе поверхности выходной сигнал может изменяться в десятки и даже сотни раз, что затрудняет использование данного метода для измерения напряжений в реальных металлоконструкциях.

Коэрцитиметрический метод. При измерении коэрцитивной силы контролируемый участок конструкции намагничивают практически до насыщения переменным полем электромагнитного преобразователя. Затем этот участок размагничивают. Размагничивающий ток увеличивают до тех пор, пока магнитный поток в цепи не станет равным нулю, чему соответствует отсутствие выходного сигнала феррозондового преобразователя. Чем больше значение коэрцитивной силы материала, тем большим должен быть размагничивающий ток. Таким образом, действие коэрцитиметра основано на использовании корреляции между размагничивающим током, пропорциональным коэрцитивной силе, и определенными механическими свойствами объекта контроля.

Использование коэрцитивной силы H_c, как одного из магнитных параметров для неразрушающего определения действующих напряжений, было предложено сравнительно недавно [134]. Основным недостатком является необходимость предварительного намагничивания контролируемого участка,

что вызывает определенные трудности при диагностировании массивных конструкций. В работах [96, 266] показана принципиальная возможность использования коэрцитивной силы для определения напряжений в металлоконструкциях, рассмотрены основные механизмы зависимости H_c от внутренних напряжений и исследовано влияние структурных факторов на эту зависимость.

Феррозондовый метод. В соответствии с [44] магнитный неразрушающий контроль – это неразрушающий контроль, основанный на регистрации магнитных полей рассеяния, возникающих над дефектами, или на определении магнитных свойств объекта контроля. Феррозондовый метод контроля – это метод магнитного неразрушающего контроля, основанный на регистрации магнитных полей рассеяния объекта контроля феррозондовыми преобразователями. Феррозондовый дефектоскоп – это магнитный дефектоскоп, использующий в качестве чувствительных элементов феррозондовые преобразователи. Феррозондовый преобразователь – ферромодуляционный преобразователь с пермаллоевыми сердечниками. Магнитное поле рассеяния дефекта – это локальное магнитное поле, возникающее в зоне дефекта вследствие магнитной поляризации его границ.

Чувствительность феррозондового метода контроля определяется магнитными характеристиками материала контролируемого изделия, его формой и размерами, способом контроля и видом намагничивания, чувствительностью применяемого преобразователя и электронной аппаратуры, а также магнитным полем рассеяния дефекта. Следует отметить, что метод позволяет контролировать изделия таких размеров и форм, у которых отношение их длины к наибольшему размеру в поперечном направлении и их магнитные свойства дают возможность намагничивания до степени, достаточной для создания магнитного поля рассеяния дефекта, обнаруживаемого с помощью преобразователя, что уменьшает возможности метода.

Феррозондовый метод контроля [45] в зависимости от магнитных свойств материала, размеров и формы контролируемого изделия предусматривает два способа контроля: способ приложенного магнитного поля и способ остаточной намагниченности.

Способ приложенного магнитного поля заключается в намагничивании изделия и одновременной регистрации напряженности магнитных полей рассеяния дефектов преобразователем в присутствии намагничивающего поля. Способ остаточной намагниченности заключается в намагничивании изделия и регистрации напряженности магнитных полей рассеяния дефектов преобразователем после снятия намагничивающего поля.

При феррозондовом методе контроля применяют три вида намагничивания: циркулярное, продольное (полюсное) и поперечное (полюсное). При контроле крупногабаритных и сложной формы изделий применяют только локальное намагничивание.

К основным недостаткам феррозондового метода следует отнести необходимость подготовки изделия к контролю и проведение предварительного намагничивания и последующего размагничивания контролируемой поверхности, а для крупногабаритных изделий и изделий сложной формы – проведение только локального намагничивания зон контроля, что существенно снижает производительность контроля и не позволяет проводить сплошное магнитное сканирование. Учитывая, что сварные МК имеют значительные габаритные размеры и характеризуются разнообразностью и сложностью форм, а также требуют проведения сплошного магнитного сканирования элементов конструкций, использование феррозондового метода контроля с активным намагничиванием, ввиду вышеперечисленных недостатков, во многих случаях является нецелесообразным.

Поэтому в настоящей работе рассматривались потенциальная возможность и целесообразность применения пассивного феррозондового метода контроля с целью диагностики технического состояния МК в процессе их изготовления и длительной эксплуатации, что требует разработки новых методик контроля и диагностики.

Принцип использования пассивного феррозондового метода в определенных рамках был реализован коллективом авторов под руководством А. А. Дубова в методе магнитной памяти металла (МПМ) [60–62], при котором намагничивание изделия осуществляется слабым магнитным полем Земли (область Рэлея). Недостатком разработанных методик контроля и оценки НДС металла с использованием метода МПМ является отсутствие учета магнитной и механической предысторий металла, тогда как реальные МК в процессе изготовления, транспортировки, монтажа и длительной эксплуатации могут подвергаться как магнитным, так и механическим воздействиям, что может существенно сказаться на результатах магнитных измерений. Кроме того, недостатком применяемых авторами методик контроля по остаточной намагниченности является то, что они предусматривают выявление зон КН по максимальной величине напряженности магнитного поля рассеяния H_p или по максимальной величине градиента магнитного поля рассеяния $K_{ин}$, которые, по мнению авторов, отвечают максимальным величинам действующих напряжений [60]. Такая оценка является частной, так как она справедлива для зон КН, находящихся в пластической области деформирования, и не позволяет определять какому, так как НДС металла (упругому или пластическому) соответствует определенная максимальная величина действующих напряжений или в зоне КН. Согласно [170] в процессе пассивного магнитного контроля феррозондовыми преобразователями наблюдаются три характерных случая:

- магнитный параметр H_p (или градиент магнитного поля рассеяния $K_{ин}$) в упругой и пластической областях одинаковы;
- значение магнитного параметра H_p в упругой области больше, чем в пластической;

- значение магнитного параметра H_p (или градиента магнитного поля рассеяния $K_{ин}$) в упругой области меньше, чем в пластической.

Из этого следует, что максимальную величину действующих напряжений и степень опасности зон концентрации с максимальными напряжениями нельзя достоверно определить по максимальным величинам H_p и $K_{ин}$, т. е. по максимальным значениям остаточной намагниченности объекта контроля.

Принадлежность выявленных локальных зон КН к упругой или пластической областям деформирования можно определить только в процессе нагружения (разгружения) конструкции (элемента конструкции) по увеличению или уменьшению величины напряженности магнитного поля рассеяния H_p, а степень опасности зон КН (максимальную величину действующих внутренних напряжений) – по максимальной величине приращения H_p (по модулю) в этих зонах [170–172].

К преимуществам пассивного феррозондового метода можно отнести следующие:

- отсутствие необходимости специальной подготовки поверхности контроля (зачистка, снятие изоляционного покрытия);
- отсутствие необходимости намагничивания и подмагничивания;
- высокая скорость сканирования;
- высокая чувствительность к структурным изменениям и механическим напряжениям;
- возможность практического применения для определения зон концентрации напряжений и оценки степени их опасности;
- возможность практического применения для определения внутренних напряжений;
- возможность проведения сплошного неразрушающего контроля, в том числе и в труднодоступных местах;
- возможность проведения периодического или постоянного магнитного мониторинга.

Проведенный анализ неразрушающих магнитных методов определения действующих напряжений показал, что они имеют ряд особенностей. Так, на результатах измерения напряжений магнитными методами сказывается магнитная и механическая предыстория образца, когда внешними магнитными полями и приложенными нагрузками создается магнитная текстура. Однако в целом в ряде анализируемых работ [9, 34, 35, 61, 63, 225] показано, что остаточная намагниченность (магнитное поле рассеяния) является весьма перспективным параметром для контроля действующих напряжений.

4.9. Анализ методов оценки НДС сварных металлоконструкций

Проблемой оценки НДС длительно эксплуатируемых МК занимаются практически все диагностические центры мира. Однако до сих пор эффек-

тивных методов и методик оценки НДС металла, которые можно использовать для практических целей, пока не предложено.

Проведенный анализ различных методов определения остаточных и действующих напряжений в металле выявил значительные трудности в решении этой проблемы. Так, например, разрушающие методы контроля для этих целей нашли ограниченное применение, а для определения действующих (в процессе эксплуатации) напряжений практически не пригодны. В то же время традиционные методы неразрушающего контроля (УЗК, рентгеновские и др.) направлены, в основном, на поиск конкретных, уже имеющихся дефектов. При этом существующие нормы по допустимости таких дефектов, например, в сварных соединениях, преимущественно основаны на накопленных статистических данных и в инструкциях носят, в основном, условный характер. Научно обоснованных норм по допустимости выявленных дефектов, с точки зрения механики разрушения и прочности элементов конструкций, в широкой практике не наблюдается.

Сложными и до сих пор не решенными традиционной дефектоскопией являются задачи определения коррозионных повреждений в замкнутых элементах конструкций, на внутренних поверхностях трубопроводов, в сварных соединениях, в соединениях небольшой толщины (до 6 мм). Эти задачи усложняются при выявлении этих дефектов на раннем этапе их развития, т. е. когда в структуре металла элементов и узлов конструкций произошли необратимые изменения и повреждение может возникнуть внезапно и, как правило, в тех местах, где оно не ожидается. Поэтому более сложные задачи, возникающие при оценке технического состояния сварных МК, требуют комплексного применения средств и методов, более сложных в освоении, но более эффективных при контроле изменяющихся свойств металла. К подобным методам и средствам стоит отнести такие, которые позволяют контролировать НДС сварных металлоконструкций.

Для оценки степени опасности дефектов необходимо проводить прочностной поверочный расчет, что в повседневной практике не всегда выполняется. Кроме того, поверочный расчет не дает объективной картины технического состояния эксплуатируемых МК, что связано как с упрощением расчетной схемы конструкции, так и с другими факторами, которые не может учесть поверочный расчет. Это – старение металла в процессе эксплуатации; образование локальных зон концентрации напряжений вследствие перераспределения внешней нагрузки; наличие конструкционных и технологических вырезов; дефекты изготовления, монтажа и эксплуатации конструкции; конструктивные несплошности и наличие сварных соединений. Следует отметить, что в сварных соединениях всегда имеется структурная неоднородность, переходы сварных швов в основной металл, дефекты сварного шва, остаточные внутренние напряжения. При этом значимость остаточных напряжений в ряде случаев соизмерима с концентрацией действующих напряжений [15, 188]. В связи с этим необходимо, в первую очередь, выяв-

лять в элементах конструкций зоны концентрации напряжений, оценивать степень их опасности с последующим определением в наиболее опасных из них действующих напряжений.

Однако большинство методов НК практически непригодно к выявлению как дефектов на ранней стадии их развития, так и локальных зон концентрации напряжений. При этом, если такие опасные зоны не выявлены, снижается ценность выполнения поверочных прочностных расчетов с целью прогнозирования работоспособности и возможности дальнейшей эксплуатации МК. Наиболее приемлемыми в этом случае являются косвенные методы измерения действующих напряжений, к которым можно отнести магнитные методы, использующие эффект магнитоупругости.

Значительная часть используемых магнитных методов требует проведения предварительного намагничивания или подмагничивания зоны контроля металла с использованием намагничивающих систем. В этом случае трудность намагничивания повышается с увеличением габаритов конструкции, а также с ростом количества труднодоступных и трудноконтролируемых узлов и других мест конструкции. На результаты измерений большое влияние оказывает зазор между поверхностью контроля и преобразователем, что существенно снижает возможности метода при проведении технического диагностирования сварных соединений, в частности, зоны сварного шва и зоны термического влияния. Для повышения надежности и достоверности контроля требуется зачистка поверхности сварного соединения или даже снятие усиления сварного шва, что не всегда представляется возможным и целесообразным. Если учесть, что около 80 % разрушений конструкций происходит в сварных соединениях, то проблема такого контроля усугубляется. Кроме того, в связи со значительными габаритами датчика контроля возникают определенные трудности при поиске локальных зон концентрации напряжений, и в частности – коррозионных повреждений.

В ряде работ [35, 225] показано, что весьма перспективными являются методы магнитного контроля, использующие остаточную намагниченность, к которым относится разработанный нами и применяемый в данной работе пассивный ферромагнитный метод, позволяющий проводить измерение напряженности магнитного поля рассеяния.

Проведенный анализ показал, что систематические исследования по совершенствованию методов, методик и средств контроля и диагностики технического состояния металлических конструкций с целью определения действующих напряжений и оценки их фактического НДС в условиях упруго-пластической работы отсутствуют. Не достаточно полно рассматриваются вопросы учета влияния химического состава и исходной микроструктуры конструкционных сталей, вида и режима нагрузок. Практически отсутствуют работы по оценке НДС сварных соединений с учетом их структурной и механической неоднородности при малоцикловом нагружении, по выявлению зон локальных коррозионных повреждений, моделированию кинетики их разви-

тия и прогнозу изменения напряженно-деформированного состояния сварных МК. Не исследованы возможности проведения магнитного мониторинга металлических конструкций в опасных зонах концентрации напряжений.

Использование магнитомеханического явления, включающего магнитоупругий эффект и магнитомеханический гистерезис, открывает широкие перспективы для совершенствования и комплексного применения методов, методик и средств контроля и диагностики технического состояния МК с целью повышения уровня их надежной и безопасной эксплуатации. Однако эти возможности в достаточной степени не реализованы как для выявления зон КН в элементах сварных МК с последующей оценкой степени их опасности с учетом химического состава и исходной микроструктуры стали, так и для определения действующих напряжений, повышения достоверности прочностного расчета, учитывающего кинетику развития коррозионных повреждений, а также для последующего магнитного мониторинга выявленных опасных зон КН, что требует проведения значительного объема экспериментальных исследований.

Глава 5. МАТЕРИАЛЫ, МЕТОДЫ И МЕТОДИКИ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ

5.1. Обоснование и выбор материала

Металлические конструкции эксплуатируются в условиях воздействия различных видов нагрузок и режимов нагружения, поэтому сталь для металлических конструкций должна быть подобрана таким образом, чтобы обеспечить необходимую надежность конструкции при наименьших затратах на изготовление и эксплуатацию. Все используемые стали должны обладать свойством образовывать качественное сварное соединение при выбранной технологии сварки без таких дополнительных приемов, как, например, подогрев, проковка и последующая термическая обработка.

Обязательным требованием для сталей, используемых в любых металлических конструкциях, является высокая пластичность. Такое условие связано с тем, что в результате влияния различных концентраторов и остаточных сварочных напряжений в отдельных зонах конструкции при нагружении происходят местные пластические деформации и сталь должна иметь достаточный запас пластичности, чтобы выдерживать их без разрушения. Чем больше концентрация напряжений, толщина используемого проката, уровень остаточных напряжений, тем выше требования к пластичности металла. Практически все применяемые конструкционные стали имеют хорошие показатели пластичности: $\delta \geq 18–19$ % и $\psi \geq 38–40$ %.

Если конструкция эксплуатируется при низких температурах, то выбранная сталь должна иметь достаточную пластичность при наиболее низкой из возможных рабочих температур. При этом следует иметь в виду, что наиболее чувствительны к снижению температуры кипящие малоуглеродистые стали, в меньшей степени – спокойные, а наибольшую пластичность при низких температурах сохраняют низколегированные стали. При работе конструкции в условиях низких температур (–45…–65 °С) применение низколегированных сталей обязательно, так как только они могут обеспечить сопротивление конструкции хрупкому разрушению. В этом случае используют стали 09Г2С толщиной до 32 мм и 10ХСНД толщиной до 40 мм [215]. Когда определяющими являются условия жесткости, устойчивости или сопротивления усталости, лучше всего выбрать более дешевую сталь, так как стали повышенной прочности имеют расчетные характеристики по этим критериям такие же, как и у стали Ст3. Не допускается применение кипящих сталей для несущих элементов МК.

Многие сварные МК работают в агрессивных средах, при этом скорость коррозии малоуглеродистых сталей в атмосфере различной степени загрязненности составляет от 0,01 до 0,50 мм/год, а в морской воде – до 3 мм/год [212].

Следует отметить, что коррозия сварных швов происходит еще быстрее, поэтому в этом случае необходимо подбирать стали с повышенными антикоррозийными свойствами, т. е. содержащие в себе хром, никель, медь, такие как 10ХСНД, 15ХСНД.

Сопротивляемость стали разрушению от действия внешней статической нагрузки определяется ее механическими свойствами: пределом прочности $\sigma_в$, пределом текучести $\sigma_т$, относительным удлинением δ (сужением ψ). Предел текучести – важный показатель пластичности материала. Пластичность оценивают отношением предела текучести к пределу прочности ($\sigma_т$ / $\sigma_в$): чем оно меньше, тем пластичнее материал. Для малоуглеродистых сталей (например, Ст3) $\sigma_т / \sigma_в \leq 0{,}6$, для низколегированных – $\sigma_т / \sigma_в > 0{,}7$. Снижение пластичности вызывает повышенную чувствительность низколегированных сталей к различным концентраторам напряжений. Сопротивление усталости характеризуется пределом выносливости – наибольшим напряжением, которое может выдержать сталь без разрушения при заданном числе циклических воздействий. Стали, обладающие хорошей пластичностью (например, Ст3), наиболее выносливы.

В последние годы наиболее широкое распространение получили низколегированные стали. По сравнению с углеродистыми сталями, они имеют более высокие механические свойства, что достигается упрочнением феррита легирующими элементами (Si, Mn, Cr, Ni, Cu и другими) в количестве менее 2,5 %. Низколегированные стали применяют как в горячекатаном, так и в термоупрочненном виде при изготовлении деталей машин, металлических конструкций, магистральных нефте- и газопроводов, резервуаров и т. д. К ним относятся стали, обладающие хорошей свариваемостью: 09Г2, 09Г2С, 09Г2Д, 14Г2, 17ГС, 10Г2С1, 10ХСНД, 10ХСНДП, 15ХСНД, 14Г2АФ, 16Г2АФ, 12Г2СМФ, 12ГН2МФАЮ и др. Применение низколегированных сталей, имеющих $\sigma_т$ = 380 МПа, вместо углеродистых ($\sigma_т$ = 245 МПа) позволяет сэкономить до 15 % металла, при $\sigma_т$ = 400 МПа – до 20–30 %; при $\sigma_т$ = 500 МПа (после термического упрочнения) экономия металла достигает 50 %.

Таким образом, применение низколегированных сталей позволяет значительно снизить металлоемкость конструкций, сэкономить большое количество металла, повысить эксплуатационные характеристики конструкций и т. д. Наибольшее распространение при изготовлении МК получили стали 09Г2С и 10ХСНД [219].

Углеродистые стали 08пс, Ст3 и низколегированные 09Г2С и 10ХСНД широко применяются в машиностроении и других отраслях промышленности в состоянии поставки или термоупрочненными [5]. Упрочнение производится путем быстрого охлаждения в воде стали, предварительно нагретой до температуры A_{c3} + (30–50 °С). Термоупрочнение этих сталей дает увеличение предела текучести на 25–30 % и предела прочности на 15–20 %, а также смещение порога хладноломкости на 15–20 °С в сторону отрицательных температур.

Учитывая вышесказанное, для проведения экспериментальных исследований были выбраны малоуглеродистые стали 08пс (в качестве модельного материала), Ст3 и низколегированная сталь 10ХСНД. Их выбор обусловлен следующим:

- широким применением в машиностроении и других отраслях промышленности;
- наличием хороших характеристик пластичности как при обычных температурах, так и в области низких температур;
- различными категориями прочности и разной склонностью к циклическому упрочнению и разупрочнению, что имеет существенное значение при интерпретации результатов со сталями подобного класса;
- обычными и повышенными антикоррозионными свойствами;
- применение выбранных сталей в качестве моделей позволяет описать поведение разных классов материалов как при статических, так и при циклических нагрузках;
- такой выбор сталей позволяет распространить полученные закономерности и дать обоснованные рекомендации на все материалы, близкие к ним по составу и свойствам;
- вследствие низкого содержания углерода эти стали могут быть хорошим материалом для изучения физики магнитоупругих явлений.

Набор выбранных сталей, а также получение за счет различных видов обработки широкого спектра структурных состояний позволяет оценить их преимущества и недостатки при определении связи между структурой, механическими и магнитными свойствами. Химический состав сталей приведен в табл. 4.

Таблица 4

Сталь	Химический состав, %								
	C	Mn	Si	Al	P	S	Cr	Ni	Cu
08пс	0,06	0,27	0,05	0,0011	0,019	0,022	–	–	–
Ст3	0,19	0,53	0,21	–	0,032	0,034	–	–	–
10ХСНД	0,12	0,57	0,92	–	0,032	0,036	0,63	0,87	0,48

Для проведения исследований из листов малоуглеродистых сталей 08пс, Ст3 и низколегированной 10ХСНД поперек прокатки вырезались пластины шириной 30 мм, длиной 150 и толщиной 2, 4 и 8 мм. Из пластин в состоянии поставки и прошедших предварительную обработку изготавливались образцы для механических испытаний в соответствии с [46].

Для получения сварных соединений использовались пластины из стали Ст3 шириной 50 мм при толщине 4 и 70 мм – при толщине стали 8 мм. У части образцов фрезерованием снималось утолщение сварного шва, при этом снятие основного металла по всей поверхности образца на глубину не пре-

вышало 15 % толщины основного металла. Часть образцов с утолщением сварного шва и без утолщения подвергалась отжигу при 900 °С в течение 45 мин. На части сварных образцов для механических испытаний в их центральной части проводилось ослабление поперечного сечения на 20 % за счет боковых радиусных проточек.

5.2. Методика механических испытаний

Методика механических испытаний включала в себя проведение пластической деформации растяжением образцов в различном структурном состоянии на поверенной разрывной машине FPZ 100/1 (рис. 12) в упругопластической области деформирования при циклическом ступенчатом нагружении-разгружении с записью диаграммы растяжения на компьютере. Испытания образцов на сжатие осуществлялись в упругой области деформирования. Скорость деформирования составляла 2 мм/мин. При испытаниях оценивались пластичность по относительному удлинению, пределы прочности и текучести (условный предел текучести). Во время ступенчатых остановок для контроля действующих напряжений в искусственно созданных зонах КН замерялись значения напряженности магнитного поля рассеяния H_p при сохранении постоянного контакта ферромагнитного преобразователя с поверхностью образца.

Рис. 12. Разрывная машина FPZ 100/1 для проведения механических испытаний

5.3. Методика термической обработки

Методика термической обработки образцов включала в себя высокотемпературный отжиг и термоциклическую обработку конструкционных сталей. Термическая обработка проводилась в программируемых муфельных печах с микропроцессорным управлением СНОЛ 8.2/1100 и СНОЛ 30.0/1100 (рис. 13).

Рис. 13. Программируемые муфельные печи с микропроцессорным управлением СНОЛ 8.2/1100 и 30/1100

5.4. Методика металлографического анализа

Для реализации разработанной методики проведения микроструктурного анализа применялся комплекс приборов, включающий в себя инвертированный металлографический микроскоп МЕТАМ РВ-22, специальную насадку и высокоразрешающую цифровую фотоаппаратуру с персональным компьютером (рис. 14). В качестве травителя микрошлифов использовался четырехпроцентный раствор азотной кислоты в этиловом спирте. Для определения кратности увеличения в работе использовался объект-микрометр. Величина зерен определялась методом секущих (метод Глаголева) [214] по результатам 5–9 измерений при увеличении ×600. Данные металлографических исследований обрабатывались математически.

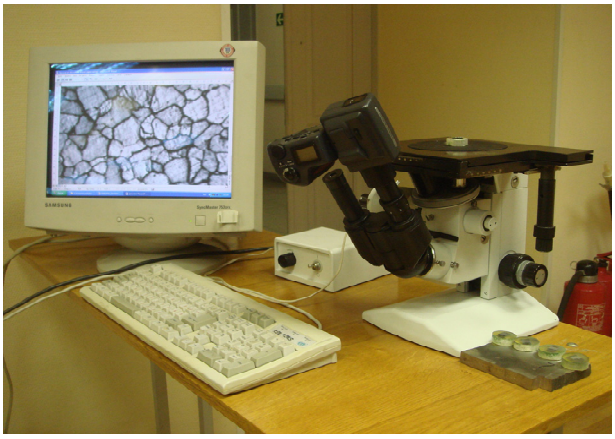

Рис. 14. Комплекс приборов для проведения металлографического анализа

5.5. Методика пассивного феррозондового контроля

5.5.1. Подготовка к проведению экспериментальных исследований

Для оценки напряженно-деформированного состояния сварных несущих металлоконструкций СМ, изготовленных из ферромагнитных материалов, была разработана методика пассивного феррозондового контроля путем измерения величины напряженности магнитного поля рассеяния прибором ИКНМ-2ФП с двухканальным феррозондовым преобразователем (рис. 15). Реализация методики включала два этапа: подготовку прибора к работе и проведение неразрушающего магнитного контроля металла. При контроле фиксировались места аномальных изменений H_p и проводилась оценка степени опасности предполагаемых зон КН. Особенностью разработанной методики являлось то, что она позволяла проводить сплошное и выборочное сканирование поверхности основного металла и сварных соединений, в том числе в труднодоступных местах и без предварительной подготовки поверхности и снятия немагнитного защитного покрытия толщиной менее 3 мм.

Рис. 15. Внешний вид прибора ИКНМ-2ФП
с двухканальным феррозондовым преобразователем

Применяемый прибор ИКНМ 2-ФП состоит из измерительного блока с аккумуляторами, феррозондового преобразователя и соединительного кабеля. Прибор малогабаритен, имеет автономное питание, прост в работе и настройке, позволяет проводить измерения в труднодоступных местах. Принцип действия прибора основан на регистрации напряженности магнитного поля рассеяния H_p на контролируемой поверхности объекта при его намагничивании в слабом магнитном поле Земли (область Рэлея) и выявле-

нии аномального поведения магнитного поля рассеяния в зонах концентрации напряжений. ИКНМ-2ФП имеет цифровую и звуковую индикацию измеряемых данных с возможностью их регистрации в блоке памяти (запись до 1000 измерений).

Датчик прибора имеет два феррозонда, расположенных на одной оси с изменяющимся базовым расстоянием между ними. Прибор дает возможность работы в режиме полемера или градиентометра (с отстройкой от внешнего магнитного поля). Технические характеристики прибора приведены в табл. 5.

Таблица 5

Характеристика	Показатели
Диапазон измерения величины H_p, А/м	± 1999
Основная относительная погрешность измерения, %	5
Дополнительная абсолютная погрешность измерения, А/м	5
Количество каналов измерения величины H_p	2
Время одного измерения, мкс	10
Время непрерывной работы прибора от двух аккумуляторов	8
Номинальное напряжение питания, В	2,4
Рабочий температурный диапазон, °С	от –20 до +60
Диапазон относительной влажности, %	45-80
Габаритные размеры, мм: прибора датчиков длина кабеля «датчик-прибор»	 120 × 60 × 25 5 × 5 × 30 1500
Вес с аккумуляторами, кг	0,25

При подготовке к контролю необходимо:

- подключить феррозондовый преобразователь к измерительному блоку;
- включить прибор, нажав на клавишу «ВКЛ». При этом на экране прибора должны загореться цифровые индикаторы измерения поля, индикатор режима работы «П» или «Г» (полемер или градиентометр, соответственно), а также индикатор состояния батарей питания;
- выдержать прибор во включенном состоянии («прогрев») в течение 15 мин;
- перед проведением измерений провести калибровку прибора.

Порядок проведения калибровки прибора следующий:

- установить индикатор режима работы прибора в состояние «П» – полемер;
- нажать клавишу «КАЛИБР», при этом прибор переходит в режим калибровки;

- установить необходимое калибровочное магнитное поле (40 А/м), соответствующее магнитному полю Земли. При этом на экране индуцируется информация «Н1 ↑»;
- установить датчик прибора зондом 1 вверх (поле «+») и нажать клавишу «ВВОД». На экране индуцируется информация «Н1 ↓»;
- установить датчик зондом 1 вниз (поле «–») и нажать клавишу «ВВОД». Калибровка окончена;
- при необходимости выход из режима калибровки обеспечивается нажатием клавиши «ОТМЕНА».

5.5.2. Проведение пассивного феррозондового контроля

При измерении феррозондовый преобразователь располагают строго перпендикулярно поверхности контролируемого металла. Затем путем перемещения датчика по поверхности образца контролируют изменение значений напряженности магнитного поля рассеяния H_p на экране прибора. Места резких изменений H_p отмечают, выявляя таким образом предполагаемые зоны КН.

При проведении магнитных исследований для получения надежных результатов экспериментов у части образцов за счет боковых радиусных проточек в центральной части создавались искусственные зоны КН, в которых в процессе ступенчатого циклического упругопластического нагружения измерялись значения напряженности магнитного поля H_p.

Для обеспечения стабильности получаемых экспериментальных данных в процессе остановок во всех случаях предусматривалось измерение H_p через равные промежутки времени.

Процесс формирования мелкозернистой структуры в процессе ТЦО контролировался пассивным феррозондовым методом и методом микроструктурного анализа. Измерение значений H_p проводилось двухканальным феррозондовым преобразователем, устанавливаемым перпендикулярно поверхности образца. На каждом образце в его средней части по осевой линии фиксировались значения H_p в четырех зонах контроля, отстоящих друг от друга на расстоянии 30 мм. Измерение значений H_p осуществлялось как перед проведением первого цикла ТЦО, так и по окончании каждого из циклов нагрев-охлаждение. Для построения зависимостей значений H_p от числа циклов принималось усредненное значение H_p указанных зон контроля.

Исходные образцы из сталей 08пс и 10ХСНД в состоянии поставки толщиной 2 мм подвергались дробной прокатке на степень деформации 8, 15, 22, 30, 40 и 50 %. Напряженность магнитного поля рассеяния на поверхности образцов в процессе их деформации измерялась по центральной линии в трех точках, отстоящих друг от друга на расстоянии 30 мм.

5.6. Влияние магнитной и механической предыстории металла

На результатах магнитных измерений H_p может сказаться магнитная и механическая предыстория образцов. Учитывая, что реальные МК в процессе изготовления, транспортировки, монтажа и эксплуатации могут подвергаться как магнитным, так и механическим воздействиям, необходимо было найти такие режимы испытаний, которые бы позволили исключить влияние на результаты измерений магнитомеханической предыстории образцов, имеющих в нашем случае небольшие размеры. С этой целью проводилось искусственное создание зон локальной намагниченности образцов (постоянным магнитом) и местных пластических деформаций (путем наклепа). Результаты испытаний намагниченных образцов с мелкозернистой структурой из стали 08пс, прошедших холодную пластическую деформацию на степень ε = 50 % и последующий рекристаллизационный отжиг, показаны на рис. 16, *а*. До магнитной обработки образцы подвергались одному циклу нагружение-разгружение при упругом деформировании.

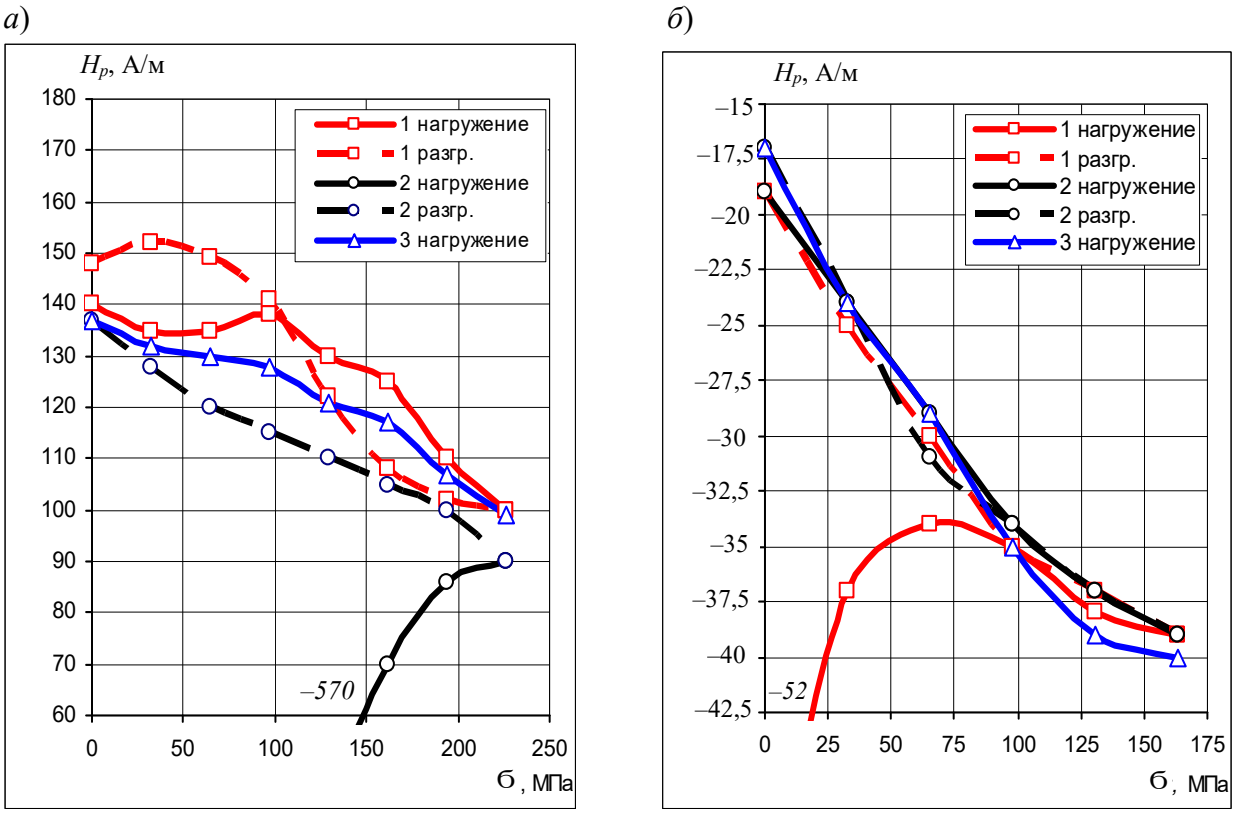

Рис. 16. Зависимость напряженности магнитного поля H_p от одноосных напряжений растяжения σ при упругом деформировании намагниченных образцов из стали 08пс (*а*) и локально упрочненных образцов из стали 10ХСНД (*б*)

Обработка образцов постоянным магнитом не только меняла знак, но и абсолютную величину H_p (например, с +148 А/м до –570 А/м). При первом

цикле нагружение-разгружение образца образуется большая незамкнутая петля магнитного гистерезиса, возникающая за счет резкого изменения значений напряженности H_p. После полного разгружения происходит практически полное возвращение конечных значений H_p к значениям напряженности магнитного поля до обработки образцов постоянным магнитом. При втором цикле конечные и исходные значения H_p равны между собой. Следует отметить, что после магнитной обработки в силе остаются те же закономерности $H_p(\sigma)$, что и для образцов, не подвергшихся искусственному намагничиванию.

Для исследования влияния местных деформаций элементов металлоконструкций на результаты магнитного контроля был проведен эксперимент на механически наклепанных в зонах контроля образцах. До нанесения повреждений и после в исследуемых зонах замерялась напряженность магнитного поля рассеяния H_p. Исследования показали, что после наклепа в зонах контроля положительные значения H_p менялись на отрицательные, при этом их абсолютная величина с возрастанием степени наклепа повышалась. Из рис. 16, *б* видно, что в процессе первого цикла нагружение-разгружение также наблюдается широкая незамкнутая петля магнитного гистерезиса из-за резкого изменения значений H_p, которые при последующем цикле стабилизируются. Кривые H_p (σ) при втором и третьем нагружениях практически совпадают между собой.

Таким образом, видно, что как при обработке образцов постоянным магнитным полем, так и при нанесении механических повреждений, проведение первого цикла нагружение-разгружение позволяет практически полностью исключить влияние магнитомеханической предыстории образцов на результаты измерений напряженности магнитного поля рассеяния H_p, что способствует повышению точности последующих измерений.

5.7. Исследование влияния толщины немагнитного защитного покрытия

При работе в агрессивной среде сварные металлические конструкции подвергаются коррозии, поэтому обеспечение долговечной эксплуатации стальных конструкций возможно только при надежной защите их от разрушающего воздействия коррозионных сред. Для металлоконструкций широкое распространение получила вторичная защита от коррозии, которая заключается в нанесении защитного покрытия с целью ограничения или исключения коррозионного разрушения металла конструкции при воздействии на него агрессивной среды.

По виду материалов защитные покрытия сварных МК могут быть классифицированы как лакокрасочные, металлические, оксидные, изоляционные. Возможны также комбинации различных видов покрытий. По механизму защитного действия покрытия могут быть классифицированы как барьерные, обеспечивающие только изоляцию, протекторные и с комбинированным ба-

рьерно-протекторным действием. Применение преобразователей и модификаторов ржавчины, как правило, недопустимо.

Покрытия могут быть полимерными заводского изготовления (толщиной 3–5 мм), битумными (толщиной 3–5 мм), полимерными лентами (толщиной, в зависимости от числа слоев ленты, 1–3 мм). На надземных технологических трубопроводах компрессорных станций применяются виброшумоизоляционные покрытия, включающие холст, полимерно-битумную мастику, алюминиевый лист и т. д. (суммарной толщиной 8–30 мм).

Лакокрасочные покрытия, в зависимости от вида пигмента, обеспечивают барьерную, комбинированную или протекторную (электрохимическую) защиту стали. В настоящие время из всех видов покрытий наиболее распространенными, доступными и достаточно эффективными являются лакокрасочные. Для защиты металлических конструкций от коррозии рекомендуют более 70 различных марок лакокрасочных материалов. Выбор состава покрытий является технико-экономической задачей, при решении которой учитываются стоимость защитного покрытия, его долговечность, трудоемкость нанесения и другие факторы. Долговечность защитного покрытия в условиях производственной среды устанавливают обычно в процессе эксплуатации покрытий в аналогичных средах или экспериментальным путем.

Удаление покрытия для проведения исследований требует его восстановления после окончания работы, что связано с материальными и трудовыми затратами. Поэтому возникает необходимость оценки возможности использования пассивного феррозондового метода контроля без удаления немагнитного защитного покрытия с элементов конструкций. Контроль механических свойств изделий с защитными покрытиями проводился, например, в работе [111].

В настоящей работе авторами исследовалось влияние зазора между поверхностью образца и двухканальным феррозондовым преобразователем. Толщина зазора изменялась с помощью фрагментов немагнитного материала, вводимого между ненагруженным образцом и преобразователем. Зазор изменяли от 0 до 15 мм, т. е. на максимально возможную толщину предполагаемого покрытия. Исследования показали, что с увеличением зазора от 0 до 3 мм значения H_p практически не изменяются. Увеличение зазора более 3 мм приводит к значительным изменениям магнитного параметра H_p. Следовательно, при толщине немагнитного защитного покрытия менее 3 мм нет необходимости в его удалении перед проведением магнитного контроля пассивным феррозондовым методом, что значительно повышает производительность труда.

5.8. Методика получения структур с заданной степенью дисперсности

Для изготовления сварных металлоконструкций строительных машин поставляемый заводской прокат может находиться в различных состояниях:

- в горячекатаном состоянии;
- в нормализованном состоянии;

- после термической обработки с прокатного нагрева;
- после термического улучшения (закалка + высокий отпуск);
- в холоднокатаном состоянии;
- после термической обработки холоднокатаных листов.

В зависимости от состояния поставки металл может иметь крупнозернистую, мелкозернистую и деформированную микроструктуру, что предопределяет механические свойства изделия. В сварных соединениях металлоконструкций металл также может находиться в различном структурном состоянии – литом, крупнозернистом, мелкозернистом, а также в состоянии поставки (основной металл). Кроме того, в процессе эксплуатации в зонах концентрации напряжений может проходить пластическая деформация той или иной степени. Поэтому с целью повышения степени достоверности результатов обследования долговременно эксплуатируемых сварных металлоконструкций строительных машин предварительные экспериментальные исследования на лабораторных образцах необходимо проводить в том же структурном состоянии, которое соответствует поставляемому заводскому прокату и структурной неоднородности сварных соединений. При этом учитывался тот факт, что структура металла определяет его механические свойства. Вышесказанное требует назначения соответствующих режимов обработки исследуемых материалов для получения структур с заданной степенью дисперсности.

Получение крупнозернистых структур в конструкционных сталях осуществляется проведением высокотемпературного отжига, тогда как получение мелкозернистой структуры с разной степенью дисперсности представляет собой серьезную задачу. Анализ показал, что наиболее эффективным способом получения микроструктуры с заданной степенью дисперсности является термоциклическая обработка, которая состоит из периодически повторяющихся нагревов и охлаждений по режимам, учитывающим внутреннее строение материала: разницу в теплофизических характеристиках фаз, объемный эффект фазовых превращений и др. Такой подход дает возможность за довольно короткое время сформировать в материалах оптимальную мелкозернистую структуру. Однако разработка режимов термоциклической обработки в каждом конкретном случае носит индивидуальный характер и не может быть механически перенесена от одного материала к другому. Поэтому структурные изменения в металлах при ТЦО рассматривались нами на примерах сталей, относящихся к разным группам с тем, чтобы из всего многообразия происходящих процессов, растворения и выделения фаз, напряжений и деформаций, выбрать только те, которые позволяют получать заданную оптимальную мелкозернистую структуру.

На конечную структуру сталей при ТЦО оказывают влияние следующие основные факторы [230]:

- химический состав стали;
- скорость нагрева в интервале превращения стали;

- максимальная температура нагрева;
- продолжительность выдержки при максимальной температуре;
- минимальная температура охлаждения;
- скорость охлаждения;
- число циклов нагрев-охлаждение;
- особенности кинетики многократных структурных (и фазовых) превращений;
- исходная микроструктура.

Для того чтобы выбрать оптимальный режим ТЦО, необходимо провести анализ влияния основных факторов на конечный размер зерен, формирующийся в процессе термоциклической обработки.

Влияние химического состава стали. Уровень прочностных свойств в сталях после обычной термической обработки определяется, главным образом, содержанием углерода. Наличие легирующих элементов сильно влияет на прочностные свойства сталей при проведении ТЦО. Так, исследования [187] показали, что при заданном пределе текучести оптимальные значения ударной вязкости достигаются при минимальных содержаниях легирующих элементов в стали: марганца, никеля, хрома и молибдена. Однако после пяти циклов быстрого нагрева предел текучести в стали повышается, как с минимальным, так и с максимальным содержанием углерода.

При уменьшении размера аустенитных зерен проявляется очень сильная тенденция к их быстрому укрупнению, поэтому элементы-ингибиторы роста зерна оказывают сильное влияние на степень измельчения зерен, и рациональное использование таких ингибиторов, по-видимому, позволит получать стали, измельчение зерен в которых будет достигаться в широком интервале скоростей и максимальных температур нагрева.

Скорость нагрева оказывает существенное влияние на фазовые и структурные превращения в сталях. При медленном нагреве и охлаждении в сталях ферритно-перлитного класса фазовые и структурные превращения протекают по диффузионному механизму [179]. С увеличением скорости нагрева до 70 000–80 000 °С /с происходит смена диффузионного механизма на бездиффузионный (по типу мартенситного) [49]. Поэтому в обычных условиях в углеродистых сталях $\alpha \rightarrow \gamma$ *превращение идет практически* всегда по диффузионному механизму. Установлено, что чем больше скорость нагрева при ТЦО и меньше перегревы над точкой A_{c1}, тем мельче зерно в углеродистой конструкционной стали. Однако при этом возрастает необходимое число циклов. На рис. 17 показано влияние числа циклов и скорости нагрева в циклах на размер зерен аустенита [182]. Образующийся в таких условиях мелкозернистый аустенит может быть неоднороден по составу, вследствие чего устойчивость аустенита отличается от аустенита, образующегося в равновесных условиях. Получению мелкозернистой структуры металлов и улучшению их свойств в результате ТЦО способствует, очевидно, и сведение до минимума времени выдержек при максимальных температурах нагрева.

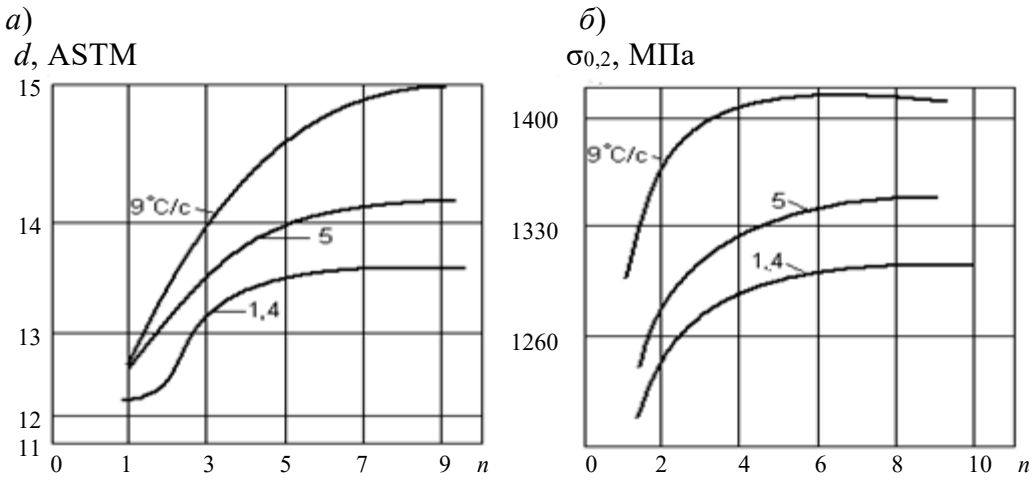

Рис. 17. Влияние числа циклов *n* и скорости нагрева на размер зерна *d* аустенита (*а*); условный передел текучести $\sigma_{0,2}$ стали, содержащей 5 % Ni (*б*)

Важными особенностями структурообразования при ТЦО являются температурно-временные условия технологии, которые позволяют стимулировать процесс измельчения, коагуляции и равномерного распределения вторичных фаз (карбидов, интерметаллидов и т. п.). Получение мелкодисперсной структуры всегда благоприятно для механических свойств металлов. Такие структуры в сталях и чугунах можно получить, если в процессе ТЦО повлиять на формирование цементитной и карбидных фаз.

В настоящее время разработаны и применяются на практике несколько разновидностей ТЦО сталей и сплавов [229], различающихся температурно-скоростными параметрами. К ним относят маятниковую, средне- и высокотемпературную ТЦО сталей и чугунов (рис. 18).

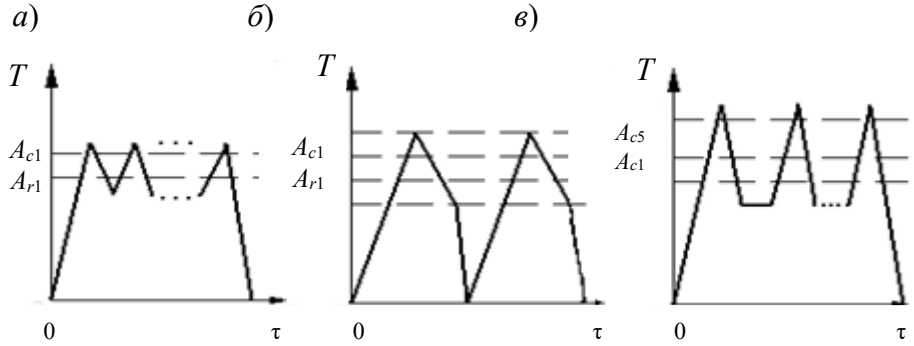

Рис. 18. Схемы ТЦО сталей:
а – маятниковая; *б* – среднетемпературная; *в* – высокотемпературная

Маятниковую ТЦО используют для измельчения зерна сталей ферритно-перлитного класса. Так как у нас стали относятся к ферритно-перлитному классу, то наиболее подходящей является маятниковая ТЦО, которая названа маятниковой потому, что температурный интервал термоциклирования находится вблизи температур перекристаллизации.

Следует отметить, что перлит при охлаждении стали из состояния аустенита сформируется не в момент прохождения температуры A_{c1}, а при более низкой температуре, так как формирование цементита – процесс диффузионный. Для того чтобы началось формирование пластинок цементита, необходимы достаточное переохлаждение и некоторое время для диффузии. Это приводит к тому, что при охлаждении после прохождения температуры A_{c1} вначале возникают центры кристаллизации цементита, а α-решетка железа еще в значительной степени пересыщена углеродом. Дальнейшее охлаждение сопровождается направленным ростом цементитных включений, и только при температурах на 80–100 °С ниже точки A_{r1} заканчивается процесс формирования перлита с пластинчатой формой цементита. Таким образом, быстро охлаждая стали (например, в воде) с температурой на 30–50 °С ниже точки A_{r1}, можно получить структуру с преимущественно зернистой (шаровидной) формой цементита.

Следовательно, для того чтобы в структуре стали получить цементит (или карбиды) не в виде пластинок, а в виде мелких зерен, необходимо в процессе ТЦО вести нагрев до температуры несколько выше точки A_{c1}, охлаждение проводить до начала перлитного превращения и, не дожидаясь его окончания, быстро охлаждать сталь до комнатной температуры.

В результате такой ТЦО в структуре как конструкционных, так и инструментальных сталей образуется зернистый перлит по всему объему металла, а не только на глубине закаленного и высокоотпущенного слоя.

С учетом влияния рассмотренных факторов на получение структуры с заданной степенью дисперсности, а также возможности получения более мелкозернистой структуры (имеющей более высокие прочностные свойства), в опасных зонах КН элементов сварных металлоконструкций строительных машин для исследуемых сталей 08пс, Ст3 и 10ХСНД были приняты следующие режимы ТЦО: *первый*: 1-, 2-, 3-, 4-, 5-, 7-, 10-кратный нагрев сталей до температуры 770 °С с последующим охлаждением на воздухе после каждого цикла; *второй*: 1-, 2-, 3-, 4-, 5-, 7-, 10-кратный нагрев сталей до 770 °С с последующим охлаждением в печи до 690 °С, и в конце последнего цикла с 690 °С – на воздухе.

Экспериментальные исследования ТЦО проводились на образцах в следующих состояниях:

- в состоянии поставки;
- с крупнозернистой структурой (отжиг при 900 °С, выдержка – 30 мин, охлаждение с печью);
- после холодной пластической деформации на различную ее степень.

Процесс ТЦО контролировался пассивным феррозондовым методом по изменению напряженности магнитного поля рассеяния H_p , измеряемой после каждого цикла, и с помощью микроструктурного анализа.

Глава 6. ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОГО И ДЕФОРМАЦИОННОГО ВОЗДЕЙСТВИЙ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА МЕТАЛЛА СВАРНЫХ МЕТАЛЛОКОНСТРУКЦИЙ СТРОИТЕЛЬНЫХ МАШИН

6.1. Предпосылки для получения исходных микроструктур с заданной степенью дисперсности

Для изготовления сварных металлоконструкций строительных машин используются малоуглеродистые и низколегированные стали, имеющие в состоянии заводской поставки (горячекатаное, холоднокатаное, после различных видов термической обработки) различную исходную микроструктуру (крупнозернистую, мелкозернистую, пластически деформированную). Следует отметить, сварным соединениям сварных металлоконструкций присуща структурная неоднородность: литая дендритная структура в сварном шве, крупнозернистая в зоне сплавления и на участке перегрева, мелкозернистая на участке полной перекристаллизации. Так как исходная структура определяет механические свойства металлов и сплавов, то они могут быть отличными в различных элементах сварных МК, а также в зонах и участках сварных соединений. При длительной эксплуатации в некоторых зонах концентрации напряжений элементов сварных МК может произойти пластическая деформация металла. Поэтому актуальной задачей является проведение экспериментальных исследований по оценке степени влияния исходной структуры металла на эксплуатационную надежность сварных металлических конструкций строительных машин.

Экспериментальные исследования показывают, что прочностные свойства металлов и сплавов, испытанные при достаточно низких температурах, когда процессы возврата затруднены, возрастают с измельчением размера зерен. Например, при уменьшении размера зерен от 10 до 1 мкм предел текучести [208, 265], напряжение течения [263], предел прочности [247, 263], твердость металла [262] и усталостная прочность [267] большего числа ряда металлов и сплавов возрастают.

Наличие мелкозернистой структуры оказывает значительное влияние и на конструкционную прочность. Известно, что железо и другие металлы с объемно-центрированной кубической (ОЦК) решеткой склонны к переходу из вязкого состояния в хрупкое при определенной температуре испытаний на растяжение и низких скоростях деформации. При низких температурах ниже порога хрупкости образцы разрушаются без образования шейки при низких показателях пластичности. Ударная вязкость стали сильно зависит от среднего размера зерен. При его изменении от 2 до 25 мкм смещается температура перехода от вязкого разрушения к хрупкому в сторону повышенных температур от –45 до –130 °С [260]. При этом различие в свойствах исследуемой стали обусловлено исключительно разной дисперсностью структуры, так как

химический состав фаз и мелкозернистого и крупнозернистого материала был одним и тем же.

Проведенные испытания при низких температурах показали, что с уменьшением размера зерен увеличиваются пределы текучести, прочности, твердость, усталостная прочность, ударная вязкость [208, 260], поэтому получение мелкозернистой структуры в сплавах имеет самостоятельное значение для повышения их прочностных свойств. Такое явление можно использовать при усилении прочностных свойств металла в элементах сварных металлоконструкций строительных машин в опасных зонах КН в результате измельчения структуры металла с помощью термоциклической обработки.

6.2. Пассивный феррозондовый контроль структурных превращений в конструкционных сталях при термоциклической обработке

ТЦО металлов и сплавов принадлежит к одному из наиболее эффективных способов получения структуры конструкционных сталей с заданной степенью дисперсности. Ее основой является постоянное накопление, от цикла к циклу нагревов и охлаждений, положительных изменений в структуре металлов. Одной из важных особенностей цикла нагрев-охлаждение металла является его интенсивность, отсутствие или наличие небольших выдержек при крайних температурах, а также достаточный диапазон изменения температуры. При этом появляются дополнительные источники воздействия на структуру, основные из них: фазовые превращения в металле, градиенты температур, термические (объемные) и межфазные напряжения. Следует подчеркнуть, что при ТЦО появляется возможность получения микроструктур с заданной дисперсностью, характерной для поставляемого заводского проката и структурной неоднородности сварных соединений. При этом можно получить такую мелкозернистую структуру, которая недостижима при обычных видах термической обработки [228]. Это позволяет, в свою очередь, использовать термоциклическую обработку для усиления опасных зон КН в элементах сварных МК и сварных соединениях, обладающих структурной неоднородностью, за счет формирования в них более мелкозернистой структуры, имеющей повышенные прочностные свойства. Однако разработка режимов ТЦО в каждом конкретном случае для каждой марки стали носит индивидуальный характер и не может быть механически перенесена от одного металла к другому.

Для эксперементальных исследований из малоуглеродистой стали 08пс и низколегированной стали 10ХСНД вырезались образцы, которые подвергались ТЦО в различных состояниях: в состоянии заводской поставки; поставка + отжиг при 900 °С; поставка + холодная прокатка на степень деформации $\varepsilon = 50$ %.

Структурные изменения металла в процессе ТЦО контролировались пассивным феррозондовым методом с помощью микроструктурного анализа и твердометрии. При этом использовался прибор ИКНМ-2ФП с двухканаль-

ным феррозондовым преобразователем, устанавливаемым перпендикулярно к поверхности образца. В средней части образца по осевой линии фиксировались значения магнитного параметра H_p в трех зонах контроля, отстоящих друг от друга на расстоянии 30 мм. Замеры H_p осуществлялись как перед проведением первого цикла ТЦО, так и по окончании каждого из циклов нагрев-охлаждение. При построении графиков зависимостей значений H_p от числа циклов принималось усредненное значение H_p указанных зон контроля. Число циклов было следующим: 1, 2, 3, 4, 5, 7 и 10.

На рис. 19 приведена зависимость напряженности магнитного поля рассеяния H_p от числа циклов при ТЦО сталей 08пс и 10ХСНД в различных исходных состояниях. Видно, что наибольшие изменения параметра $H_\text{р}$ для всех исследованных сталей происходят при первых двух-трех циклах ТЦО. При этом происходит стирание магнитной предыстории образцов, о чем свидетельствуют смена положительного знака H_p на отрицательный и сближение значений H_p. Увеличение числа циклов стабилизирует напряженность магнитного поля H_p, что заметно по уменьшению разброса значений параметра H_p. Возрастание числа циклов с 5 до 7 и 10 практически не оказывает влияния на значения магнитного параметра H_p.

ТЦО образцов в состоянии поставки приводит к резкому изменению значений напряженности магнитного поля рассеяния после первого цикла (рис. 20). Последующие циклы термоциклической обработки не меняют знак отрицательных значений H_p.

Проведенный отжиг перед ТЦО смещает исходные значения H_p в область отрицательных значений (рис. 21, *а*), однако дальнейших значительных изменений параметра H_p не наблюдается. Холодная пластическая деформация оказывает значительное влияние на H_p при первых трех циклах (рис. 21, *б*), затем это влияние уменьшается, что свидетельствует о значительном сближении микроструктуры сталей при числе циклов больше трех. Следовательно. такая зависимость H_p от числа циклов ТЦО имеет положительное значение, так как позволяет судить о законченности процесса измельчения структуры при пассивном феррозондовом контроле, где в процессе эксплуатации прошла пластическая деформация на ту или иную степень.

Из вышерассмотренного следует, что независимо от марки конструкционной стали после пятого цикла ТЦО нагрев-охлаждение разность между максимальными и минимальными значениями H_p исследуемых сталей (для различных исходных структурных состояний) практически одинакова и составляет 4 А/м, что свидетельствует о близком конечном структурном состоянии данных сталей после ТЦО. Увеличение числа циклов до 10 практически сохраняет разброс значений параметра H_p.

Значительное влияние на изменение напряженности магнитного поля рассеяния H_p оказывает химический состав сталей, наибольшие изменения параметр H_p претерпевает у малоуглеродистой стали 08пс и наименьшие – у низколегированной стали 10ХСНД (см. рис. 19).

Наличие разной сходной структуры сталей также оказывает значительное влияние на изменение параметра H_p от числа циклов ТЦО.

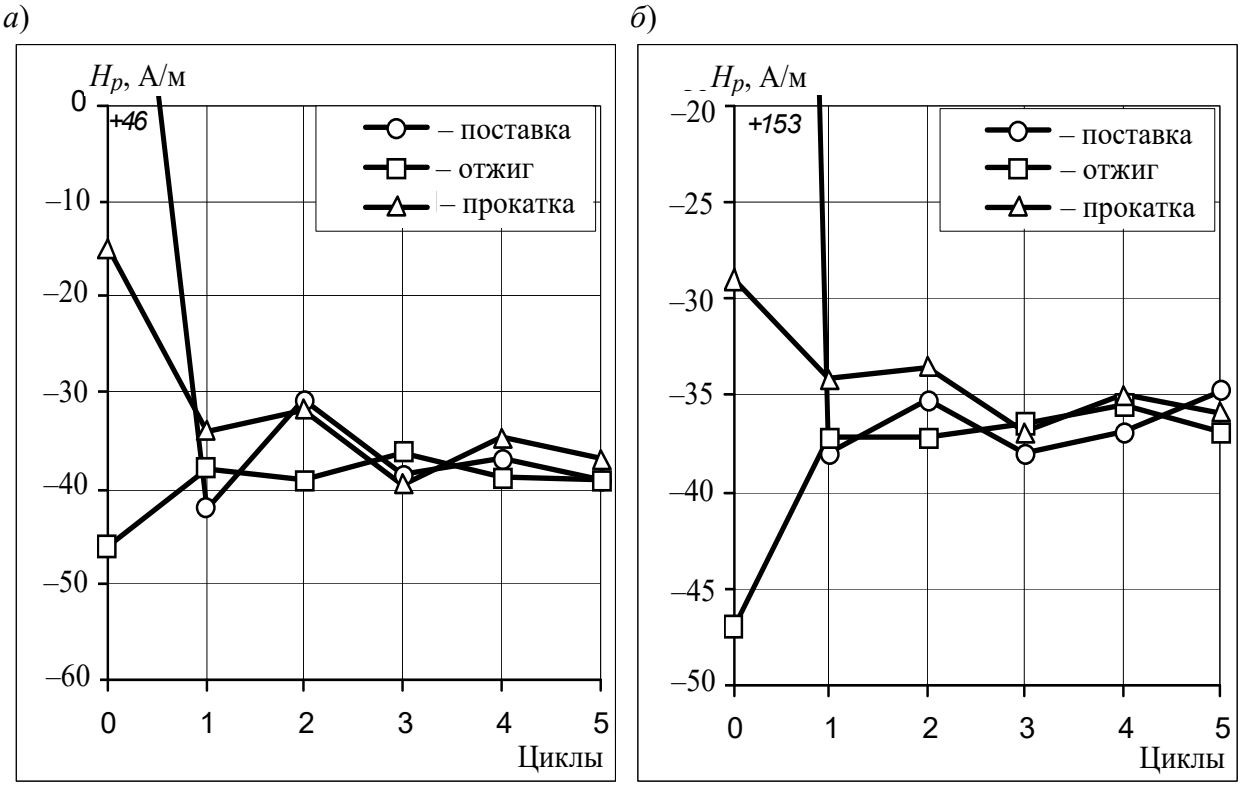

Рис. 19. Зависимость напряженности магнитного поля H_p от числа циклов при термоциклировании сталей 08пс (*а*) и 10ХСНД (*б*) в различных исходных структурных состояниях

Так, образцы с крупнозернистой и более равновесной структурой (поставки + отжиг при 900 °С) по сравнению с более мелкозернистыми образцами в состоянии поставки (см. рис. 21, *а* и рис. 20 соответственно) имеют меньшие изменения параметра H_p уже с первого цикла. Образцам, прошедшим предварительную холодную пластическую деформацию, соответствуют большие колебания значений H_p, особенно после второго и третьего циклов ТЦО (см. рис. 21, *б*).

Необходимо подчеркнуть, что изменение значений H_p в зависимости от химического состава сталей, исходной микроструктуры и числа циклов ТЦО тесно связано со структурными изменениями металла, происходящими в процессе ТЦО. Типичные микроструктуры сталей после ТЦО приведены на рис. 20–27. Металлографический анализ показал, что независимо от исходной структуры образцов во всех сталях после третьего цикла ТЦО наблюдается мелкозернистая структура. Последующее увеличение числа циклов менее значительно измельчает структуру сталей, что хорошо согласуется с данными изменения параметра H_p – при последующих циклах отмечается уменьшение амплитуды колебаний значений H_p. Такие же результаты были получены в работе [228], где на сталях 30, 40 и 60 было показано, что для получения оптимальной структуры и механических свойств число циклов ТЦО равнялось 5–6.

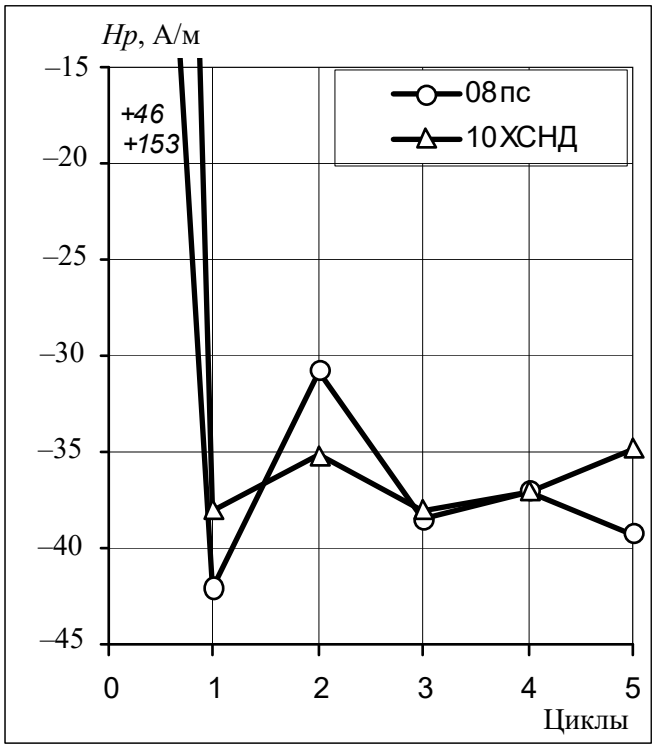

Рис. 20. Зависимость напряженности магнитного поля H_p от числа циклов при термоциклировании сталей 08пс и 10ХСНД в состоянии поставки

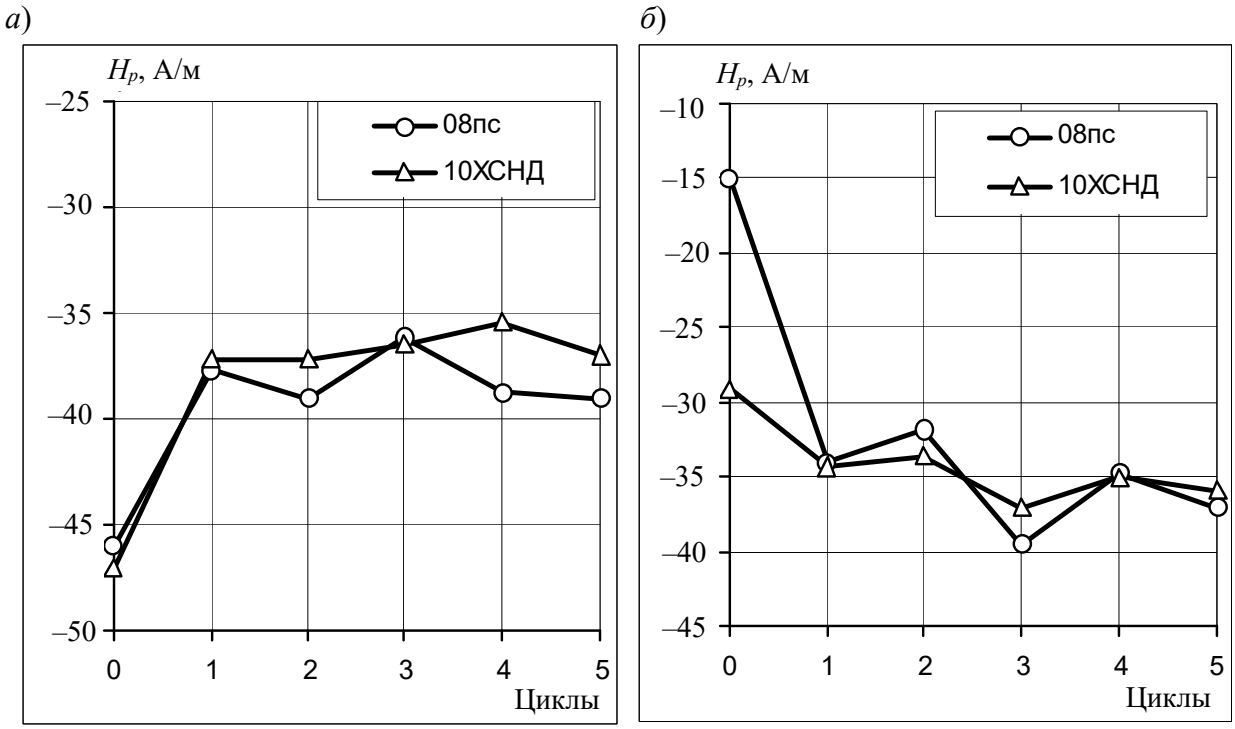

Рис. 21. Зависимость напряженности магнитного поля рассеяния H_p от числа циклов при термоциклировании сталей 08пс и 10ХСНД после предварительного отжига при 900 °С (*а*) и холодной пластической деформации на ε = 50 % (*б*)

Значительная разнозернистость в одних областях металла по сравнению с другими после первого цикла ТЦО была установлена металлографическими исследованиями в работе [182]. Дальнейшее увеличение числа циклов измельчало структуру во всех областях.

Необходимо отметить, что в стали 10ХСНД после 5-кратного термоциклирования, по сравнению с малоуглеродистой сталью 08пс, формируется более мелкозернистая структура. Кроме того, в легированной стали для получения мелкозернистой структуры без заметной разнозернистости требуется большее количество циклов ТЦО, чем для углеродистой. Вероятно, ответ необходимо искать во влиянии легирующих элементов на структурные изменения металла стали в процессе ТЦО.

Отличие легированных сталей состоит в том, что термодинамическая активность углерода в них ниже, чем в углеродистых сталях. Поэтому замедление диффузионных процессов растворения цементита и выделения его из аустенита приводит к смещению С-образной кривой изотермического распада аустенита вправо, делая более устойчивым переохлажденный аустенит. Кроме того, ранее описанные способы ТЦО углеродистых сталей могут быть применены без существенного изменения технологии и к легированным сталям перлитного класса, когда суммарное содержание легирующих элементов не превышает 5 %. ТЦО интенсифицирует фазовые и структурные превращения в сталях, при этом идет образование и размножение новых дислокаций. Так, авторы [21] отметили, что при ТЦО железа увеличение плотности дислокаций начинается сразу же после начала обработки. При этом с увеличением числа циклов (времени термоциклирования) плотность дислокаций повышается. Таким образом, эффективность ТЦО будет определяться степенью генерирования дефектов и, в первую очередь, дислокаций.

ТЦО стимулирует изменение микроструктуры, субструктуры и дислокационной структуры металла, причем основным структурным изменением в стали является значительное измельчение размера зерен, независимо от того будь то перлит, феррит, мартенсит или другая иная структура. При ТЦО измельчение зерен, как правило, сопровождается уменьшением разнозернистости и более однородным распределением химических элементов.

Основной причиной, вызывающей подобные изменения в структуре, является значительная интенсификация диффузионных процессов в сталях за счет усиления воздействия теплофизических факторов. При ТЦО имеющиеся в металле дислокации приходят в движение, при этом происходит образование и размножение новых дислокаций. Так, авторы [21, 22, 205, 206, 272] отмечают, что при ТЦО железа, циркония, вольфрама, а также при низкотемпературном термоциклировании молибдена увеличение плотности дислокаций начинается сразу же после начала термоциклической обработки.

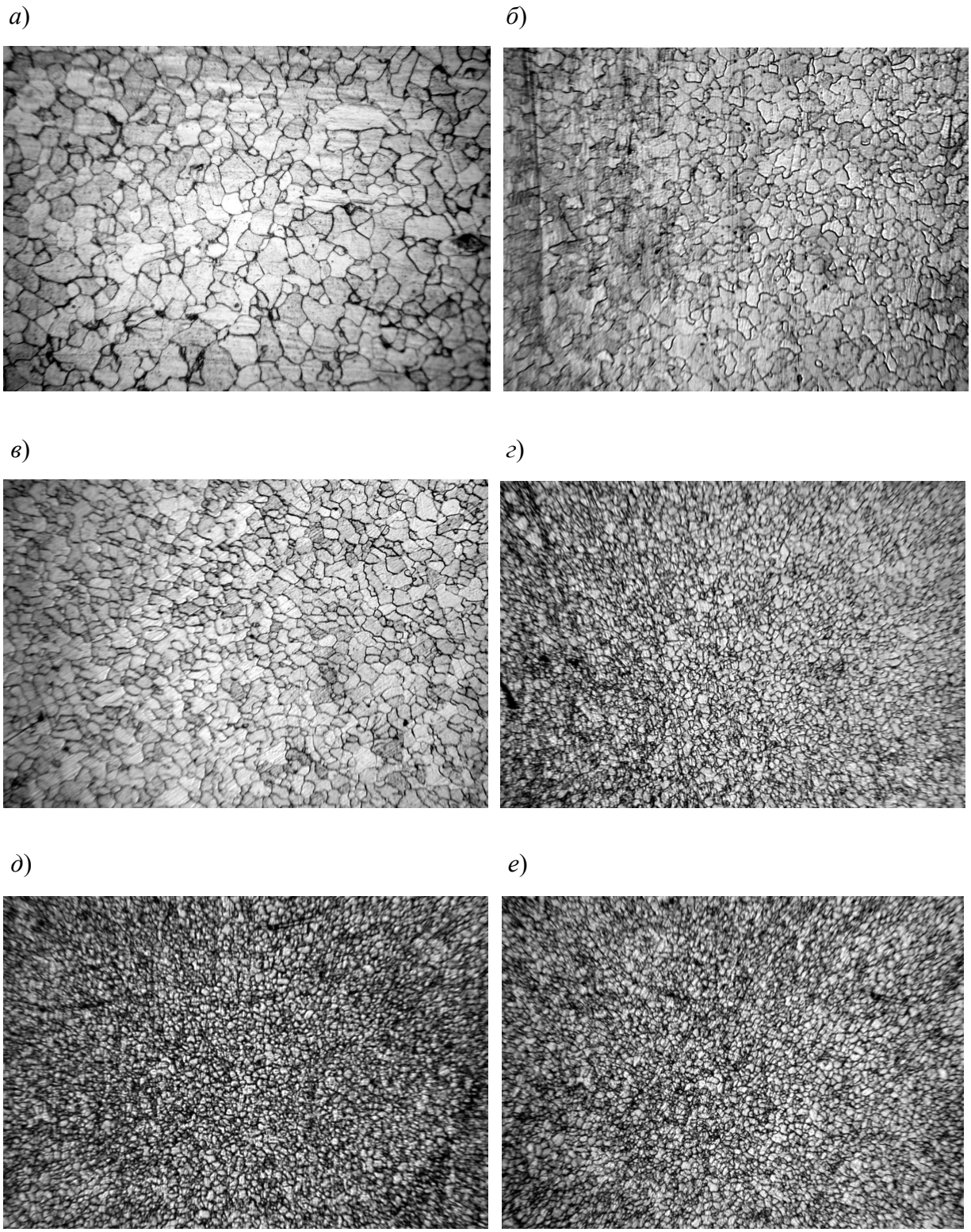

Рис. 22. Изменение структуры стали 08пс при термоциклической обработке, ×650:
а – состояние поставки;
б–*е* – после 1–5 цикла соответственно

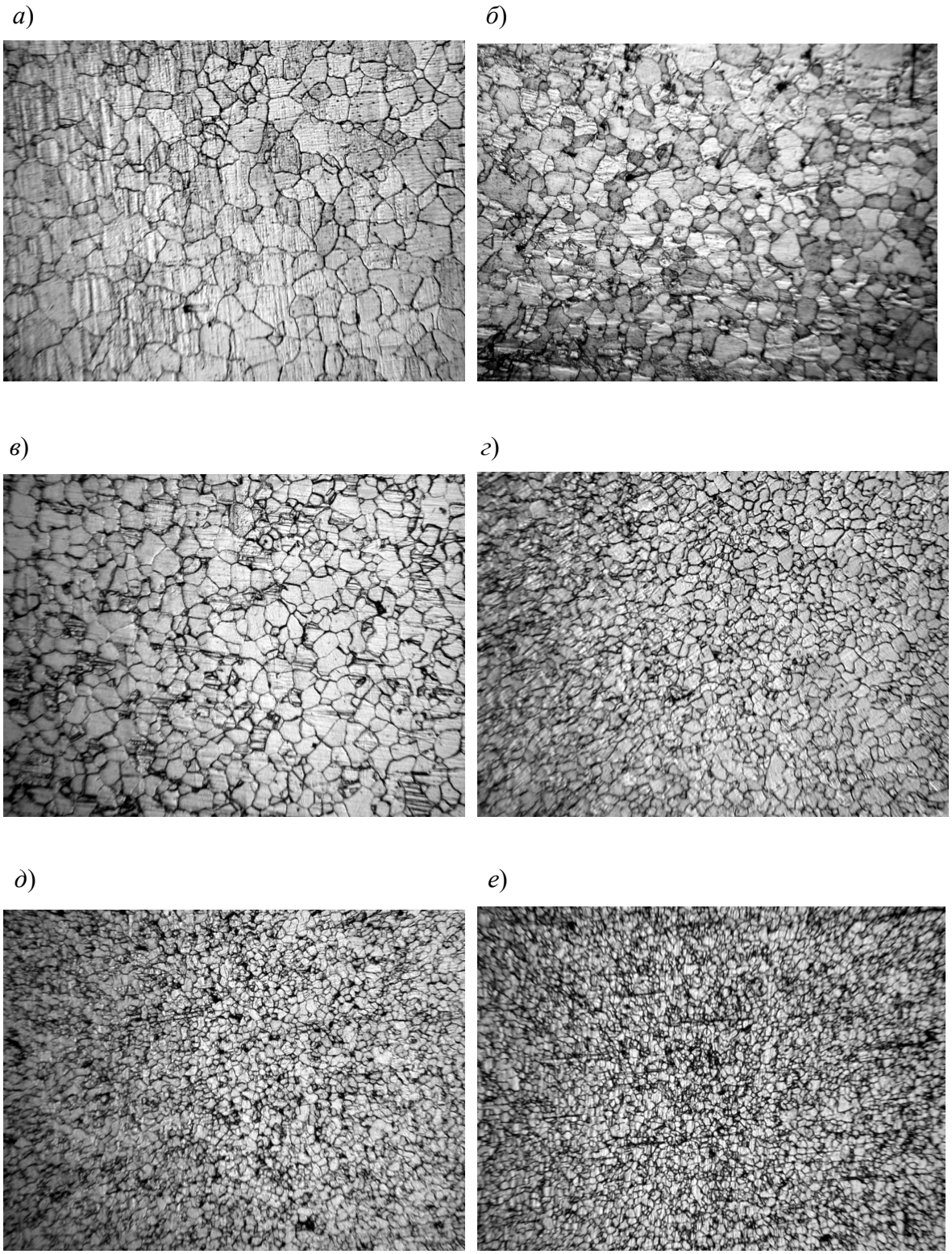

Рис. 23. Изменение структуры стали 08пс при термоциклической обработке, ×650:
а – состояние поставка + отжиг при 900 °С;
б–е – после 1–5 цикла соответственно

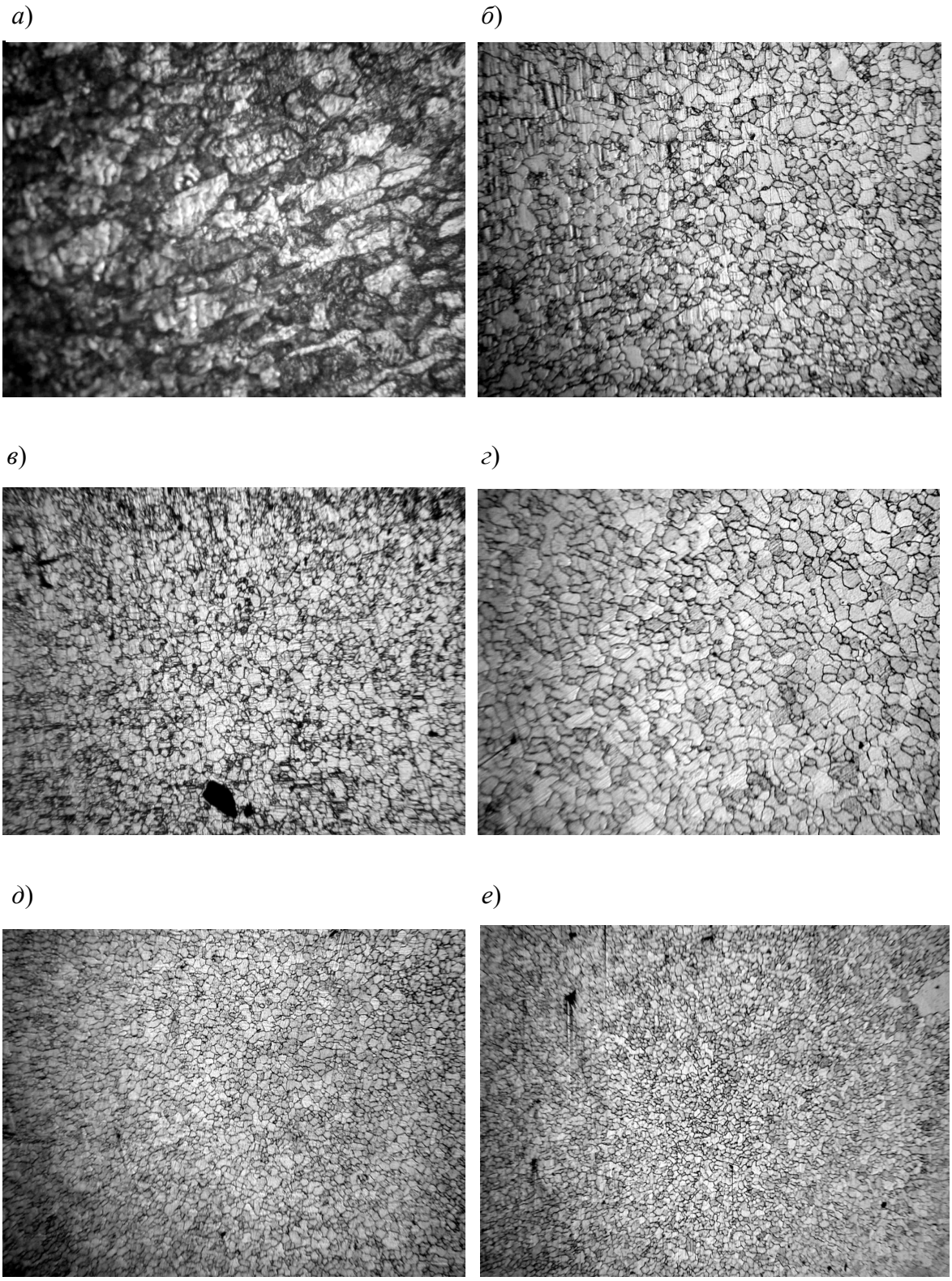

Рис. 24. Изменение структуры стали 08пс при термоциклической обработке, ×650:
а – состояние поставка + прокатка на ε = 50 %;
б–е – после 1–5 цикла соответственно

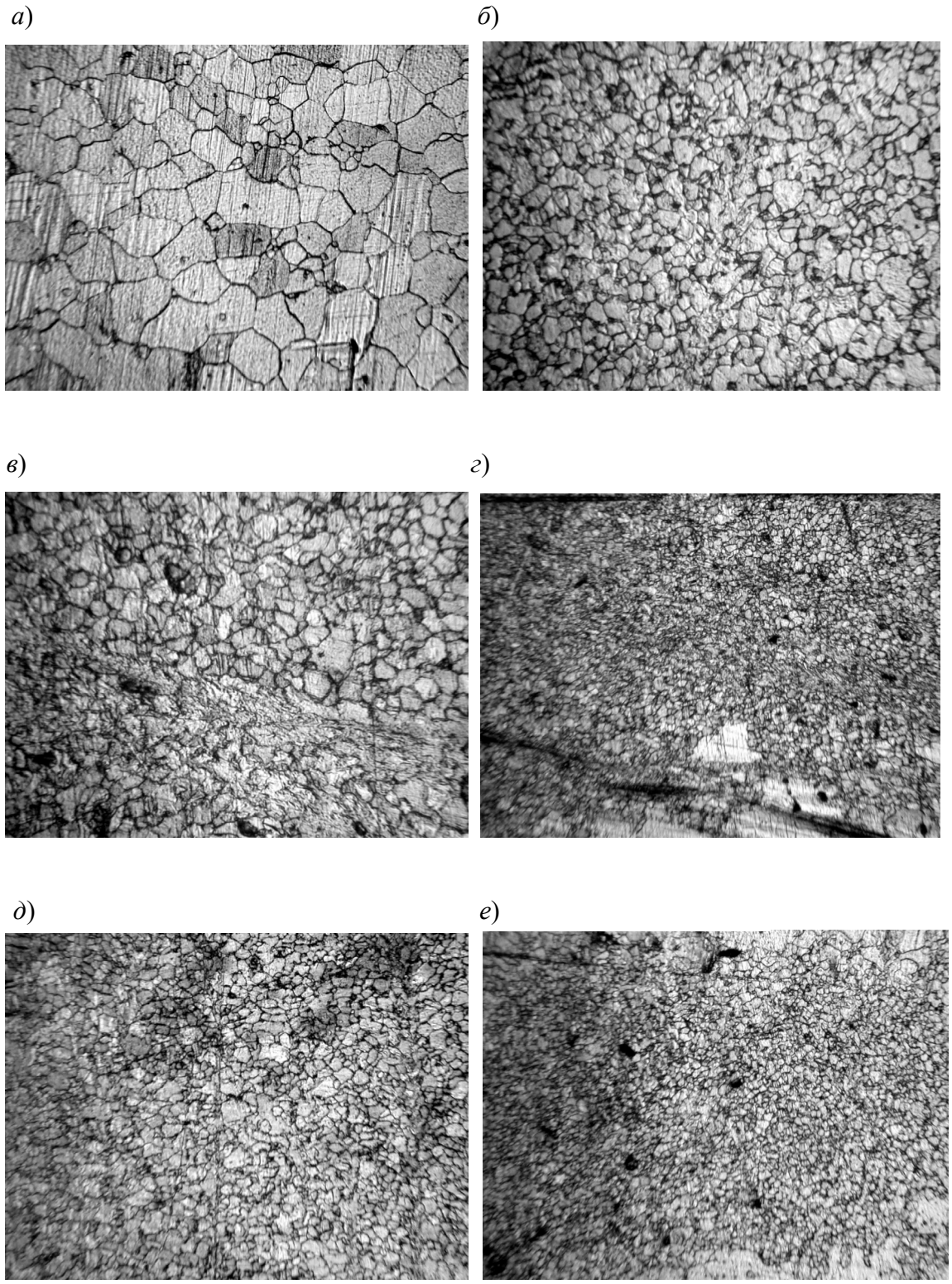

Рис. 25. Изменение структуры стали 10ХСНД при термоциклической обработке, ×650:
а – состояние поставки;
б–*е* – после 1–5 цикла соответственно

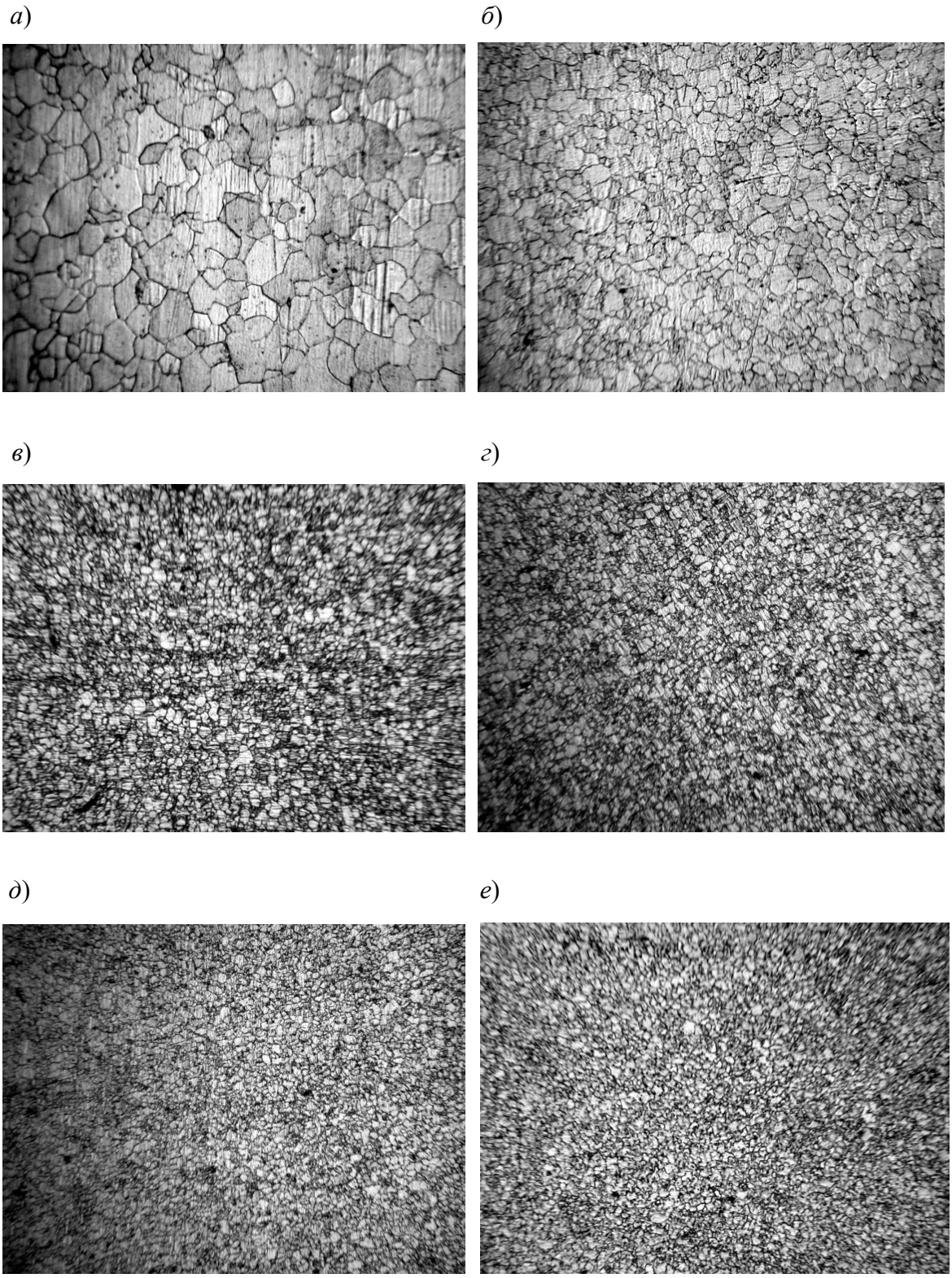

Рис. 26. Изменение структуры стали 10ХСНД при термоциклической обработке, ×650:
а – состояние поставка + отжиг при 900 °С;
б–е – после 1–5 цикла соответственно

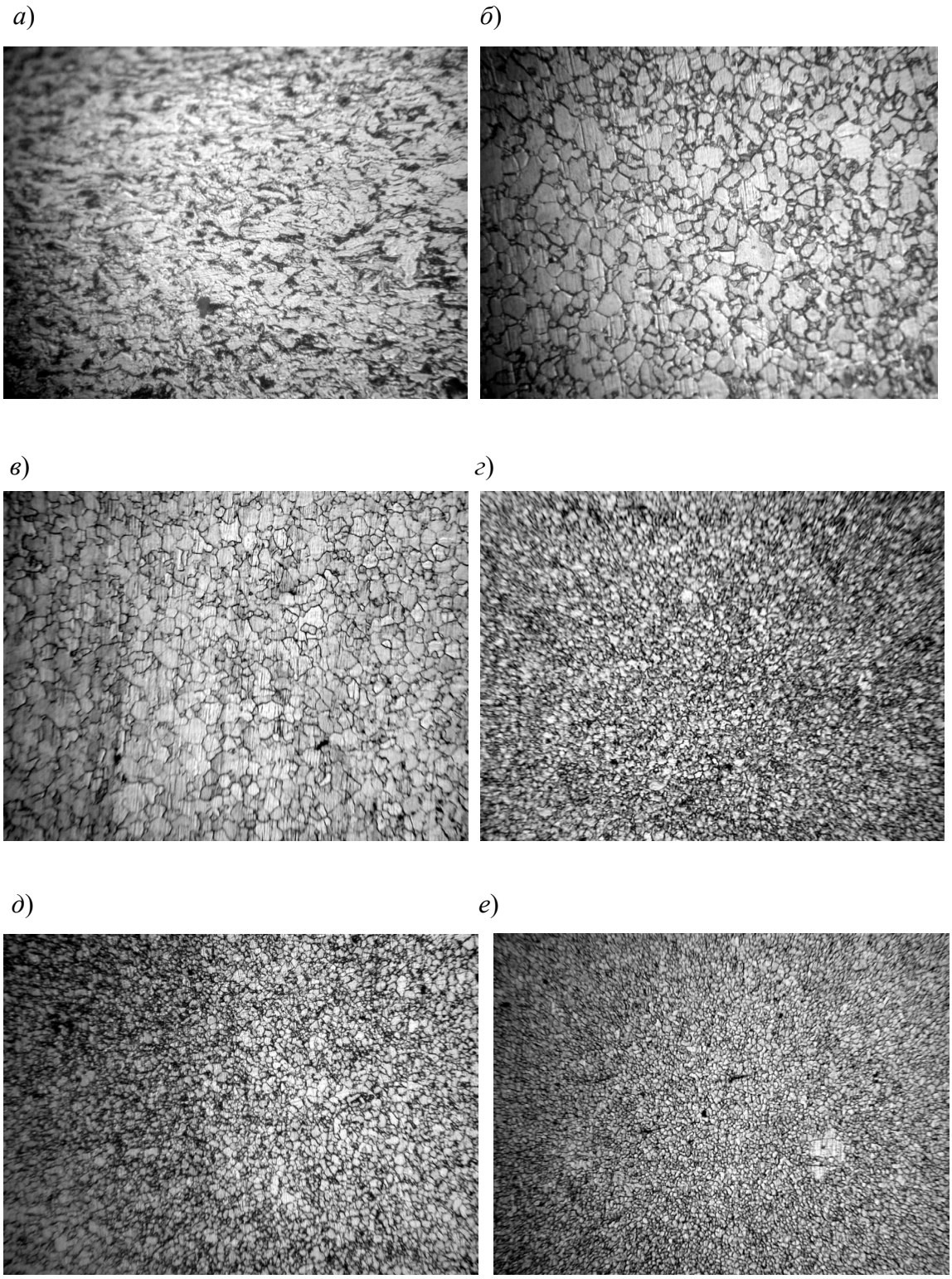

Рис. 27. Изменение структуры стали 10ХСНД при термоциклической обработке, ×650:
а – состояние поставка + прокатка на ε = 50 %;
б–е – после 1–5 цикла соответственно

Увеличение плотности дислокаций и образование полигональной субструктуры после ТЦО чистого железа [74] и низкоуглеродистой стали [249] позволяют полагать, что ответственными за формирование дислокационной структуры при ТЦО сталей являются полиморфные превращения, приводящие к фазовому наклепу за счет разницы удельных объемов и модулей упругости образующихся фаз. Производимый наклеп нередко сопровождается процессами рекристаллизации, которые по мере накопления деформации монотонно повторяются от цикла к циклу [109]. При этом центры рекристаллизации образуются в тех участках решетки, которые наиболее искажены, в том числе у границ зерен и их стыков, что ведет к формированию мелкозернистой структуры. Происходящий процесс рекристаллизации при ТЦО можно представить как многократное чередование малых деформаций и последующего рекристаллизационного отжига.

В этом случае становится понятным, почему у стали 10ХСНД, по сравнению со сталью 08пс, процесс уменьшения разнозернистости смещается в сторону большего числа циклов. Это связано с тем, что у легированных сталей термодинамическая активность углерода ниже, чем в углеродистых сталях, поэтому структурные изменения при ТЦО в них происходят медленнее. Таким образом, влияние легирующих элементов на число циклов при ТЦО будет таким, что при увеличении их процентного содержания в конструкционной стали требуется и увеличение числа циклов для получения равноосной мелкозернистой структуры.

Исходная микроструктура конструкционных сталей перед ТЦО значительно влияет на конечный средний размер зерен. Естественно, что более крупнозернистой исходной структуре сталей (поставка + отжиг при 900 °С), по сравнению со структурой в состоянии поставки, соответствует и более крупнозернистая структура после ТЦО (см. рис. 22, 23, 25, 26). На рис. 23 показана структура стали 08пс после проведения пятикратной ТЦО. Перед термоциклической обработкой испытуемые образцы в состоянии поставки проходили 30-минутный отжиг при 900 °С, за счет чего в них сформировалась равновесная структура. При такой обработке, как и при ТЦО образцов в состоянии поставки, после первого цикла в различных областях формируется структура с различным размером зерен, но разнозернистость в этом случае несколько меньше, а размер зерен – крупнее. Увеличение числа циклов ТЦО приводит к дальнейшему измельчению зерен, а после пятого цикла формируется достаточно однородная структура с мелким зерном. В этом случае структура стали 10ХСНД на разных стадиях обработки по сравнению с предыдущей сталью имеет меньшую разнозернистость, а после пятого цикла становится однородной мелкозернистой структурой. Таким образом, с увеличением степени легированности сталей в них формируется более мелкозернистая структура как после высокотемпературного отжига, так и в состоянии заводской поставки.

Значительное влияние исходной микроструктуры на конечный размер зерен после ТЦО отмечалось и ранее. Так, в работе [269] для стали, содержащей 5 % Ni + Cr + Mo + V, показано влияние исходной микроструктуры на степень измельчения зерен при ТЦО. Наиболее предпочтительной исходной структурой в этой стали, по сравнению с другими, была структура горячей прокатки, в которой на границах зерен феррита имелись карбидные включения. Авторы установили, что аустенитное превращение при нагреве обычно начинается в местах пересечений карбидов с высокоугловыми границами ферритных зерен. При этом рост аустенитных зерен вокруг различных карбидов происходит довольно быстро, и аустенитные зерна растут до тех пор, пока не начинают соприкасаться друг с другом. Если соприкосновение произошло, то дальнейший рост аустенитных зерен идет с увеличением времени выдержки и повышением температуры.

Таким образом, при термоциклической обработке, когда рост зерен подавлен низкими температурами аустенизации и малыми выдержками, оптимальной исходной структурой будет такая структура, которая обеспечит максимальную плотность карбидов на высокоугловых границах ферритных зерен. В нашем случае такую возможностью может иметь только низколегированная сталь 10ХСНД.

Присутствие деформированной структуры перед ТЦО вносит существенные изменения как для углеродистой стали 08пс, так и для низколегированной стали 10ХСНД (см. рис. 24, 27). В этом случае формируется более мелкозернистая структура, чем у образцов, находящихся в состоянии заводской поставки и в состоянии (поставка + отжиг при 900 °С), что связано с активизацией структурных изменений металла, происходящих при нагреве и охлаждении.

Такое существенное измельчение структуры при ТЦО, прошедшей холодную пластическую деформацию, авторы [228] объясняют тем, что холодная деформация перераспределяет и повышает плотность несовершенств кристаллического строения дислокаций дефектов упаковки, вакансий, а также способствует образованию и развитию мало- и высокоугловых границ. Дефекты кристаллической решетки сильно влияют на формирование структуры сплавов при фазовых и структ урных переходах, пластическую деформацию перед ними, а также в период прохождения их можно эффективно использовать для создания оптимальной структуры при ТЦО сталей. Авторы в работе [76] показали, что при ТЦО предварительно холоднодеформированных образцов возрастает число центров образующейся γ-фазы и, как следствие этого, интенсивно измельчается зерно аустенита. Кроме того, при деформировании в межкритическом интервале температур в результате динамического $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения можно значительно ускорить процесс перекристаллизации, сильно наклепать составляющие структуры и измельчить зерно. Таким образом, использование предварительной холодной пластической деформации

может быть эффективно использовано при ТЦО конструкционных сталей, проводимой в области перлитных превращений.

Интенсивное прохождение структурных изменений при ТЦО предварительно деформированных сталей и окончательное формирование равноосной мелкозернистой структуры после третьего цикла подтверждается изменением значений параметра H_p при циклическом отжиге. На рис. 21, *б* видно, что значения H_p для исследуемых сталей после четвертого и пятого циклов практически равны, что говорит об окончании эффективного измельчения размера зерен и получения мелкозернистой структуры. Таким образом, с помощью пассивного феррозондового метода появляется возможность контроля формирования самой мелкозернистой структуры в малоуглеродистых и низколегированных сталях на ранних стадиях их термоциклической обработки.

Проведенные исследования позволили установить взаимосвязь между магнитным параметром H_p и структурными изменениями в сталях при ТЦО. При этом показано, что величина H_p зависит от исходной микроструктуры, химического состава сталей и числа циклов ТЦО.

Учитывая вышесказанное, можно констатировать, что наибольшие изменения значений магнитного параметра H_p наблюдаются в процессе первых циклов нагрев-охлаждение. Дальнейшее увеличение числа циклов ТЦО уменьшает магнитную амплитуду H_p, что связано с менее значительным измельчением структуры при последующих циклах. Такой выраженный характер изменения значений H_p необходимо использовать при пассивном феррозондовом контроле формирования мелкозернистой структуры в малоуглеродистых и низколегированных сталях в процессе термоциклической обработки.

6.3. Оценка влияния режимов термоциклической обработки на механические свойства конструкционных сталей

Термоциклическая обработка, позволяющая за счет структурных превращений получать мелкозернистую структуру в сталях, значительно изменяет их механические характеристики. Проведенные механические испытания углеродистых сталей 10 и 20 показали, что их ТЦО повышает удельную работу разрушения не менее чем на 50 % за счет увеличения вязкости, что способно улучшить обрабатываемость сталей давлением даже при комнатных температурах и штампуемость с глубокой вытяжкой металлов [228]. Авторы [52] изучали влияние ТЦО на структуру и механические свойства литой стали 20Л. В процессе исследования наблюдалось резкое увеличение вязкости разрушения и трещиностойкости стали после проведения ТЦО, этот результат авторы объясняют получением мелкозернистой структуры со средним размером зерен 5–11 мкм. В результате измельчения структуры механические свойства стали после ТЦО по сравнению с нормализацией стали, закалкой и отпуском повышались ($\sigma_{0,2}$ – от 290 до 330 МПа, $\sigma_в$ – от 520 до 530 МПа, а δ – до 24 %).

Одной из наиболее структурно-чувствительных характеристик механических свойств сталей является ударная вязкость, в связи с чем нахождение оптимального режима ТЦО эффективно осуществлять путем анализа значений ударной вязкости. Так, при испытаниях углеродистых сталей 30, 40 и 60 на ударную вязкость при различном числе циклов ТЦО было показано, что наиболее оптимальным является проведение 5–6 циклов, что значительно повышает ударную вязкость и смещает порог хладноломкости в область отрицательных температур [107]. При этом твердость сталей после ТЦО оставалась практически неизменной и сохранялась на уровне нормализованных сталей. В этом случае отмечалось повышение предела текучести и пластичности по сравнению с нормализованным состоянием стали и сближением характеристик $\sigma_т$ и $\sigma_в$ после ТЦО, что является весьма положительным фактом с точки зрения прочности металлов.

Проведенные исследования стали 45 на циклическую прочность (усталость) после нормализации и ТЦО образцов с кольцевой выточкой (надрезом) показали, что у нормализованной стали σ_{-1} = 130 МПа, а у стали после ТЦО – 150 МПа [107]. Следовательно, ТЦО снижает чувствительность стали к концентрации напряжений в связи с ее большей пластичностью, что имеет большое значение при усилении опасных зон КН в сварных соединениях и элементах сварных металлических конструкций за счет проведения регулируемой ТЦО этих зон с поэтапным пассивным феррозондовым контролем.

ТЦО позволяет значительно повысить прочностные и пластические свойства сталей за счет измельчения зерен и сфероидизации включений цементита. Оптимальная сфероидизирующая цементита ТЦО состоит из 3–6-кратного ускоренного нагрева сталей до температуры на 30–50 °С выше точки A_{c1}, и охлаждения вначале на воздухе до окончания $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения и далее в воде, масле или потоке влажного воздуха. Полученная структура сталей после такой обработки обладает более высокой вязкостью разрушения, чем после измельчающей структуру ТЦО, что делает обычную сталь хладостойкой, т. е. пригодной для работы в условиях Севера и криогенных температур. Проведенные эксперименты на сталях 30, 40, 45, 60 показали, что сфероидизация ТЦО сталей по сравнению с нормализацией значительно повышает прочность, пластичность и ударную вязкость [228]. Так, например, предел текучести сталей увеличивается на 6–15 %, пластичность на 10–25 %, а ударная вязкость – на 70–110 %, т. е. практически в два раза. Проводимая сфероидизация за счет ТЦО повышает ударную вязкость как при комнатной, так и при пониженных температурах, что особенно важно для металлоконструкций, работающих в условиях Севера. Вследствие этого уменьшается чувствительность сталей к концентрации напряжений при испытаниях на усталость. Например, для улучшенной стали 45 σ_{-1} = 170 МПа, а после ТЦО σ_{-1} = 220 МПа, что примерно на 30 % выше.

Существенное влияние оказывает ТЦО и на механические свойства легированных конструкционных сталей, которые отличаются от углеродистых

тем, что термодинамическая активность углерода в них ниже, чем в простых сталях. Но в то же время способы ТЦО углеродистых сталей могут быть применены без существенного изменения технологии и к легированным сталям, если суммарное содержание легирующих элементов не превышает 5 %. При этом необходимо помнить, что легирующие элементы изменяют критические точки в сплавах. Так, например, температура A_{c1} в одних случаях возрастает, а в других снижается. При этом не следует забывать, что чем выше скорость нагрева металла, тем выше температура A_{c1}. Изменение температуры A_{r1} имеет противоположную закономерность: чем больше скорость охлаждения, тем ниже температура.

При ТЦО легированных сталей структурные изменения происходят медленнее, поэтому максимальную температуру при нагреве следует увеличивать от 30–50 до 50–70 °С выше точки A_{c1}. Повышение содержания легирующих элементов в стали увеличивает и необходимое число циклов по сравнению с углеродистыми сталями.

Существенное влияние на механические свойства оказывает ТЦО легированных сталей. В работе [228] показано, что 5–8-кратное ТЦО сталей 15Х и 20 приводит к резкому измельчению структуры, при этом пластичность и ударная вязкость увеличивались. Измерение твердости стали 15Х в зависимости от числа циклов показало наличие ярко выраженных чередующихся максимумов и минимумов. Это свидетельствует о том, что в процессе ТЦО происходит чередование явлений накопления дефектов кристаллического строения (твердость возрастает) и их аннигиляции (твердость снижается).

Авторы [176] исследовали влияние пятикратной ТЦО на структуру и механические свойства стали 20Х. Для сравнения, стали 20Х и 12Х2Н4А подвергали изотермической закалке с охлаждением образцов в масле. Было установлено, что в результате ТЦО механические свойства низколегированной стали 20Х по сравнению с изотермической обработкой повысились на 20–35 %, ударная вязкость в два раза, что соответствовало уровню свойств среднелегированной стали 12Х2Н4А. Исследования авторов [73] показали, что предварительная 6–7-кратная ТЦО для получения сверхмелкого зерна в стали 20Х переводит ее в сверхпластическое состояние и дает возможность увеличить деформационную способность стали, повысить технологичность и коэффициент использования металла в производстве.

Проведенная трехкратная ТЦО стали 12ХМ с нагревом до 900–930 °С и охлаждением в воде по сравнению с нормализацией приводит к повышению $\sigma_т$ на 230 %, $\sigma_в$ на 50 % и ударной вязкости почти в два раза [77]. Авторы [97] показали, что проведение восстановительной ТЦО от трех до десяти циклов с нагревами до 980 °С и охлаждениями стали 12Х1МФ эффективно «залечивает» металл и восстанавливает его эксплуатационные свойства. Известно, что относительное понижение плотности стали при длительной работе в паропроводах при 550–570 °С на 1–2 % вызывает ее разрушение. Если поврежденность металла до 0,5 %, то для восстановления его механических

свойств достаточно 4–6 циклов ТЦО. В случае полной поврежденности, равной 1 %, восстановление механических свойств происходит после 8–10 циклов. После 50 циклов ТЦО металл с поврежденностью 0,5 и 0,92 % практически восстанавливает свою плотность, а механические свойства становятся даже выше, чем в исходном состоянии. В работе доказано также, что восстановление структуры и эксплуатационных свойств стали 12Х1МФ при ТЦО возможно практически на любой стадии, включая стадию предразрушения. Следовательно, проведение ТЦО позволяет решить важнейшие проблемы энергомашиностроения и энергетики в целом.

В работе [76] для стали 30ХГСА проведен сравнительный анализ механических свойств, полученных закалкой с последующим отпуском и после ТЦО. Полученные данные позволили сделать вывод о целесообразности применения ТЦО для повышения не только пластических, но и прочностных характеристик.

Таким образом, термоциклическая обработка, в отличие от термической, позволяет в большей степени выявить положительное воздействие легирования на прочностные и пластические характеристики сталей при ТЦО. Значительно повышая прочность, пластичность и ударную вязкость, можно получить ранее недостижимые значения работы разрушения легированных сталей при различных видах нагружения. Следовательно, ТЦО является наиболее эффективной обработкой для повышения надежности и долговечности сварных металлоконструкций.

В данной работе была проведена оценка влияния структуры металла с разной степенью дисперсности, полученной при ТЦО после различного количества циклов обработки, на механические свойства малоуглеродистых сталей 08пс, Ст3 и низколегированный 10ХСНД. При этом предполагалось использование эффекта повышения прочностных свойств конструкционных сталей при усилении прочностных свойств металла в локальных зонах КН сварных МК при ремонте.

Прочностные и пластические свойства сталей после высокотемпературного отжига при 1050 °С и последующей 1–10-кратной ТЦО приведены в табл. 6. Из таблицы видно, что как для сталей 08пс и Ст3, так и для низколегированной стали 10ХСНД после ТЦО наблюдается значительное повышение прочностных свойств. Следует отметить, что с увеличением числа циклов более трех приращение прочностных свойств несколько замедляется, что хорошо согласуется с экспериментальными данными магнитного контроля и металлографического анализа.

Следовательно, повышение механических свойств сталей позволяет рекомендовать проведение термоциклической обработки для усиления металла в опасных локальных зонах концентрации напряжений как в сварных соединениях, так и в элементах длительно эксплуатируемых сварных МК при ремонте.

Таблица 6

Марка материала	Механические свойства	Число циклов ТЦО							
		0	1	2	3	4	5	7	10
08пс	$\sigma_{0,2}$, МПа	166,0	172,0	181,5	188,0	190,5	193,0	193,5	195,0
	$\sigma_в$, МПа	281,5	295,5	301,0	309,5	315,0	317,5	320,0	323,5
	δ, %	24,0	23,5	23,0	23,0	23,5	23,0	23,0	23,0
Ст3	$\sigma_{0,2}$, МПа	233,0	242,5	250,0	255,5	259,0	262,5	263,0	263,5
	$\sigma_в$, МПа	418,0	441,5	451,0	468,5	471,5	476,0	477,5	484,5
	δ, %	23,0	22,5	22,0	22,0	22,5	22,0	22,0	21,5
10ХСНД	$\sigma_{0,2}$, МПа	385,0	400,5	416,0	423,5	428,5	435,0	434,0	435,0
	$\sigma_в$, МПа	503,0	538,0	538,0	563,5	568,5	573,5	568,5	583,5
	δ, %	19,0	18,0	19,0	18,5	19,0	18,5	18,5	18,0

6.4. Оценка действующих напряжений в конструкционных сталях при упругопластическом деформировании

При изготовлении, монтаже и последующей эксплуатации сварных металлоконструкций строительных машин в металле сварных соединений и элементах МК происходят структурные изменения, некоторые из них являются источниками возникновения опасных зон концентрации напряжений. Снижение надежности и безопасности сварных металлоконструкций возможно тогда, когда в опасных зонах концентрации напряжений действующие напряжения превышают допустимые или происходит пластическая деформация на ту или иную степень.

Следовательно, получение точной информации в процессе контроля технического состояния сварных МК строительных машин и оценки остаточного ресурса требует как разработки новых, так и совершенствования существующих методов, методик средств контроля [28, 29, 30–33, 162].

При оценке структурного состояния и косвенном измерении действующих напряжений в изделиях из ферромагнитных материалов часто применяются магнитные методы контроля, основанные на взаимосвязи структурных, магнитных и механических параметров металла [80, 32, 194, 4, 123]. Но такой контроль может осложняться тем, что часто при техническом диагностировании сварных МК остаются неизвестными структурное состояние металла, химический состав и магнитомеханическая предыстория металла элементов конструкций и сварных соединений. Поэтому возникает потребность в проведении экспериментальных исследований с привлечением конструкционных сталей с различным химическим составом и различной исходной структурой.

Для проведения механических испытаний были взяты малоуглеродистые стали 08пс, Ст3 и низколегированная 10ХСНД. Исследуемые образцы подвергались различным видам обработки:

с целью получения крупнозернистой структуры:

- заводская поставка;
- заводская поставка + отжиг при 900 и 1050 °С;

для получения мелкозернистой структуры:

- заводская поставка + ТЦО;
- заводская поставка + прокатка на степень деформации ε = 50 %.

Необходимо отметить, что в зависимости от исходной структуры химического состава, магнитной и механической предыстории образцов, начальные значения H_p (до приложения внешней нагрузки) на поверхности образца в разных зонах могут значительно различаться как по знаку, так и по величине. Это учитывалось при проведении экспериментальных исследований. Получение зависимости напряженности магнитного поля рассеяния от действующих напряжений H_p (σ) проводилось на образцах в искусственно созданной зоне концентрации напряжений, которая создавалась уменьшением площади поперечного сечения в центральной части образца на 20 % за счет создания боковых радиусных проточек.

Область упругого деформирования. Полученные зависимости H_p (σ) в контролируемой зоне при циклическом одноосном растяжении образцов при упругом деформировании представлены на рис. 28–32. Следует отметить, что независимо от исходной структуры и химического состава сталей после первого цикла нагружение-разгружение образцов наблюдались наибольшие изменения магнитного параметра H_p от величины действующих напряжений. У всех исследуемых сталей с увеличением действующих напряжений σ при растяжении происходит уменьшение значений H_p, при разгружении – возрастание, в результате чего в процессе нагружения и разгружения образцов происходит образование петли магнитного гистерезиса. Но после первого цикла упругого нагружения и разгружения образцов петля магнитного гистерезиса не замкнута, а конечные значения магнитного параметра H_p после разгружения не совпадают с исходными значениями до нагружения. Независимо от исследуемой стали, второй цикл нагружение-разгружение способствует замыканию магнитной петли.

При третьих и последующих нагружениях и разгружениях образцов практически повторяются значения H_p (σ), наблюдаемые при втором цикле. Во всех случаях приращение напряженности магнитного поля рассеяния H_p пропорционально изменению действующих напряжений σ.

Следовательно, независимо от исходных значений H_p химического состава сталей, после первого цикла нагружение-разгружение полностью стирается исходная магнитная предыстория образцов, вследствие чего увеличение числа циклов практически не приводит к изменению характера хода кривых H_p (σ), и таким образом повышает степень достоверности проводимых измерений. Такая же зависимость магнитных характеристик от действующих напряжений растяжения отмечалась в работе [4].

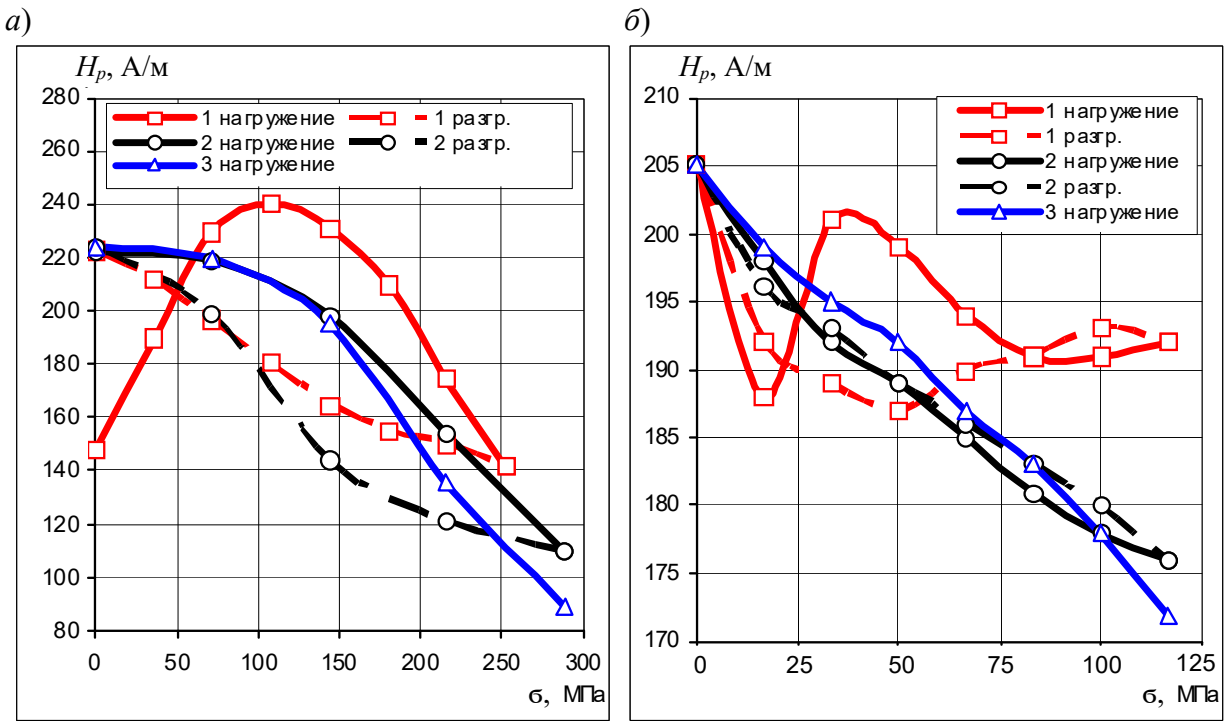

Рис. 28. Зависимость напряженности магнитного поля рассеяния H_p от одноосных напряжений растяжения σ образцов из сталей в состоянии поставки: *а* – 10ХСНД; *б* – 08пс

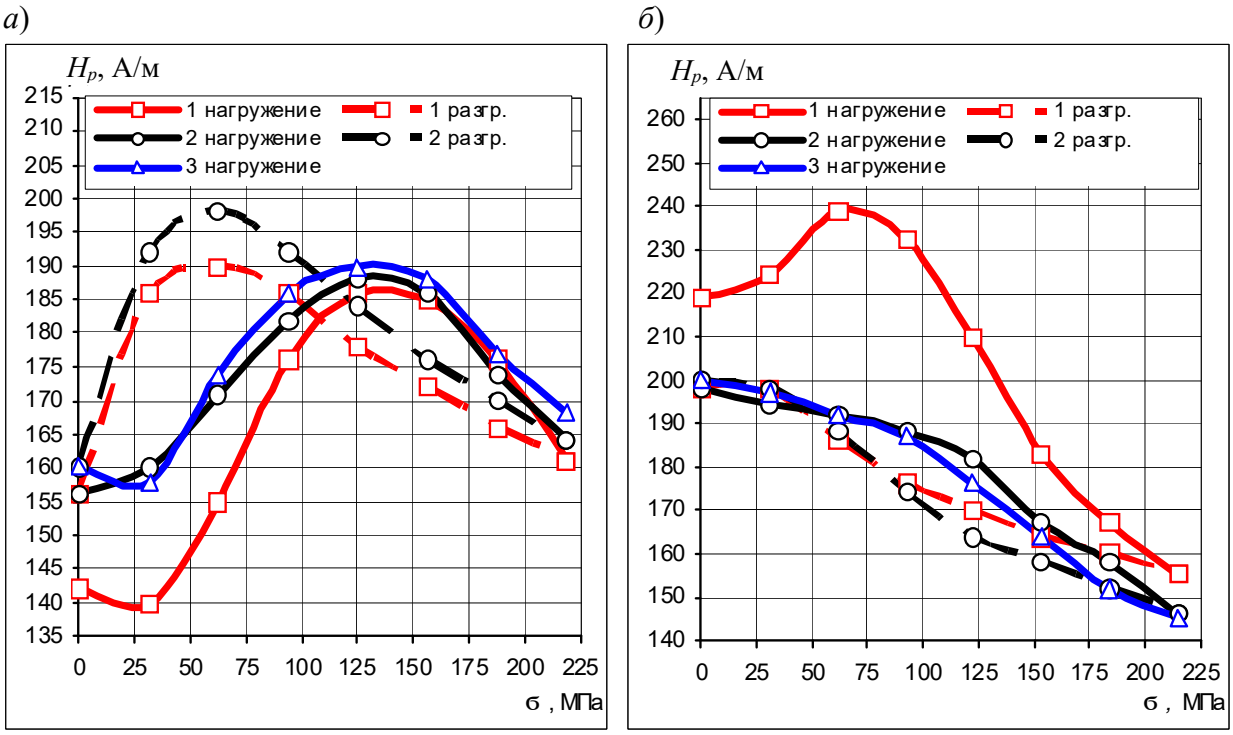

Рис. 29. Зависимость напряженности магнитного поля H_p от одноосных напряжений растяжения σ образцов из сталей: *а* – 10ХСНД в состоянии поставка + ТЦО; *б* – 08пс после прокатки на ε = 50 %

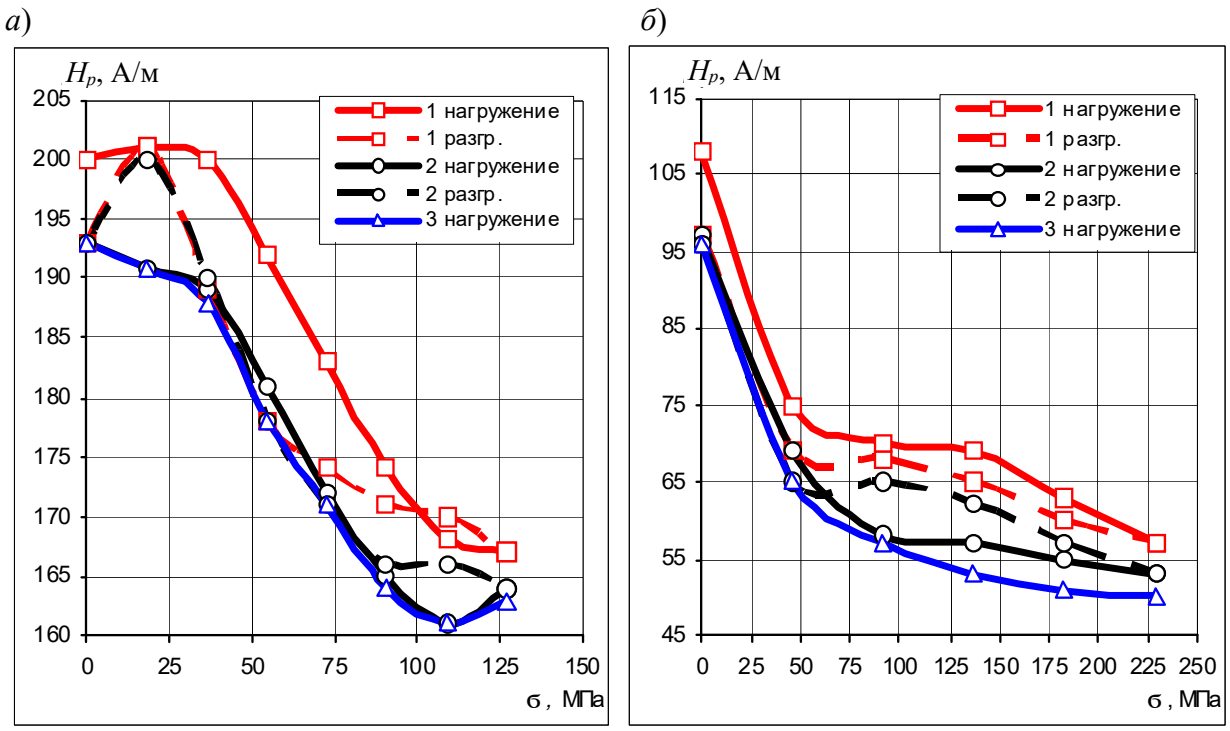

Рис. 30. Зависимость напряженности магнитного поля H_p от одноосных напряжений растяжения σ образцов из сталей: *а* – 08пс после отжига при 900 °С; *б* – Ст3 в состоянии поставки

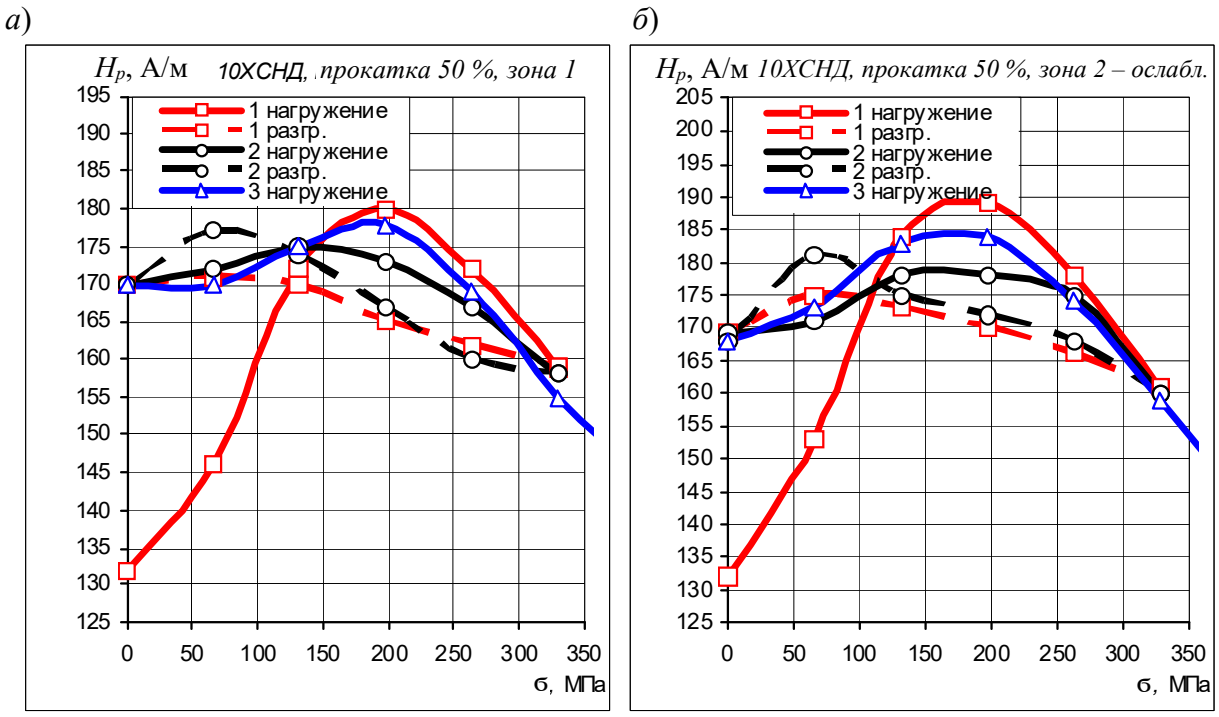

Рис. 31. Зависимость напряженности магнитного поля H_p от одноосных напряжений при упругом растяжении образцов из стали 10ХСНД, подвергнутых предварительной прокатке на ε = 50 %, с неослабленным – зона *1* (*а*) и ослабленным – зона *2* (*б*) сечениями

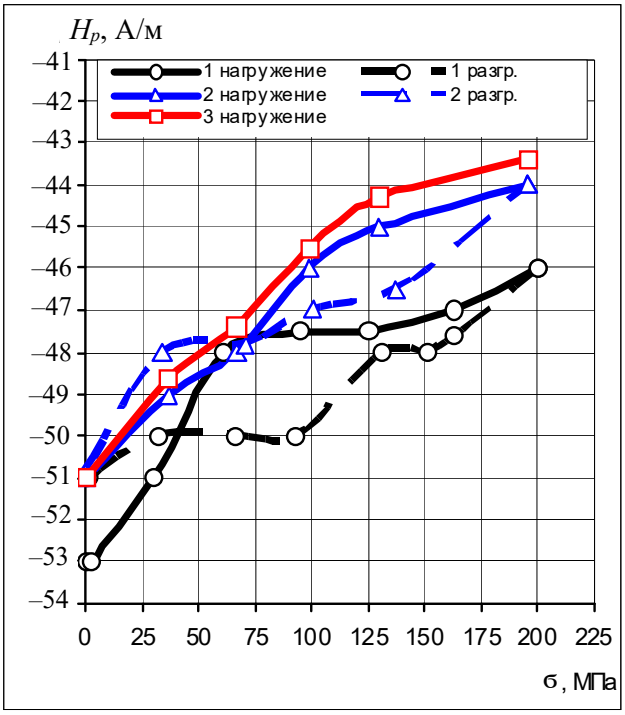

Рис. 32. Зависимость напряженности магнитного поля H_p от одноосных напряжений сжатия σ образцов из сталей Ст3 в состоянии поставки

Так, коэрцитивная сила H_c для сталей Х70, 09Г2С, 15ХСНД, 25ХСНД уменьшалась в упругой области деформирования с увеличением действующих напряжений растяжения, что говорит об идентичности магнитных параметров, регистрируемых приборами в зависимости от структурных изменений в исследуемых сталях.

При механических испытаниях проводилась оценка влияния исходной структуры на изменение значений H_p от действующих напряжений σ. Образцы с равновесной и крупнозернистой структурой в состоянии поставка + отжиг при 900 °С показали сильное влияние этой структуры на зависимость H_p от действующих напряжений, в отличие от образцов в состоянии заводской поставки, т. е. более мелкозернистой структуры. В этом случае ход кривых H_p (σ) качественно сохранялся. Одна из типичных зависимостей напряженности магнитного поля рассеяния H_p от одноосных напряжений растяжения σ для крупнозернистой стали 08пс показана на рис. 30, *а*. Из рисунка видно, что более равновесным структурам соответствуют меньшие изменения напряженности магнитного поля рассеяния от цикла к циклу. В этом случае с увеличением действующих напряжений происходит снижение значений H_p, с уменьшением действующих напряжений растяжения при разгружении образца значения H_p повышаются. Но и в этом случае после первого цикла стирается исходная магнитная предыстория образца. Аналогичные зависимости H_p (σ) присущи и низколегированной стали 10ХСНД.

При наличии неравновесной мелкозернистой структуры стали, полученной в результате проведения ТЦО, происходит увеличение амплитуды значений H_p по сравнению с крупнозернистой структурой у образцов в состоянии заводской поставки и после высокотемпературного отжига. Типичная зависимость H_p (σ) для стали 10ХСНД после термоциклической обработки приведена на рис. 29, *а*. Из рисунка видно, что для стали 10ХСНД увеличение действующих напряжений ведет к значительным колебаниям значений H_p при всех циклах нагружение-разгружение, но как и в предшествующих случаях наблюдаются значительный гистерезис после первого цикла и характерная зависимость H_p (σ) при увеличении и уменьшении в контролируемом сечении напряжений. Таким образом, мелкозернистой структуре стали 10ХСНД, имеющей более высокие прочностные характеристики, в частности $\sigma_т$, в отличие от крупнозернистой стали, соответствует и бóльшее смещение всплеска повышения значений H_p в сторону бóльших напряжений.

Проведение предварительной холодной пластической деформации образцов существенно влияет на зависимость H_p (σ) в сталях 08пс и 10ХСНД (рис. 29, *б* и 31, *а* соответственно) при упругом деформировании растяжением, которое при первом нагружении и разгружении образцов значительно отличается. При последующем цикле петля магнитного гистерезиса становится значительно уже. Но и в этом случае также наблюдается уменьшение значений H_p при нагружении образца и их повышение при разгружении. Стирание магнитной предыстории образцов происходит после первого цикла нагружение-разгружение. Зависимость H_p (σ) для стали 10ХСНД имеет аналогичный характер.

Так как многие элементы сварных МК работают на сжатие, важно оценить влияние напряжений на изменение магнитного параметра H_p при упругой деформации сжатием. Типичная кривая зависимости H_p от действующих напряжений σ при сжатии образцов из стали Ст3 в состоянии поставки представлена на рис. 32. В этом случае, как и при растяжении, в процессе первого цикла нагружение-разгружение образуется незамкнутая петля магнитного гистерезиса. Однако при сжатии с увеличением действующих напряжений происходит повышение значений H_p, а при уменьшении их снижение, т. е. в отличие от растяжения. После второго цикла нагружение-разгружение происходит сближение ветвей петли магнитного гистерезиса и устранение различия в конечных и исходных значениях H_p, что в свою очередь свидетельствует о стирании исходной магнитной предыстории металла. При третьем нагружении кривая H_p (σ) идентична кривой при втором нагружении.

Необходимо подчеркнуть, что общим для конструкционных сталей при их упругом деформировании после снятия магнитной предыстории является то, что приращение значений H_p происходит пропорционально изменению действующих напряжений, как при растяжении, так и при сжатии. Так как пластическая деформация может проходить как в ослабленных, так и в неослабленных сечениях элементов МК, представляет интерес оценка влияния

действующих напряжений в неослабленном (рис. 29, *а*) и в ослабленном (рис. 29, *б*) сечениях образцов после предварительной холодной пластической деформации. В этом случае исходные значения магнитного параметра H_p перед проведением испытаний были равны. Из рис. 29, *б* видно, что ослабленному сечению, имеющему более высокие напряжения, соответствует и более значительное значений H_p, что говорит о наличии взаимосвязи между величиной действующих напряжений и изменением параметра H_p. Таким образом, наиболее опасной зоной КН в элементах и сварных соединениях МК при одних и тех же значениях H_p будет та, у которой в процессе нагружения (разгружения) приращение ΔH_p будет выше.

Следовательно, при упругом деформировании исследуемых сталей, независимо от их исходной структуры и химического состава, приращения ΔH_p пропорциональны изменению действующих напряжений, а образующаяся петля магнитного гистерезиса после первого цикла нагружение-разгружение чаще всего не замкнута. При втором и последующих циклах ветви петли магнитного гистерезиса сближаются, и различие конечных и начальных значений H_p становится незначительным, что повышает степень достоверности результатов последующих измерений.

Измельчение размера зерен в конструкционных сталях при увеличении действующих напряжений способствует повышению значений H_p. Так, крупнозернистым равновесным структурам, полученным после отжига при 900 и 1050 °С, соответствуют незначительные изменения H_p при циклическом нагружении, в то же время мелкозернистым структурам, полученным в процессе ТЦО, характерны более резкие изменения H_p от цикла к циклу.

Следует подчеркнуть, что нарушение пропорциональности H_p (σ) свидетельствует о приближении действующих напряжений к значениям предела текучести (см. рис. 30, *а*). Таким образом, наличие корреляционных связей H_p (σ) помогает выявлению наиболее опасных зон КН в сварных соединениях и элементах эксплуатируемых сварных МК при оценке их технического состояния. Необходимо отметить, что ответственные сварные МК эксплуатируются при напряжении менее $0{,}5\sigma_т$.

Учитывая вышесказанное, по характеру изменения H_p (σ) в процессе ступенчатого циклического нагружения элементов МК можно решить следующие задачи:

- определить знак действующих в зонах КН (в сварных соединениях и элементах конструкции) напряжений (растяжение или сжатие), с последующим их сравнением с расчетными значениями;
- определить степень опасности выявленных зон КН, а также косвенно уровень действующих напряжений.

Оценивая степень опасности зон КН, необходимо учитывать величину приращения H_p, полученную при ступенчатом нагружении и разгружении конструкции (элементов конструкции), приняв во внимание, что чем выше приращение, тем больше действующие напряжения и выше степень опасно-

сти выявленных зон КН. В опасных зонах КН по характеру и величине изменения H_p (σ) можно определять уровень действующих напряжений:

- нарушение пропорциональности изменения значений H_p (σ) соответствует пределу пропорциональности для данной марки стали;
- напряжения ниже предела пропорциональности (если нарушения пропорциональности изменения H_p (σ) нет, то действующие напряжения находятся ниже предела пропорциональности);
- напряжения выше предела пропорциональности при отклонении от пропорционального изменения H_p (σ).

Область пластического деформирования. Установлено, что разрушению сварных металлических конструкций чаще всего предшествует пластическая деформация в зонах концентрации напряжений, поэтому обнаружение таких зон при оценке технического состояния металлоконструкций, где проходила или проходит пластическая деформация, является важной научной и практической задачей, так как это способствует повышению надежности и безопасности эксплуатируемых конструкций. Решение такой сложной задачи требует проведения широких экспериментальных исследований на конструкционных сталях с различной исходной структурой, химическим составом, включая и структуру после холодной пластической деформации.

С учетом этого в работе были проведены экспериментальные исследования образцов из малоуглеродистой стали 08пс и низколегированной стали 10ХСНД, предварительно прокатанных на степень деформации ε = 50 % при упругопластическом деформировании. При этом исследовалось влияние химического состава и структурного состояния сталей на магнитный параметр H_p в зависимости от величины действующих напряжений.

Испытания образцов проводились в пластической области деформирования. Растяжение образцов в пластической области деформирования, в отличие от деформации образцов в упругой области, показало обратную картину: с увеличением напряжений σ напряженность магнитного поля рассеяния H_p возрастала (рис. 33). Это характерно как для крупнозернистых образцов (в состояние поставки, после отжига при 900 и 1050 °С), так и для мелкозернистых (после ТЦО), и деформированных (после холодной пластической деформации) исследуемых сталей.

Рис. 33 демонстрирует типичные зависимости H_p от действующих напряжений σ при одноосном растяжении образцов с крупнозернистой структурой, полученной в результате высокотемпературного отжига (поставка + отжиг при 1050 °С). На рисунке видно, что после снижения значений H_p до минимальных в упругой области начинается их подъем в области пластического деформирования. При полном разгружении исследуемых образцов наблюдается магнитный гистерезис, при этом конечные значения H_p не совпадают с исходными значениями.

Растяжение образцов с более мелкозернистой структурой (поставка плюс отжиг при 900 °С) несколько изменяет зависимость H_p (σ) как в упругой, так и в пластической областях. Так, для исследуемых сталей в процессе нагружения минимум значений напряженности H_p смещается в сторону бóльших напряжений (рис. 34). Необходимо подчеркнуть, что при снятии высшей нагрузки в начальной стадии наблюдается бóльшее запаздывание H_p напряженности, чем для более крупнозернистых образцов, полученных после отжига при 1050 °С. При этом конечные значения H_p не совпадают с исходными.

Деформация образцов растяжением с еще более мелкозернистой структурой (состояние поставки) отмечается еще большим сдвигом минимальных значений H_p в сторону более высоких действующих напряжений σ и более выраженным магнитным гистерезисом H_p при разгружении образцов в пластической области (рис. 35), что особенно четко наблюдается на низколегированной стали 10ХСНД (рис. 35, *б*).

Типичная зависимость напряженности магнитного поля от напряжений H_p (σ) для мелкозернистой стали 10ХСНД в состоянии поставка + ТЦО представлена на рис. 36. Наличие мелкозернистой структуры смещает минимальные значения H_p при растяжении к еще бóльшим значениям действующих напряжений, при этом параметр H_p сохраняет постоянные значения почти вплоть до полного разгружения при сохранении стадийности изменения H_p (σ) за пределом упругости. При этом резкое смещение минимальных значений H_p у стали 10ХСНД в сторону более высоких напряжений в значительной степени обусловлено наличием мелкозернистой структуры, полученной в процессе ТЦО, по сравнению с другими структурными состояниями.

Снятие внешней нагрузки (разгружение образцов) практически не меняет величину магнитного параметра H_p вплоть до достижения действующих напряжений порядка 150–200 МПа. Полное снятие внешней нагрузки не приводит конечные значения к исходным значениям напряженности магнитного поля рассеяния H_p. Такая же зависимость H_p (σ) наблюдается и для сталей, прошедших предварительную холодную пластическую деформацию на степень деформации ε = 50 % (рис. 37). В этом случае также наблюдается смещение минимума H_p в область более высоких напряжений; при разгружении постоянные значения H_p сохраняются. Следовательно, с уменьшением размера зерен для всех исследуемых сталей при одноосном растяжении наблюдается смещение минимальных значений H_p в область более высоких действующих напряжений.

Наличие в металле мелкозернистой структуры, а также структуры после холодной пластической деформации оставляет значения H_p при разгружении практически постоянными.

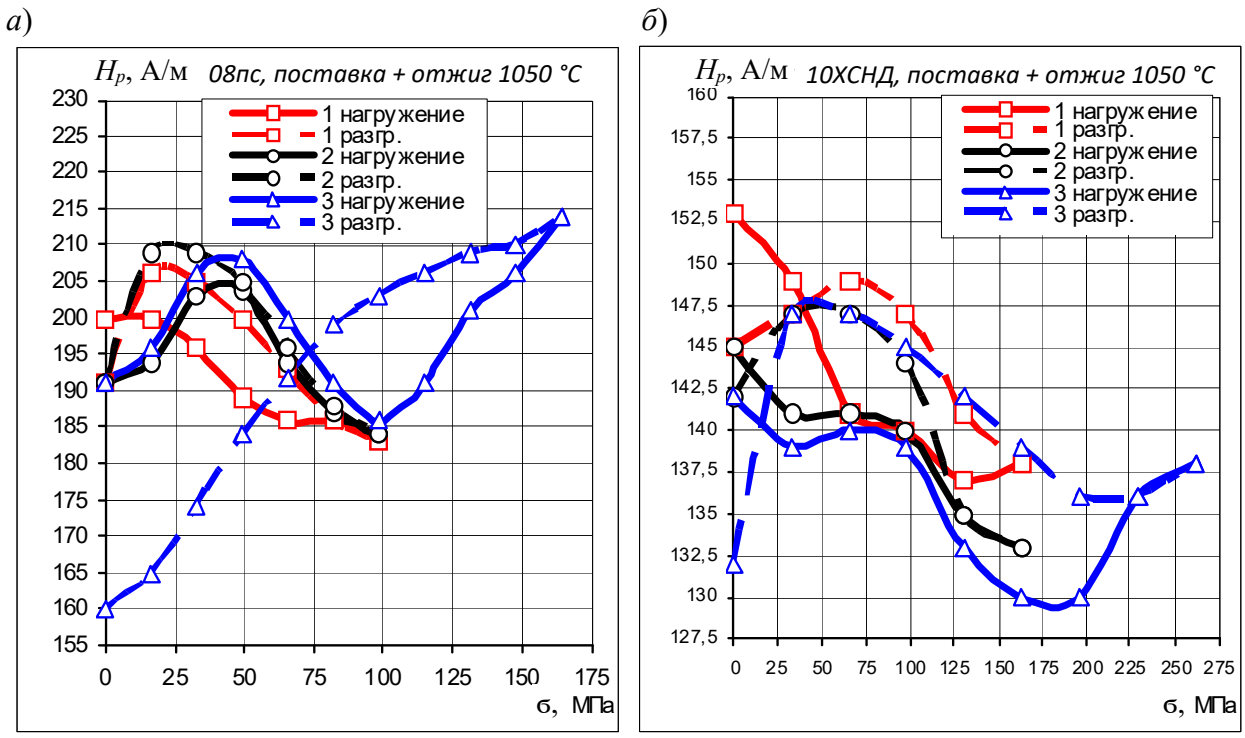

Рис. 33. Зависимость напряженности магнитного поля H_p от одноосных напряжений растяжения для образцов из сталей в состоянии поставка + отжиг при 1050 °С: *а* – 08пс; *б* – 10ХСНД

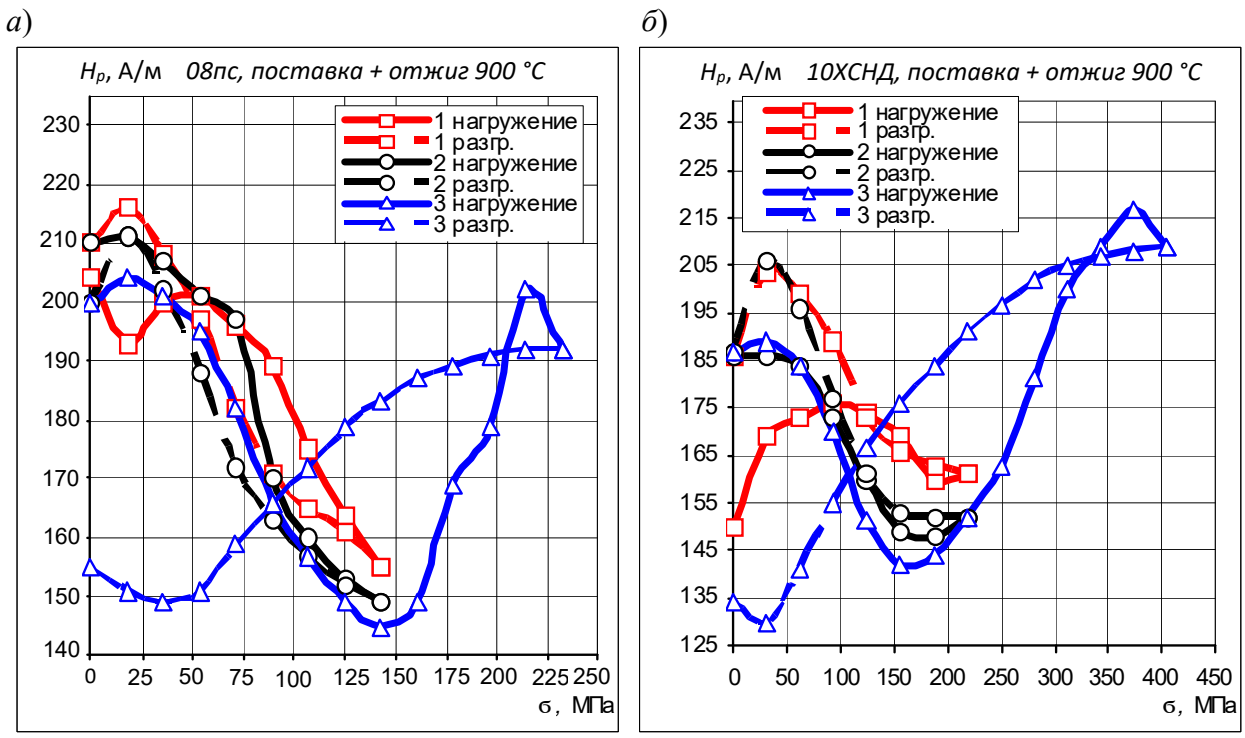

Рис. 34. Зависимость напряженности магнитного поля H_p от одноосных напряжений растяжения для образцов из сталей в состоянии поставка + отжиг при 900 °С: *а* – 08пс; *б* – 10ХСНД

а) *б*)

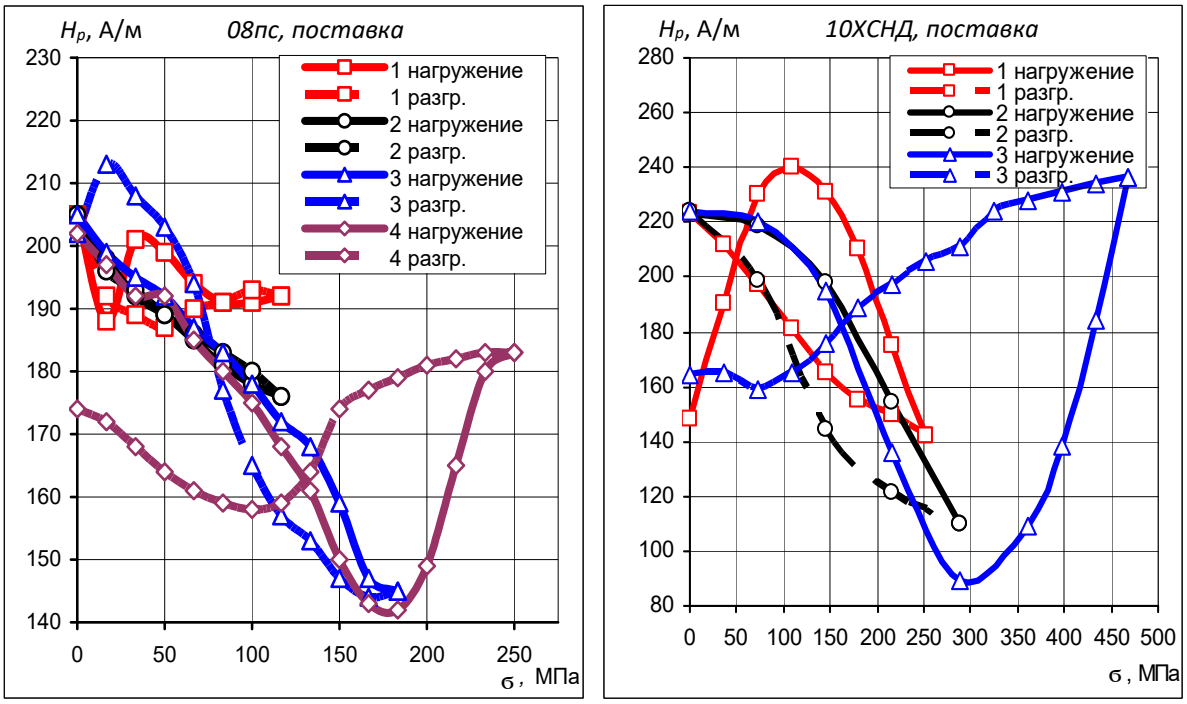

Рис. 35. Зависимость напряженности магнитного поля H_p от одноосных напряжений растяжения для образцов из сталей в состоянии поставки: *а* – 08пс; *б* – 10ХСНД

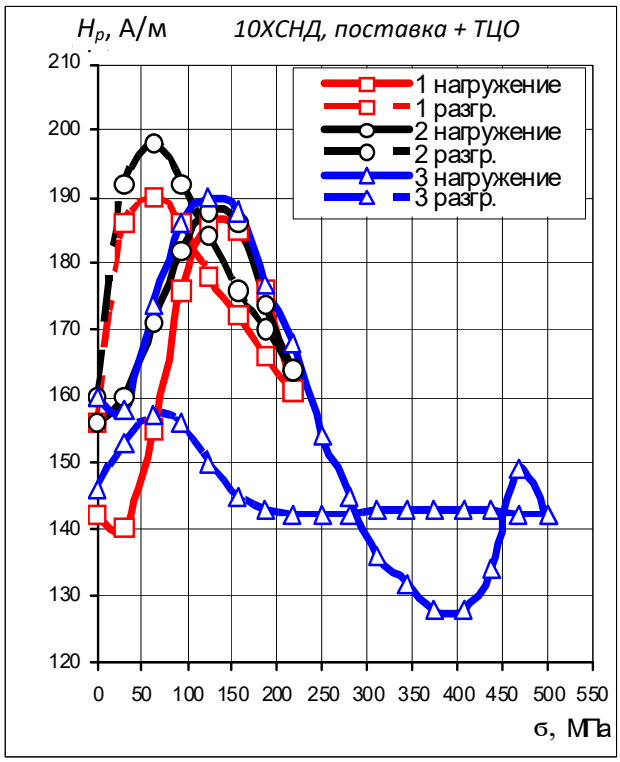

Рис. 36. Зависимость напряженности магнитного поля H_p от напряжений растяжения для образцов из стали 10ХСНД в состоянии поставка + ТЦО

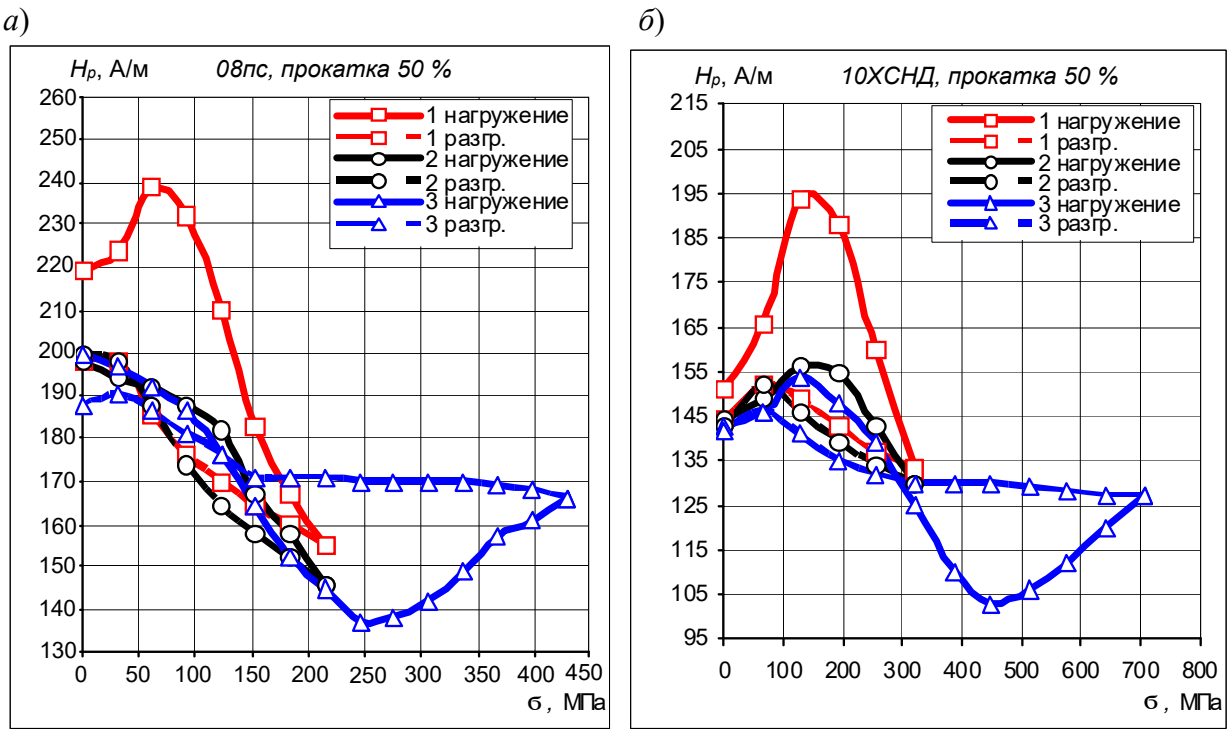

Рис. 37. Зависимость напряженности магнитного поля H_p от одноосных напряжений растяжения для образцов из сталей в состоянии поставка + прокатка на ε = 50 %: *а* – 08пс; *б* – 10ХСНД

Необходимо отметить, что изменение формы петли магнитного гистерезиса существенно зависит от вида предшествующей обработки. Так, для образцов, прошедших отжиг при 1050 °С, снижение значений H_p начинается сразу же после снятия внешней нагрузки, тогда как у образцов с мелкозернистой структурой или после холодной пластической деформации значения H_p остаются на начальном уровне. Такая же зависимость изменения петли магнитного гистерезиса при намагничивании ферромагнетика в сильных магнитных полях наблюдается после отжига и после наклепа (рис. 38) [177], что свидетельствует об идентичности процессов намагничивания ферромагнитных материалов как в сильных магнитных полях, так и в слабом магнитном поле Земли, но при наличии действия напряжений.

Следовательно, установленная ваимосвязь между параметром H_p и действующими напряжениями σ при растяжении образцов из малоуглеродистой и низколегированной сталей с различной исходной структурой показывает, что при упругом деформировании растяжением с увеличением σ выше некоторой величины значения H_p уменьшаются, при деформации в пластической области увеличиваются, а минимум значений H_p с уменьшением размера зерен смещается в сторону более высоких действующих напряжений.

Снижение напряжений (разгружение) приводит к запаздыванию изменения значений магнитного параметра H_p из-за чего и образуется петля магнитного гистерезиса. При уменьшении исходного размера зерен конструкци-

онной стали происходит все большее запаздывание значений параметра H_p и для самой мелкозернистой структуры, которое наблюдается почти до полного разгружения образцов. Такая же картина наблюдается и при разгружении лабораторных образцов, прошедших предварительную холодную пластическую деформацию, что свидетельствует о необратимом намагничивании образцов в слабом магнитном поле Земли.

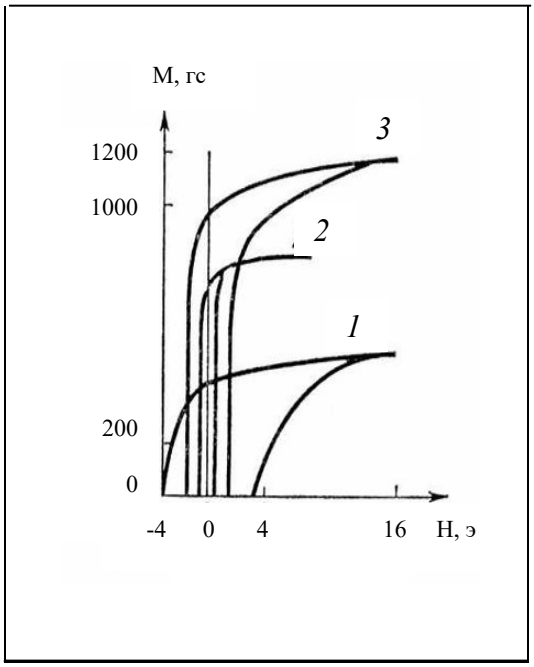

Рис. 38. Влияние вида обработки на форму петли магнитного гистерезиса:
1 – после наклепа; *2* – после отжига; *3* – кривая мягкого железа (для сравнения)

Для повышения достоверности результатов эксперементальных исследований сварных МК строительных машин представляет интерес оценка влияние многократного разгружения-нагружения элементов МК в зонах КН, работающих в пластической области деформирования, наблюдаемого в реальных условиях эксплуатации строительных машин. Проведенные экспериментальные исследования многократного нагружения-разгружения образцов в области пластического деформирования показали различный характер зависимости кривой H_p (σ) (рис. 39).

Ход кривых H_p для больших и менее значительных степеней деформации несколько отличается: для больших степеней деформации значения H_p остаются практически неизменными вплоть до полного разгружения образцов, а для зон с небольшими степенями деформации в упругой области деформирования наблюдаются существенные изменения H_p. Разнообразный характер изменения магнитного параметра H_p при разгружении объектов исследования позволяет оценить степень пластической деформации металла в зонах КН, характеризующей опасность выявленных зон. Прохождение пла-

стической деформации и ее степень можно подтвердить проведением металлографического анализа.

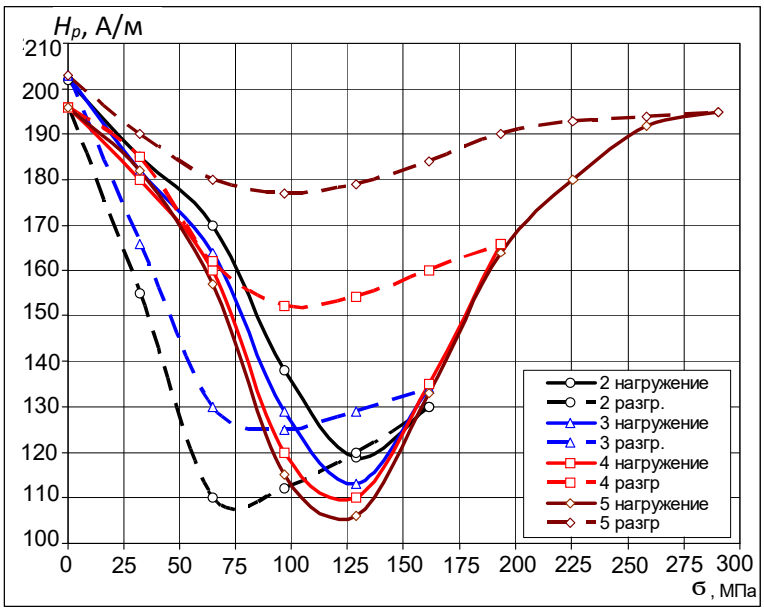

Рис. 39. Зависимость напряженности магнитного поля рассеяния H_p от одноосных напряжений растяжения σ при циклическом нагружении и разгружении образцов из стали 08пс (состояние поставки) в области пластического деформирования

Для практической оценки фактического НДС сварных МК по результатам экспериментальных исследований проведен регрессионный анализ данных и получены частные (для конкретного исходного структурного состояния) и обобщенные (учитывающие совокупность структурных состояний) графические параметры H_p от действующих напряжений H_p (σ) для сталей с различной исходной структурой и химическим составом.

Показано, что при известных структурных и механических параметрах конструкционной стали при косвенном определении действующих напряжений следует использовать частную (для данного структурного состояния) графическую зависимость, а при неизвестных параметрах используют обобщенную зависимость. В первом случае точность определяемых действующих напряжений значительно выше: погрешность составляет 10–12 %, во втором случае не превышает 15–25 % (рис. 40).

Установлено, что полученные частные и обобщенные графические зависимости хорошо согласуются с экспериментальными данными, что позволяет использовать их при определении действующих напряжений в зонах КН элементов сварных металлоконструкций строительных машин.

Для расширения предела возможностей разработанной методики и интенсификации процесса практического косвенного определения действующих напряжений в опасных зонах КН элементов сварных МК была проведена математическая обработка экспериментальных данных, характеризующих

взаимосвязь напряженности магнитного поля рассеяния H_p и действующих напряжений σ для сталей 08пс, Ст3 и 10ХСНД, и получены прямые и обратные графические и аналитические зависимости. Квадратичная зависимость σ (H_p) имеет следующий вид:

$$\sigma = a\,H_p^2 + b\,H_p + c, \tag{14}$$

где σ и H_p – текущие величины действующих напряжений и напряженности магнитного поля рассеяния соответственно; *a*, *b*, *c* – экспериментальные коэффициенты уравнений, зависящие от структурного состояния металла.

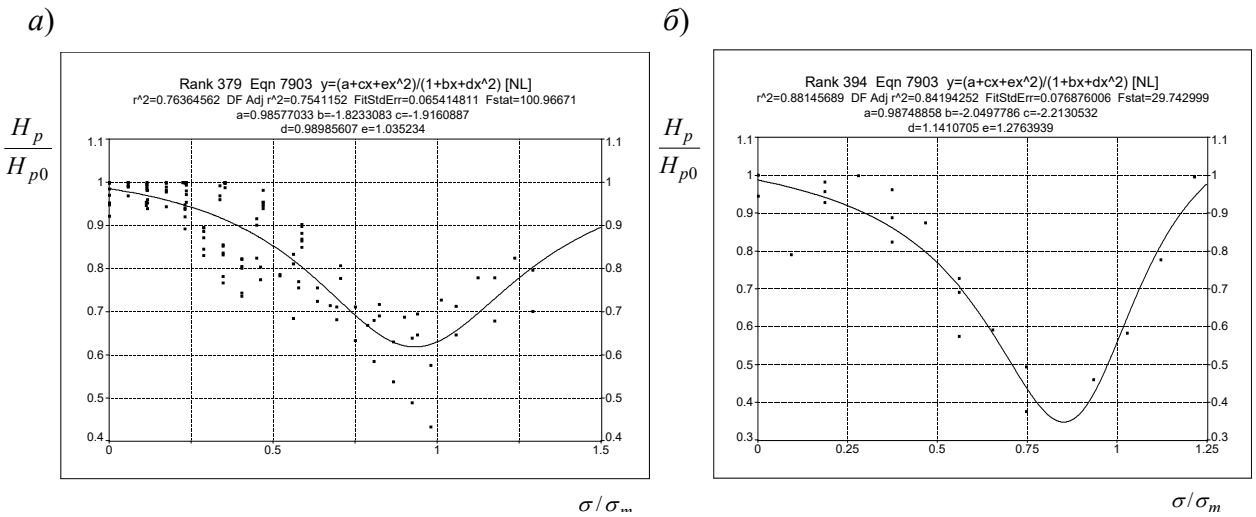

Рис. 40. Графическое представление регрессионных зависимостей для стали 10ХСНД: *а* – частная зависимость (состояние поставки); *б* – обобщенная (совокупность структурных состояний)

Приведенные в табл. 7 экспериментальные коэффициенты для исследуемых сталей применимы при оценке НДС металлоконструкций СМ из сталей, близких к исследуемым по химическому составу и свойствам, и имеющих соответствующие уровни остаточной намагниченности металла.

Таблица 7

Марка стали	Вид обработки	Коэффициенты уравнений			Коэффициент корреляции R^2
		a	*b*	*c*	
08пс	Поставка	0,0479	–22,2211	2543,4956	0,99
	Поставка + отжиг 900 °С	–0,0486	12,3890	–593,0803	0,86
Ст3	Поставка	0,0512	–10,9232	572,9132	0,91
	Поставка + отжиг 900 °С	–0,0014	–0,0581	210,9200	0,97
10ХСНД	Поставка	–0,0126	2,0722	200,3972	0,95
	Поставка + отжиг 900 °С	–0,0091	13,3543	132,9761	0,93

Учитывая идентичность процессов намагничивания конструкционных сталей 08пс, Ст3 и 10ХСНД при их упругопластическом деформировании в слабом магнитном поле Земли, полученные зависимости H_p (σ) могут быть распространены и на другие стали, близкие к исследуемым по химическому составу и механическим свойствам.

Проведенные экспериментальные исследования при циклическом упругопластическом деформировании малоуглеродистых сталей 08пс, Ст3 и низколегированной стали 10ХСНД позволили установить следующее:

- пассивный феррозондовый контроль поверхности сварных МК феррозондовым преобразователем (после деформационной, деформационно-термической и термической обработок) позволяет без предварительной подготовки поверхности выявлять зоны КН по аномальному отклонению значений магнитного параметра H_p;
- при растяжении образцов в упругой области деформирования увеличение напряжений σ приводит к снижению значений магнитного параметра H_p, а снижение напряжений – к увеличению этих значений;
- по характеру изменения параметра H_p при циклическом упругом деформировании можно судить о знаке напряжений (растяжение, сжатие);
- проведение первого цикла нагружение-разгружение в упругой области деформирования стирает магнитную и механическую предысторию образцов, петля магнитного гистерезиса в начальном и конечном значениях H_p не замыкается. Второе и последующее циклическое нагружение делает возможным замыкание петли магнитного гистерезиса и сближение ее восходящей и нисходящей ветвей, что повышает степень достоверности результатов последующих измерений;
- нагружение образцов в области закона Гука соответствует пропорциональному приращению магнитного параметра H_p и изменению действующих напряжений. Отсутствие пропорциональности свидетельствует о превышении действующих напряжений предела пропорциональности металла, приращение значений H_p (по модулю) замедляется, и тем больше, чем ближе действующее напряжение к пределу текучести металла;
- более значительным изменениям параметра H_p пластической области деформирования соответствуют и более высокие напряжения, что дает возможность оценить степень опасности выявленных зон КН в металлических конструкциях строительных машин;
- при растяжении образцов в пластической области деформирования с повышением действующих напряжений наблюдается увеличение значений H_p, при снятии внешней нагрузки H_p уменьшаются. В зоне КН, претерпевающей пластическую деформацию, возможна оценка степени пластической деформации и действующих напряжений: при небольших степенях деформации изменение H_p при нагружении незначительно, с дальнейшим повышением действующих напряжений прирост H_p увеличивается, далее замедляется рост

H_p, образуется трехстадийный характер изменения значений H_p при повышении действующих напряжений;

- образцы с мелкозернистой структурой и после холодной пластической деформации при разгружении в пластической области показывают более сильный магнитный гистерезис, чем для сталей с крупнозернистой структурой: увеличение ширины петли магнитного гистерезиса свидетельствует о повышении степени опасности зоны КН, что необходимо учитывать при техническом диагностировании элементов сварных МК;
- наличие зон КН в элементах с ослабленным сечением (включая общие и локальные зоны коррозионных повреждений) приводит к резкому изменению значений H_p как при нагружении, так и разгружении, что, вероятно, связано с более высокими действующими напряжениями вследствие ослабления контролируемого сечения в результате коррозионного износа. В этом случае более высокому (по модулю) приращению параметра H_p соответствуют и более высокие действующие напряжения, определяющие наиболее опасную из исследуемых зон.

По результатам исследований выявлена взаимосвязь между структурой, магнитными и механическими параметрами, которая позволяет проводить достоверную оценку структурного состояния металла и действующих напряжений в сварных соединениях и элементах сварных МК с применением других методов пассивного феррозондового метода контроля.

Глава 7. ПАССИВНЫЙ ФЕРРОЗОНДОВЫЙ КОНТРОЛЬ И ОЦЕНКА НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

7.1. Факторы, влияющие на работоспособность сварных металлических конструкций

Сварные металлоконструкции строительных машин изготавливают из листового прокатного металла малоуглеродистых и низколегированных сталей без проведения термической обработки металла после сварки. Поставляемый металл конструкционных сталей имеет ферритно-перлитную структуру, и в зависимости от толщины используемых листов, прокатную текстуру. Сварные соединения таких сталей во всех случаях обладают структурной и механической неоднородностью. Режимы и технология сварки сталей определяются как типом конструкции, так и условиями ее эксплуатации и характером термообработки до и после сварки.

Главные причины разрушения сварных МК по данным Международного института сварки (МИС) показаны в табл. 8.

Таблица 8

Причины разрушения сварных конструкций	Количество случаев разрушения, %
Нерациональность спроектированных конструкций, в том числе:	28,8
неправильное конструирование	22,5
введение сварных узлов в участки повышенных напряжений	6,3
Наличие дефектов в сварных соединениях в, том числе:	21,3
дефекты в швах или высокие остаточные напряжения	12,5
дефекты формирования швов	8,8
Повышенные напряжения при эксплуатации, чрезмерные нагрузки	20,0
Нарушение технологии сварки трудносвариваемых сталей	18,7
Влияние коррозии	5,0
Неправильная подготовка перед сваркой	3,7

К самым важным факторам, влияющим на работоспособность сварных металлоконструкций, можно отнести:

- дефекты в сварных соединениях;
- высокие остаточные напряжения;
- повышенные напряжения при эксплуатации;
- влияние коррозии.

Свойства металла конструкций могут значительно ухудшаться из-за структурных изменений металла (рост зерен, образование закалочных структур, отпускная хрупкость металла и др.) [75]. Влияние этих факторов на прочность и долговечность элементов конструкций рассматривают во многих фундаментальных работах [15, 204]. Однако факторы, влияющие на работоспособность сварных соединений, так же, как остаточные напряжения, дефекты и т. д., могут быть соизмеримы с концентрацией напряжений [15, 27, 30, 31].

Поэтому изучению влияния этих факторов на надежность и безопасность эксплуатации сварных металлоконструкций посвящено много экспериментальных работ [15, 204].

Под концентрацией напряжений понимается местное повышение напряжения в зонах резкого изменения сечения деформируемого тела [114]. В сварных МК концентраторами напряжений могут быть конструктивные и технологические вырезы, надрезы, резкие переходы сварных швов на основной металл, различные дефекты сварочного шва и зоны термического влияния, конструктивные несплошности, структурная и механическая неоднородность металла сварных соединений.

Поэтому при выборе сварочных материалов и режимов сварки всегда стремятся к тому, чтобы свойства различных зон и участков сварного соединения были не ниже свойств основного металла или же прочность сварного соединения отождествлялась с прочностью основного металла наиболее слабого участка. Наиболее желательным является достижение однородности структуры механических свойств во всем сварном соединении, что не всегда является возможным.

С целью повышения работоспособности сварных МК необходимо при разработке технологии сварки учитывать ее влияние на сплошность сечений, неоднородность и появление остаточных напряжений и тем самым на возможность разрушения металлоконструкций при длительной эксплуатации.

Обычно изменение НДС структуры и свойств металла в процессе сварки тесно связано с условиями формирования и кристаллизации сварочной ванны, а также протекающими структурными превращениями. В настоящее время этот вопрос недостаточно изучен, поэтому расчетные методы определения НДС металла дают тем большую погрешность, чем ближе к линии сплавления находится рассматриваемая зона или участок.

Существенное влияние на надежность и работоспособность сварных соединений и элементов сварных МК оказывают такие факторы:

- структурная неоднородность сварных соединений;
- сложность формы сварной металлоконструкции;
- повышенное рассеяние свойств металла;
- наличие остаточных напряжений в элементах и узлах сварных конструкций;

- диффузионные процессы, проходящие в сварном шве;
- наличие температурных интервалов хрупкости;
- сравнительно низкие температуры эксплуатации сварных конструкций.

Структурная неоднородность металла в различных зонах сварного соединения может возникнуть под действием термодеформационного цикла сварки. При этом граница разнородных металлов является дополнительным концентратором напряжений чаще всего тогда, когда конструкция эксплуатируется при переменной температуре. В работах [3, 89] показано, что неоднородные прослойки значительно осложняют оценку прочностных свойств сварного соединения.

Сложность формы сварных металлоконструкций всегда выше, чем у несварных в связи с тем, что сварка предназначена для соединения и укрупнения различных деталей узлов и элементов. Поэтому в сварном шве и в зоне термического влияния часто неизбежно возникновение острых концентраторов напряжений. Так, нахлесточные соединения в сварных МК практически невозможно изготовить без трещиноподобного непровара в корне сварного шва. Появление концентратора на линии сплавления углового шва, хотя и имеет тупой угол при вершине, но при радиусе перехода, близком к нулю, обычно дает более высокую концентрацию напряжений, чем в корне того же сварного шва [14]. Концентрацию напряжений на линии сплавления можно уменьшить механической обработкой швов, однако это не дает эффекта при наличии хотя бы на какой-то части длины линии сплавления небольшой трещины, которую трудно обнаружить неразрушающими методами контроля [15].

Повышенное рассеяние свойств металла в различных зонах и местах сварных соединений, по сравнению с основным металлом, затрудняет усилия по сближению расчетной прочности с фактической, так как повышение точности расчетов возможно только после обеспечения стабильности получаемых исходных данных.

Наличие остаточных напряжений оказывает значительное влияние на прочностные свойства, стабильность размеров сварных конструкций. При проведении расчетов наибольшие трудности вызывает учет взаимодействия остаточных напряжений в металле с эксплуатационными, особенно при переменных внешних нагрузках.

Одной из основных причин образования сварочных остаточных напряжений и деформаций в металле являются неравномерный нагрев различных зон и мест сварного соединения, структурные превращения, а также пластическая деформация металла во время термического цикла сварки. Неравномерный нагрев и охлаждение металла, а также от структурные превращения, сопровождающиеся образованием внутренних напряжений и деформаций. Собственные напряжения и деформации в сварном соединении существуют при отсутствии каких-либо нагрузок.

Величина остаточных напряжений и деформаций в значительной степени зависит от режимов сварки, размеров и формы изделия, теплофизических и механических свойств металла и т. д., а зона их нахождения определяется прошедшими пластическими деформациями. Их образование сопровождается изменением механических и теплофизических свойств металла, фазовыми и структурными превращениями металла, объемностью НДС и другими факторами [15, 82, 87], учет которых при проведении расчета связан со значительными трудностями.

Диффузионные процессы, проходящие в процессе получения сварного соединения, способствуют насыщению металла газами (водородом и др.) в процессе сварки. Они являются основным фактором, снижающим пластичность металла в зоне сварного шва и зоне термического влияния и приводящим к образованию холодных трещин [121]. Особенно важную роль в изменении свойств металла шва и околошовной зоны играет диффузия углерода и других элементов в процессе сварки.

Температурные интервалы хрупкости оказывают существенное влияние на механические свойства сварных соединений. При сварке металл в результате структурных превращений и диффузии различных элементов и примесей приходит в такое состояние, при котором границы зерен имеют значительно меньшую прочность, чем сами зерна. Поэтому концентрация деформаций в небольших зонах сварных соединений приводит к резкому уменьшению пластичности металла и возникновению трещин. Такие явления наблюдаются при завершении кристаллизации металла [186], что способствует возникновению горячих или кристаллизационных трещин при резком охлаждении металла и протекании структурных превращений (закалочные трещины) [121], в случае диффузии водорода на границах зерен (холодные трещины) [15].

В интервале низких температур у конструкционных сталей, широко используемых в сварных конструкциях, наблюдается существенное уменьшение ударной вязкости в зоне КН, что может привести к хрупкому разрушению. Такое отрицательное влияние низких температур на сварные МК может быть связано [223]:

- со значительным изменением химического состава сварного шва;
- весьма неблагоприятными режимами сварки;
- наличием примесей во флюсе и других сварочных материалах;
- сравнительно плохой защитой металла от окружающей среды;
- значительным насыщением металла при сварке водородом.

Значительную часть разрушений при низких температурах составляют разрушения, вызванные действием переменных нагрузок и усталостью металла [113, 154]. Кроме того, из-за низкой вязкости сталей при отрицательных температурах критические размеры трещин могут быть небольшими, что затрудняет их выявление неразрущающими методами. В то же время количе-

ство разрушений эксплуатируемых сварных конструкций показывает, что число их растет с увеличением срока службы, и с наступлением холодов количество разрушений возрастает [238].

7.2. Пассивный феррозондовый контроль НДС сварных соединений

Самыми распространенными местами разрушений сварных металлоконструкций являются сварной шов и зона термического влияния. Эти зоны даже при отсутствии дефектов являются концентраторами напряжений, так как при охлаждении зоны сварки появляется резкий перепад температур, приводящий к изменению структуры металла в области сварного шва и зоны термического влияния, появлению различных инородных включений, возникновению термических напряжений и трещин. Поэтому возникает вопрос: какие зоны и места сварного соединения являются наиболее опасными, и какие из них необходимо контролировать в первую очередь. В силу этого представляет научный и практический интерес оценка степени опасности основных зон и участков сварного соединения сварных металлоконструкций (рис. 41).

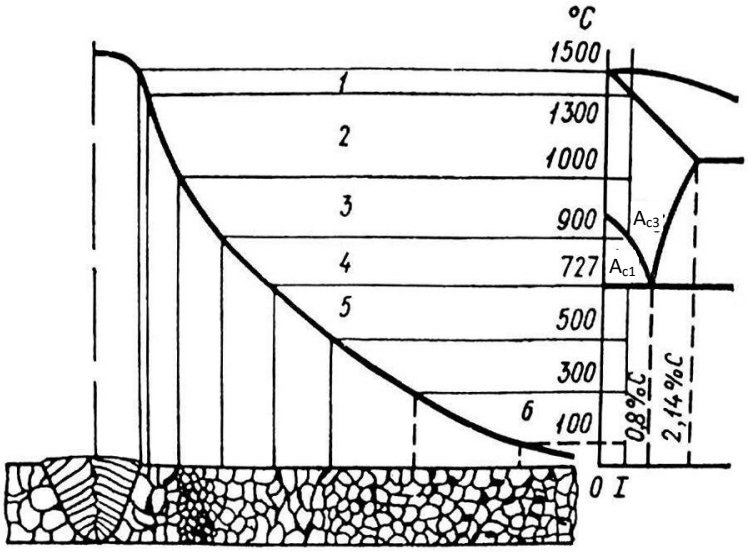

Рис. 41. Схема строения сварного соединения при сварке стыкового шва:
1 – зона сплавления; *2* – участок перегрева; *3* – участок полной перекристаллизации;
4 – зона частичной перекристаллизации; *5* – зона высокотемпературного отпуска;
6 – зона низкотемпературного отпуска и механического влияния

При проведении экспериментальных исследований применялись плоские сварные образцы из стали Ст3 толщиной 2, 4 и 8 мм, у значительной части которых снималось усиление. При механических испытаниях во время остановок проводилось измерение значений напряженности магнитного поля рассеяния H_p в зоне сварного шва, зоне сплавления с участком перегрева и в зоне основного металла.

Так как реальные сварные МК работают в условиях упругой деформации, важно проследить изменение H_p от действующих напряжений в сварном соединении при малоцикловом упругом деформировании.

Проведенные испытания на сварных образцах без снятия утолщения сварного шва показали, что существенное изменение магнитного параметра H_p проходило в зоне сплавления основного металла со сварным швом, что могло свидетельствовать о наличии в этой зоне контроля более высоких действующих напряжений. Наличие такой локальной зоны концентрации напряжений, по нашему мнению, вызвано следующими факторами: во-первых, наличием технологических концентраторов напряжений (малые радиусы перехода от сварного шва к основному металлу), во-вторых, влиянием структурной и механической неоднородности металла в зоне сплавления с участком перегрева, полученном при кристаллизации, или их совместным влиянии.

Для исключения влияния технологического концентратора сварных соединений при механических испытаниях исследовались образцы со снятым утолщением. Типичные зависимости значений H_p от действующих напряжений σ в контролируемых зонах при одноосном упругом растяжении образцов показаны на рис. 42. Из рисунка видно, что независимо от зоны контроля значительные изменения параметра H_p наблюдаются при первом цикле нагружение-разгружение. С увеличением действующих напряжений σ происходит уменьшение напряженности магнитного поля H_p, при снятии внешней нагрузки – повышение H_p. При циклическом изменении действующих напряжений в результате приложения и снятия внешних нагрузок формируется петля магнитного гистерезиса. Первый цикл нагружение-разгружение не способен замкнуть петлю магнитного гистерезиса (конечные значения H_p после разгружения не совпадают с исходными значениями). Второй и последующие циклы упругого деформирования замыкают петлю магнитного гистерезиса.

При втором цикле значения H_p при нагружении и разгружении образцов практически сближаются друг с другом, что заметно по расположению ветвей петли магнитного гистерезиса, при этом конечные значения H_p практически совпадают с исходными. Следовательно, независимо от магнитной предыстории металла, начиная со второго цикла нагружения, изменение значений H_p от σ развивается идентичным образом. Таким образом, полученные зависимости H_p (σ) достаточно полно согласуются с экспериментальными данными, полученными в области упругого деформирования образцов из конструкционных сталей.

Анализ зависимостей H_p (σ) (см. рис. 42) показал, что наименьшие изменения H_p в процессе второго и третьего нагружений присущи зоне основного металла. В зоне же сплавления с участком перегрева и зоне сварного шва отмечается более существенное изменение H_p, что говорит о наличии более высоких действующих напряжений. Следовательно, такое изменение

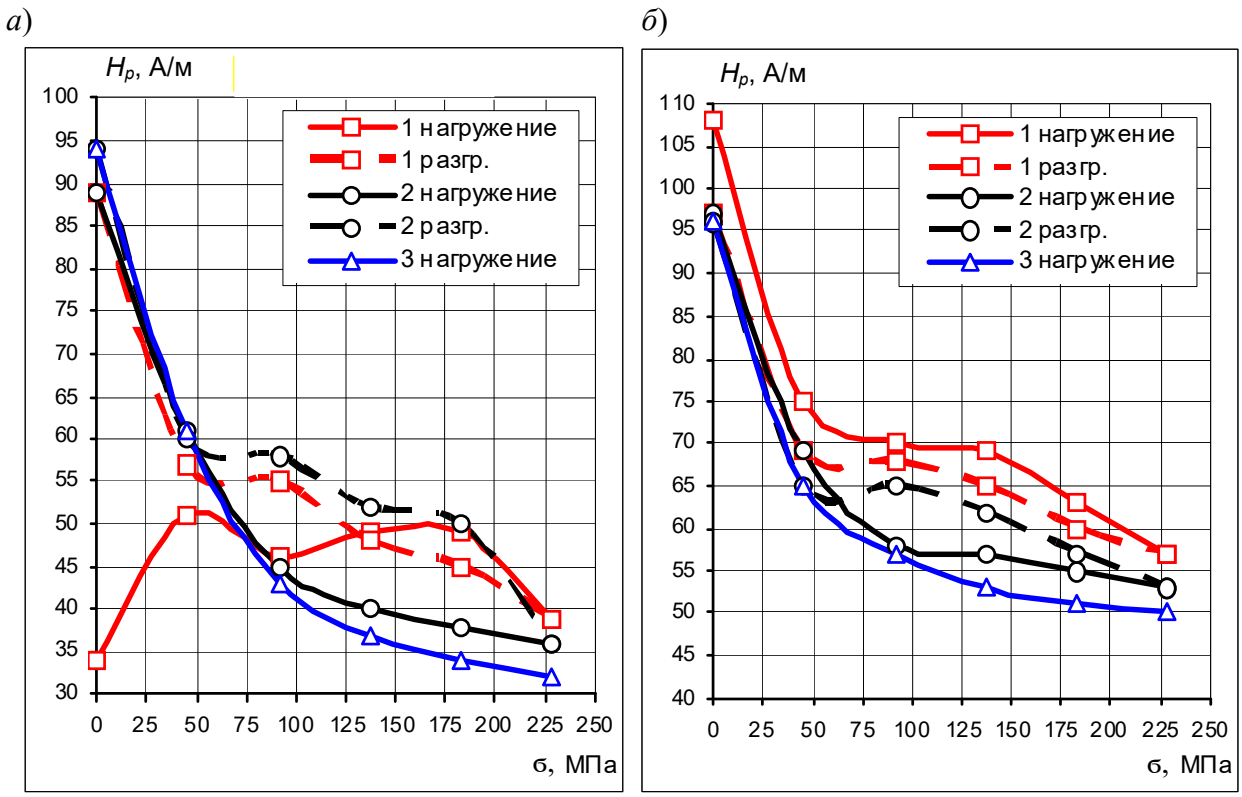

Рис. 42. Зависимость напряженности магнитного поля рассеяния от внутренних напряжений в сварном соединении из стали Ст3 со снятым усилением:
а – в зоне сплавления основного металла со сварным швом;
б – в зоне основного металла

магнитного параметра от действующих напряжений, вероятно, связано со структурой сварного соединения, которая, в свою очередь, определяется исходной структурой свариваемых материалов, характером физического воздействия на него и степенью завершенности фазовых и структурных превращений, протекающих при сварке. Самое большое число структурных изменений при сварке наблюдается в металлах, претерпевающих полиморфные превращения. Независимо от присутствия или отсутствия у металла полиморфного превращения в сварном соединении можно выделить три основных области (рис. 43).

Первая – это область, где металл был нагрет до температуры выше линии солидуса и находился в жидком или твердожидком состоянии, вторая область – в зоне термического влияния, где температура нагрева была достаточна для полного или частичного протекания фазовых превращений и рекристаллизации, третья – область механического и термомеханического влияния, где температура нагрева металла и время его пребывания при этой температуре недостаточны для протекания различных процессов фазовых превращений и рекристаллизации. В этой области сварного соединения сохраняются изменения, вызванные пластической и упругой деформацией металла под действием сварочных напряжений. В области основного металла

в результате сварки возникают напряжения, не сопровождающиеся пластической деформацией металла.

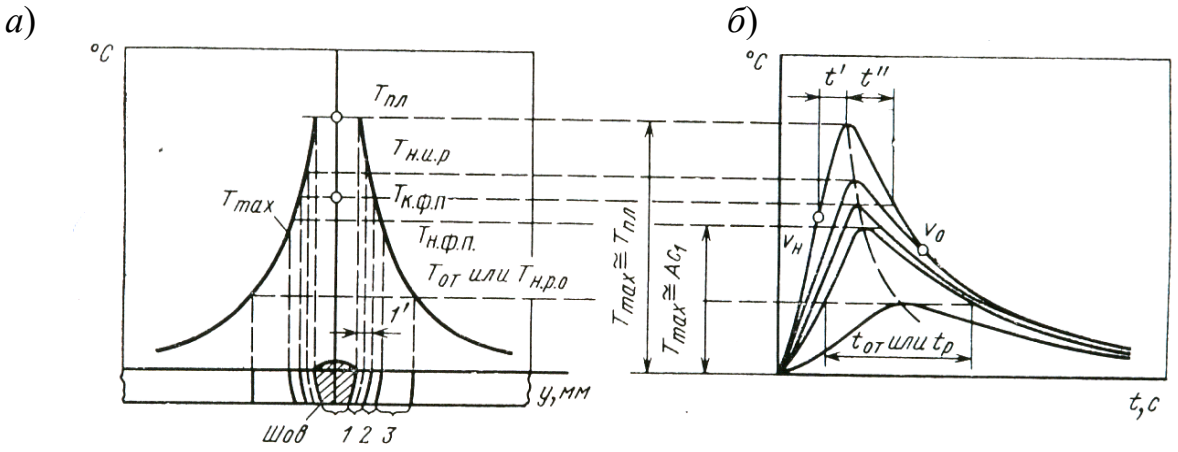

Рис. 43. Строение зон стыкового сварного соединения сталей с полиморфным превращением: *а* – распределение максимальных температур T_{max} поперек шва и соответствующие им участки зоны термического влияния; *б* – термические циклы на границах отдельных участков зоны термического влияния: $T_{пл}$ и $T_{н.и.р}$ – температуры плавления и начала интенсивного роста зерна; $T_{н.ф.п}$ и $T_{к.ф.п}$ – температуры начала и конца фазового превращения при нагреве; $T_{от}$ и $T_{н.р.о}$ – температуры отпуска закаленного основного металла перед сваркой и начала рекристаллизации обработки

Следует подчеркнуть, что в металле сварного шва и зоне сплавления наблюдаются наибольшие изменения химического состава металла, его неоднородность, а также образование дефектов сварного соединения (поры, горячие и холодные трещины [15]).

Проведенный металлографический анализ сварных соединений конструкционных сталей показал, что в них присутствуют различные зоны структурных изменений при сварке, характерные для углеродистых и низколегированных сталей. Для проведения микроструктурного анализа применялся комплекс приборов, рассмотренных в гл. 2. Величина зерна определялась методом секущих (метод Глаголева) [207] по результатам 5–9 измерений при 650-кратном увеличении. Данные металлографических исследований обрабатывались математически.

Микроструктура сварного шва и зоны сплавления образца из стали Ст3 после механических испытаний в упругой области деформирования представлены на рис. 44. При этом видно, что металл сварного шва имеет характерное дендритное строение, размеры, форма, степень химической однородности и направленность которого определяются условиями сварки и свойствами свариваемого металла. Так как металл в этой зоне нагревается до температуры выше линии ликвидуса, то это и определяет интенсивное развитие химических реакций и металлургических процессов между металлом шва и газами атмосферы, а также сварочными материалами (электродными покрытиями, флюсами и защитными газами).

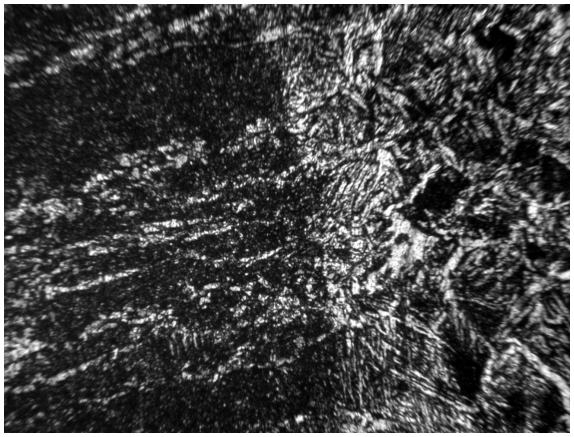

Рис. 44. Микроструктура стыкового сварного соединения из стали Ст3 в зоне сварного шва и зоне сплавления, ×200

Следует отметить, что во всех металлах и сплавах, кристаллизующихся в неравновесных условиях, столбчатая зона с преимущественной ориентацией образуется благодаря дендритному росту. При этом границы между кристаллами, формирующиеся по мере продвижения в расплав кристаллических решеток твердой фазы, обычно также вытянуты в направлении роста (рис. 45).

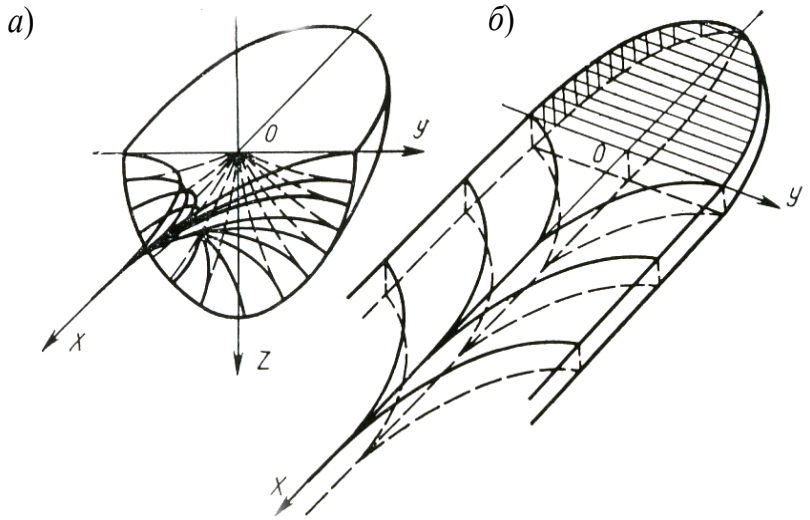

Рис. 45. Траектории роста кристаллитов в сварочной ванне при схемах кристаллизации:
а – пространственной; *б* – плоской

При сварке тонких листов встык (рис. 45, *б*), пространственная схема кристаллизации сменяется плоской, т. е. криволинейные оси роста кристаллитов оказываются расположенными в параллельных плоскостях. При этом малый объем сварочной ванны и большая кривизна оплавляемой поверхности являются причиной того, что столбчатые кристаллиты в сварном шве более разориентированы, чем в слитках, что и демонстрирует рис. 45.

К металлу шва примыкает зона сплавления, которая отчетливо просматривается на рис. 44, где металл был нагрет до твердожидкого состояния. Ширина зоны сплавления зависит от состава металла и температурного режима нагрева и охлаждения, т. е. от положения неравновесных температур ликвидуса и солидуса. Именно в этой зоне наблюдаются наиболее значительные изменения химического состава и свойств металла как за счет особенностей кристаллизации, так и вследствие протекания диффузионных процессов.

Так, изменение строения перлита в этих зонах в малоуглеродистых сталях, обусловленное высокими скоростями охлаждения, приводит к снижению пластичности и увеличению прочности металла шва (рис. 46). Весьма важным является участок перегрева, где температура нагрева стали изменяется от A_{c3} до линии солидуса. Эта зона характеризуется тем, что в металле этой зоны могут происходить полные структурные и фазовые превращения, характерные для стали. Характерная крупнозернистая микроструктура исследуемой стали Ст3 для участка перегрева показана на рис. 47.

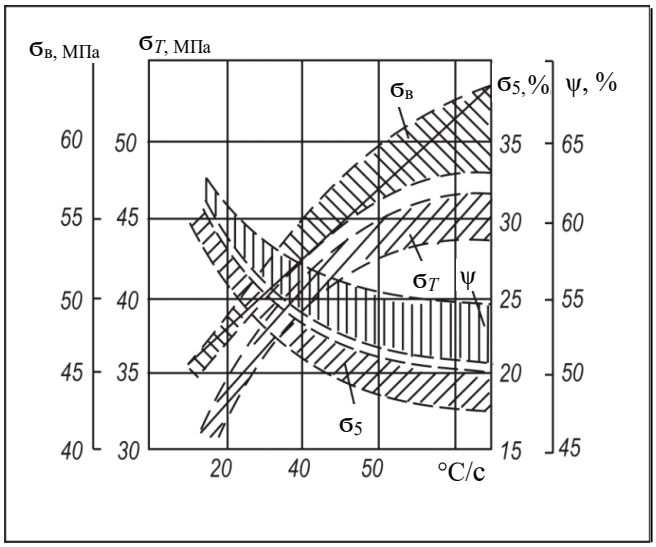

Рис. 46. Зависимость между скоростью охлаждения
и механическими свойствами металла шва

Микроструктура основного металла показана на рис. 48. Видно, что структура основного металла более мелкозернистая, чем в сварном шве и зоне сплавления с участком перегрева (см. рис. 44, 47), и поэтому имеет повышенные механические свойства. Более низкие механические свойства металла в сварном шве и зоне сплавления с участком перегрева, вероятно, обусловлены бóльшим размером зерен по сравнению с основным металлом. В работе [208] показано, что с уменьшением размера зерен увеличиваются пределы текучести, прочности, твердость, усталостная прочность и ударная вязкость.

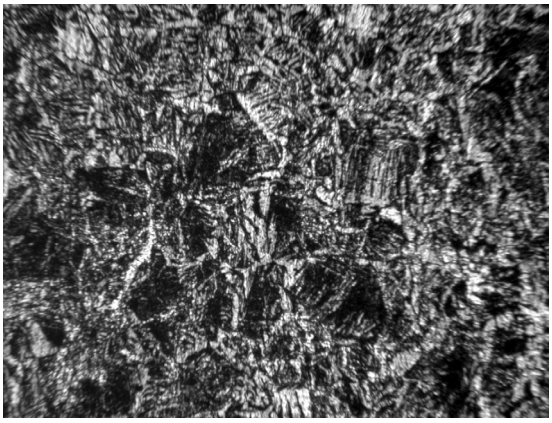

Рис. 47. Микроструктура стыкового сварного соединения
из стали Ст3 в зоне перегрева, ×200

Следовательно, зонами и участками с наибольшими действующими напряжениями являются сварной шов и зона сплавления с участком перегрева. Но необходимо учесть, что в зоне сварного шва в реальных конструкциях рабочие действующие напряжения будут снижены за счет утолщения шва (в нашем случае утолщение снято), тогда как для зоны сплавления такой компенсации не предусматривается, что позволяет считать ее наиболее опасной.

Следует подчеркнуть, что зона сплавления и находящийся с ней рядом участок перегрева являются также местами вероятного образования горячих и холодных трещин. Для малоуглеродистых и низколегированных сталей в зоне нагрева свыше 1000 °С наблюдается значительный рост зерен, особенно при электрошлаковой и газовой сварке, что существенно снижает механические свойства сталей.

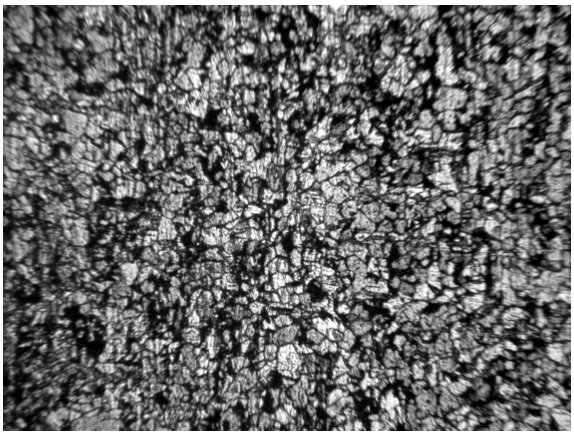

Рис. 48. Микроструктура стыкового сварного соединения
из стали Ст3 в зоне основного металла

Необходимо отметить, что наиболее опасной областью сварного соединения сварных МК является зона сплавления сварного шва и основного металла с участком перегрева, что подтверждается проведенными экспери-

ментальными исследованиями. Эта опасность усугубляется появлением при сварке опасных радиусов перехода от металла сварного шва к основному металлу (в среднем 0,4–0,8 мм), что способствует повреждению металла и зарождению трещин в малом объеме зоны термического влияния. В связи с этим при диагностировании сварных соединений МК в первую очередь необходимо контролировать зону сплавления сварного шва с основным металлом и участком перегрева и во вторую – сварной шов. Опасные зоны и места, в которых определяются действующие напряжения для последующего прочностного расчета, выявляются по максимальным величинам приращения магнитного параметра ΔH_p.

На участке полной перекристаллизации металла, имеющего самую мелкозернистую структуру (см. рис. 41), наблюдались наименьшие изменения напряженности магнитного поля H_p.

По результатам проведенных исследований разработана методика оценки НДС сварных соединений с учетом структурной и механической неоднородности металла.

7.3. Магнитный контроль сварных металлоконструкций с коррозионными повреждениями

При длительной эксплуатации сварные МК подвергаются воздействию агрессивных коррозионных сред, вследствие чего образуются коррозионные повреждения. Наиболее типичными дефектами при коррозионных повреждениях являются общие и локальные области уменьшения сечения элементов конструкций и появление концентраторов напряжений, особенно значительных при локальном коррозионном повреждении.

Одной из важных предпосылок при разработке методик контроля коррозионных повреждений считается то, что любой вид коррозии развивается в зонах КН, которые впоследствии являются источниками разрушения защитного покрытия металлов и последующего развития коррозии в этих зонах.

Надежное выявление зон КН, т. е. мест коррозионного износа, особенно в закрытых коробчатых элементах сварных конструкций, является весьма сложной задачей, так как традиционные методы и средства неразрушающего контроля направлены на поиск и нахождение конкретного дефекта. При использовании УЗ-толщиномеров для нахождения коррозионных повреждений требуется предварительная подготовка поверхности контроля с целью надежного контакта пьезоэлектрического преобразователя с металлом. Наиболее перспективным является пассивный феррозондовый метод контроля, позволяющий без подготовки поверхности проводить сплошное обследование предполагаемых мест коррозионных повреждений.

Учитывая вышесказанное, задача предотвращения коррозионного разрушения является важной составной частью повышения надежности и безопасности сварных металлических конструкций. Коррозионные повреждения

могут быть как локальными, так и общими. С целью оценки их влияния на магнитные свойства были проведены исследования на образцах из малоуглеродистой стали Ст3, имеющих различные коррозионные повреждения.

Результаты влияния действующих внутренних напряжений σ на изменение магнитного параметра H_p в зоне *1* с локальными коррозионными повреждениями и в близлежащей области *2* без повреждения и имеющей площадь поперечного сечения значительно больше, чем в зоне *1*, показаны на рис. 49. Измерение значений H_p при растяжении выполняли после каждой ступени нагружения вплоть до достижения в зоне *1* действующих напряжений, близких пределу текучести $\sigma_т$. Затем растяжение образца прекращали и ступенчато, как и при нагружении, разгружали испытуемый образец, измеряя при этом магнитный параметр H_p в зонах *1* и *2*.

Показано, что как в зоне *1*, так и в зоне *2* при ступенчатом нагружении происходит уменьшение значений напряженности H_p, а при ступенчатом разгружении их увеличение (см. рис. 49). При этом в зоне *1*, имеющей меньшее сечение, происходит более резкое снижение и увеличение значений H_p при нагружении и разгружении соответственно. Так, например, при повышении внешней нагрузки со 150 до 250 кг значение H_p в зоне *1* снижается с 202 до 155 А/м, их разность ΔH_p (по модулю) составляет 47 А/м (точки *3* и *3′*), в то же

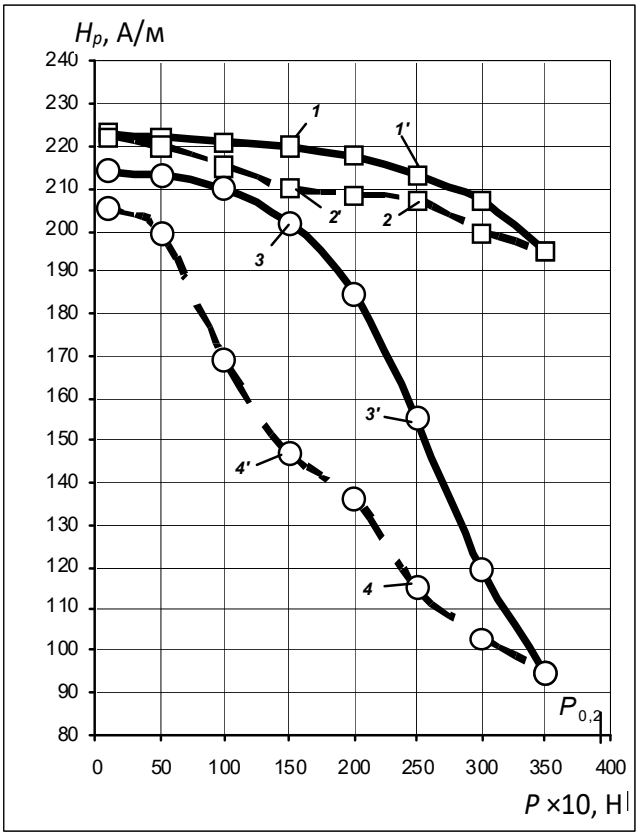

Рис. 49. Зависимость напряженности магнитного поля рассеяния H_p от приложенной нагрузки в зонах *1* (с локальным коррозионным повреждением) и *2* (без повреждения)

время в зоне *2* параметр H_p снижается с 220 до 213 А/м (точки *1* и *1'*), при этом разность значений ΔH_p (по модулю) в этой зоне составляет 7 А/м. При снижении нагрузки с 250 до 150 кг напряженность магнитного поля в зоне *1* повышается со 115 до 147 А/м, их разность ΔH_p составляет 32 А/м (точки *4* и *4'*), тогда как в зоне *2* напряженность H_p повышается с 207 до 210 А/м (точки *2* и *2'*), при этом разность значений ΔH_p в этой зоне составляет 3 А/м.

Резкое изменение значений H_p в зоне *1* связано с более высокими действующими напряжениями (за счет ослабления сечения) при одних и тех же нагрузках. Следовательно, более высокие приращения ΔH_p (по модулю) параметра H_p в зоне концентрации напряжений *1* свидетельствуют о более высоких действующих напряжениях, чем в зоне КН *2.* Таким образом, степень опасности выявленной зоны определяет не исходная величина H_p, которая в нашем случае для менее опасной зоны *2* несколько выше (223 А/м), чем в более опасной зоне *1* (214 А/м), а величина приращения (по модулю) значений ΔH_p при ступенчатом нагружении или разгружении образцов.

Следует констатировать, что повышение (снижение) действующих напряжений при увеличении (снижении) внешних нагрузок на образец приводит к снижению (повышению) значений H_p в контролируемых зонах, и, главное, что более высокому (по модулю) приращению ΔH_p отвечают более высокие действующие напряжения, определяющие наиболее опасную из исследуемых зон, которые имели близкие по величине начальные значения магнитного поля параметра H_p.

Необходимо отметить, что исходное значение H_p в зоне локального коррозионного повреждения было несколько ниже, чем в зоне без повреждения. Но и в этом случае в процессе нагружения-разгружения образца удается определить зону коррозионного повреждения по более высокому приращению значений H_p. В связи с этим появляется возможность оценить действующие напряжения при проведении ступенчатого нагружения и разгружения образца. При растяжении образца в упругой области деформирования, где выполняется закон Гука, равным приращениям внешней нагрузки P соответствуют и равные значения изменений магнитного параметра H_p, т. е. в этом случае действующие напряжения меньше предела пропорциональности $\sigma_{пр}$. Увеличение действующих напряжений более предела пропорциональности нарушает линейную зависимость H_p (σ) (в нашем случае при $P > 300$ кг), и поэтому действующие напряжения находятся выше предела пропорциональности.

Следовательно, при малоцикловом нагружении образцов можно определить не только зону локальных коррозионных повреждений, но и косвенно оценить величину действующих напряжений. Наличие общей коррозии характеризуется различием значений H_p от областей, не имеющих таких повреждений (рис. 50).

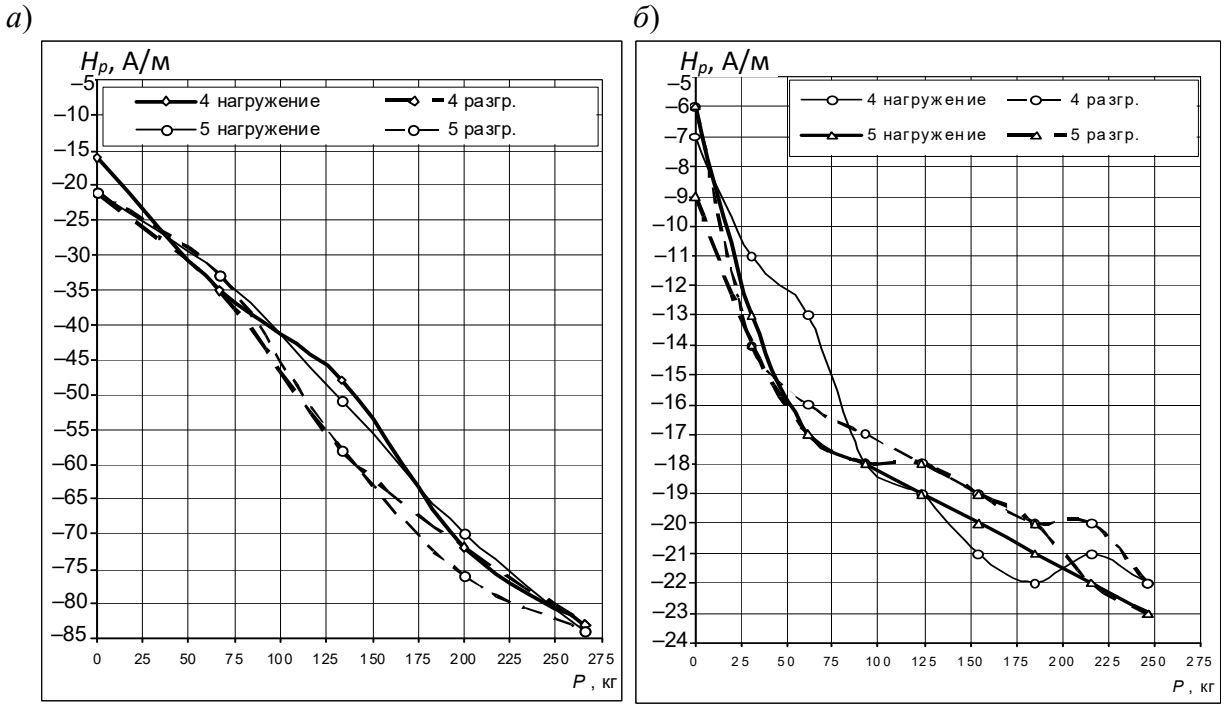

Рис. 50. Зависимость напряженности магнитного поля рассеяния от приложенной нагрузки: *а* – в зоне с общим коррозионным повреждением; *б* – в зоне без повреждения

Выявление зон коррозионных повреждений и определение в них действующих напряжений еще не гарантирует надежной и безопасной работы сварных МК. Необходим не только прочностной расчет сварных МК, но и учет динамики развития коррозионных повреждений, в связи с чем проведение исследований по выявлению действительного НДС сварных МК, работающих в агрессивных коррозионных средах, является актуальным.

Глава 8. МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА РАЗРУШЕНИЯ СВАРНЫХ МЕТАЛЛОКОНСТРУКЦИЙ, ЭКСПЛУАТИРУЕМЫХ В КОРРОЗИОННЫХ СРЕДАХ

8.1. Особенности поверхностного и объемного воздействия коррозионной среды на сварные металлоконструкции

При длительной эксплуатации сварных металлических конструкций коррозионная среда, контактируя с их элементами и сварными соединениями, оказывает как поверхностное, так и объемное воздействие на них. При поверхностном воздействии (коррозионный износ) изменяется площадь поперечного сечения элементов конструкции, вследствие чего изменяются другие геометрические характеристики, вызывая увеличение действующих напряжений состояния в элементах, что повышает вероятность их разрушения. Уменьшение размеров поперечных сечений элементов может привести к тому, что линейные геометрические соотношения окажутся непригодными, и возникнет необходимость перейти к геометрически нелинейным соотношениям.

Обычно при моделировании поверхностного воздействия корозионной среды задается модель коррозионного износа и проводится учет его влияния на геометрические характеристики поперечных сечений элементов МК. При наличии действующих напряжений, превышающих предел текучести, при прочностных расчетах конструкций следует учитывать возможность появления пластических деформаций, т. е. заранее выполнять прочностной расчет с использованием нелинейных физических соотношений или контролировать уровень действующих напряжений и переходить на другие физические соотношения при расчете элементов конструкции, в которых напряжения достигли предела текучести.

Объемное воздействие коррозионной среды может инициировать повреждения, непрерывно распределенные по объему, которые, накопившись, могут вызвать разрушение элементов конструкции при действующих напряжениях, не достигших опасных значений.

Поэтому для учета таких воздействий используется теория накопления рассеянных повреждений, в которой принимается, что в момент нагружения тела начинают происходить процессы накопления повреждений, описываемые кинетическими уравнениями относительно специально выбранного параметра поврежденности П, причем считается, что в исходном состоянии П = 0, а в момент разрушения П = 1. Таким образом, учет объемного воздействия агрессивной среды можно произвести, если считать коэффициенты кинетического уравнения накопления повреждений зависящими от уровня коррозионного повреждения элементов конструкции, характеризуемого неким скалярным параметром [150].

При наличии на металлоконструкции защитного покрытия прочностной расчет надо вести так, чтобы учитывалась совместная работа и конструкции, и защитного покрытия, что обычно приводит к появлению напряжений в покрытиях, интенсивному снижению их защитных свойств и преждевременному разрушению. В то же время конструктивные элементы с разрушенным защитным покрытием способны воспринимать действующие нагрузки как и прежде, но в этом случае необходио учитывать ускоренный коррозионный износ. Функционирование сварных металлических конструкций с защитными коррозионными покрытиями складывается из двух периодов: эксплуатация с защитным покрытием и без защитного покрытия.

8.2. Поведение и расчет металлических конструкций с учетом влияния коррозионной среды

При расчете сварных металлоконструкций, учитывающих влияние коррозионных сред, требуется разработка расчетной математический модели, т. е. совокупности уравнений, описывающих процессы деформирования и разрушения сварной МК, а также процессы взаимодействия элементов металла конструкции с коррозионной средой. Такой подход предполагает: идентификацию этих уравнений, оценку значений коэффициентов уравнений и подбор подходящих функций по результатам экспериментальных исследований, решение полученной совокупности уравнений и анализ поведения сварных металлоконструкций в различных условиях.

Основная черта диагностической модели, используемой для индивидуального прогнозирования, должна заключаться в обеспечении возможности объединения априорной информации об объекте, имеющейся на стадии проектирования, и апостериорных данных, полученных при эксплуатации. Большинство математических моделей создано для оценки живучести машин и конструкций на стадии проектирования [18, 214, 227], но наибольший интерес представляют такие диагностические модели, которые обеспечивают прогноз остаточного ресурса сварной конструкции на базе оперативной информации, полученной неразрушающими методами. В связи с этим возникает вопрос о выборе подходящих моделей или путей их разработки.

Многие авторы при исследовании воздействия агрессивной коррозионной среды на работоспособность сварных МК наибольшее внимание посвящали распространенному виду общей (сплошной) коррозии [146, 152, 157, 189], при которой наблюдается равномерное растворение или разрушение поверхности элементов металлоконструкций в коррозионной среде.

Справочные данные о влиянии коррозионных сред на металлы и сплавы представляют средние значения скорости коррозии [10]. Поэтому в нормативных методах расчета предполагается коррозионный износ учитывать увеличением толщины конструкции на величину, равную произведению средней скорости коррозии на срок службы конструкции [218].

Когда имеется локальная коррозия, ее влияние на несущую способность конструкции предлагается учитывать методом приведения, т. е. фактическое сечение заменять на условное сплошное, равноценное по критериям прочности и жесткости фактическому сечению [88].

Влияние действующих напряжений на скорость коррозии впервые было учтено В. М. Долинским, который предложил решение задачи прочностного расчета растягиваемой тонкостенной трубы, подвергающейся сплошной коррозии, скорость которой считалась линейной функцией интенсивности напряжений [115].

Автором [142] была предложена методология построения моделей металла конструкций, взаимодействующих с коррозионной средой, позволяющая систематизировать и унифицировать их построение. Задачи расчета и моделирования поведения конструкций в агрессивной среде с использованием банков математических моделей коррозионного износа рассматривались в работе [146], расчет конструкций с учетом совместного воздействия нагрузок, температур и коррозионного износа приведен в [145].

В работе [107] рассмотрены математические модели и методы, обсуждена возможность многокритериального подхода при оптимизации тонкостенных элементов МК. Для решения задачи определения напряженно-деформированного состояния и долговечности тонкостенных конструкций с произвольной геометрией и граничными условиями, взаимодействующих с коррозионной средой, часто применяется метод конечных элементов (МКЭ).

Метод МКЭ использовался в работе [107], при этом были разработаны математические модели задач оптимального проектирования тонкостенных конструкций с произвольной геометрией и граничными условиями, подверженных коррозионному износу. Следует отметить работы С. А. Тимашева, посвященные оценке надежности пластин и оболочек [221], В. Д. Райзера с сотрудниками по разработке теории надежности конструкций, подвергающихся коррозионному износу [189], работы Ю. Д. Вольберга [18], В. В. Филиппова [232].

Надежность и долговечность сварных МК в разных исследованиях определяется разными методами: с применением физических методов измерения износа, экспертным методом, вероятно-статистическим. Сущность физического метода заключается в экспериментальном изучении износов, приводящих к отказу металлоконструкций, разработке и использовании математических моделей износа, описывающих экспериментально изученный процесс снижения несущей способности конструкций. Вероятно, статистический метод основан на сборе статистических данных об отказах строительных металлоконструкций. Отличительной особенностью метода экспертных оценок является анализ информации, получаемой от специалистов, работающих в данной области [7]. Большой вклад в решение актуальной проблемы оценки несущей способности и долговечности МК внесли работы В. В. Филиппова с сотрудниками [231–234], в которых рассмотрено поведение строи-

тельных МК с учетом геометрических несовершенств различного вида и коррозионных повреждений.

Проблеме взаимодействия МК с агрессивными средами посвящено значительное количество работ [17, 72, 91, 159, 226, 244, 246], однако в большинстве из них проведены анализ и систематизация экспериментальных данных о влиянии коррозионных сред на техническое состояние, долговечность и стойкость строительных металлоконструкций. Значительно меньше работ, в которых разработаны теоретические подходы к прогнозированию поведения сварных МК в коррозионных средах.

8.3. Математические модели расчета металлических конструкций с незащищенными поверхностями

Прогнозирование остаточного ресурса сварных МК, длительно эксплуатирующихся в агрессивных средах, требует привлечения моделей, описывающих кинетику коррозионного разрушения сварных конструкций. Но изменение условий эксплуатации и другие факторы, влияющие на протекание коррозионных процессов, не дают возможности создать точную модель. Поэтому математическое моделирование коррозионного износа металла основывается на экспериментальных данных и затем сводится к математическому описанию процесса изменения некоторых основных параметров во времени, к которым можно отнести потерю массы, глубину коррозии, изменение площади сечения и др.

Существующие математические модели коррозионного износа конструкционных сталей можно разделить на два вида: модели, описывающие физико-химический процесс коррозии на причинном уровне, и феноменологические модели, дающие описание кинетики изменения параметров состояния в виде эмпирической зависимости во времени. Многие существующие модели относятся именно к этому виду.

При этом феноменологическая модель должна отвечать таким априорным требованиям:

- обязательно описывать полученные экспериментальные данные в пределах ошибки измерения;
- функция, описывающая коррозионный процесс, должна быть монотонно непрерывно возрастающей, гладкой и равной нулю при $t = 0$, а ее производная (скорость коррозии) всюду ограниченной и при $t \to \infty$ быть убывающей;
- модель должна быть пригодной для описания любого коррозионного процесса при разных сочетаниях внешних факторов, влияющих на процесс коррозии;
- чтобы для определения ее параметров не требовалось привлечение сложных программ.

Во многих физико-химических и математических моделях часто используется такой параметр, как глубина коррозионного поражения элемента конструкции δ. При этом физико-химические модели (табл. 9) устанавливают зависимость между параметрами окружающей среды (химическим составом среды, температурой, и др.) и параметрами коррозионного процесса.

Таблица 9

Вид модели	Источник	Номер формулы
$\delta = \frac{\delta_{к}^{ф} \cdot t_w \cdot m}{1000 \cdot \Pi}$	[79]	(15)
$\delta = \left(0,035 + 0,70\left[SO_2\right]\right)t$	[261]	(16)
$V_9 = \left[V_{20} + \frac{\Delta k}{\Delta t}\left(T_1 - 20\right)\right]\tau$	[209]	(17)
$V = \left\lvert V_{01} + \Delta\tau\frac{\Delta k}{\Delta t}\right\rvert n$	[209]	(18)
$M = t_{л} \cdot V\left[W\right] + t_{з} \cdot V\left[W_{а.т}\right]$	[119]	(19)
$V_1 = b_0\left[W\right]\left[SO_2\right] + b_1\left[W\right] + b_2\left[SO_2\right] + b_3$	[119]	(20)
$M = \left(A_{адс} + a\left[C\right]\right)\left(t_{адс} - t_{фаз}\right) + \left(V_{фаз} + b\left[C\right]t_{фаз}\right)$	[270]	(21)
$\delta = a_1\left(A_{адс}^{B}\right)\left(\left[SO_2\right] + \tau\right)$	[258]	(22)
$\delta = 9,013\left[\exp\left(0,016\right)\left[SO_2\right]\right]\left[\left(4,768 \cdot t^{0,7512-0,00582Q_k}\right)\right]$	[245]	(23)
$\delta = A \cdot \exp\left(\frac{\theta}{\rho T_{абс}}\right)t^{\frac{1}{n}}$, где $n = \left[A_1 \exp\left(-\frac{A_2}{\rho T_{абс}}\right)\right]t^{\left(a+bT_{абс}\right)}$	[2]	(24)

В представленных моделях находятся зависимости коррозии от агрессивности атмосферы и метеорологических факторов, однако параметры, определяющие интенсивность атмосферной коррозии (скорость ветра, интенсивность солнечной радиации и прочие), не учтены. Следует отметить, что

эти формулы не учитывают НДС конструкции, масштабный фактор и положение элементов конструкции в пространстве.

В связи с этим в научных исследованиях и инженерных расчетах коррозионных разрушений напряженной МК используются математические модели, которые представляют алгебраические или трансцендентные выражения, связывающие параметр повреждения со временем, или дифференциальные, интегродифференциальные уравнения, описывающие кинетику изменения коррозии с учетом разных факторов во времени.

В табл. 10 представлены уравнения, относящиеся к этой группе математических моделей. При этом наиболее рациональным способом будет использование банка математических моделей коррозии [153, 156], в котором содержится подробная информация не только о видах моделей, значениях коэффициентов для разных условий, но и области их применения, рекомендации по работе с разными моделями, приведены данные о конструкциях, рассчитанных с использованием моделей.

Таблица 10

Вид модели	Источник	Номер формулы
$\delta = k\left[1-\exp\left(\alpha t\right)\right]$	[239]	(25)
$\delta = k\cdot\lg\left(a+t\right)$	[264]	(26)
$\delta = k\cdot t^{n}$	[1]	(27)
$\delta = \sqrt{a^{2}+bt}-a$	[239]	(28)
$\dfrac{d\delta}{dt}=\dfrac{t}{at^{2}+bt+c}$	[240]	(29)
$\delta = \dfrac{\delta_{0}t}{t+T}$	[240]	(30)
$\delta = \alpha\ln^{3}t+\beta\ln^{2}t+\gamma\ln t+\chi$	[241]	(31)
$t=\dfrac{\delta}{k}-\left(\dfrac{\alpha}{2k^{2}}\right)\left[1-\exp\left(-\dfrac{2k\delta}{\alpha}\right)\right]$	[239]	(32)
$\Gamma_{1}\Gamma_{2}\dfrac{d^{2}\delta}{dt^{2}}+\left(\Gamma_{1}+\Gamma_{2}\right)\dfrac{d\delta}{dt}+\delta=k\chi$	[94]	(33)
$\delta\left(t\right)=\gamma\left[1-\left(\dfrac{\Gamma_{1}}{\Gamma_{1}-\Gamma_{2}}\right)\exp\left(-\dfrac{t}{\Gamma_{1}}\right)+\left(\dfrac{\Gamma_{2}}{\Gamma_{1}-\Gamma_{2}}\right)\exp\left(-\dfrac{t}{\Gamma_{2}}\right)\right]$	[239]	(364

Окончание табл. 10

Вид модели	Источник	Номер формулы
$\frac{d\delta}{dt} = k\delta$	[190]	(35)
$\frac{d\delta}{dt} = \alpha \exp(-\beta\delta)$	[129]	(36)
$\frac{d\delta}{dt} = a\delta^n \varphi^k$	[255]	(37)
$\frac{d\delta}{dt} = \nu_0 \cdot \exp(-\alpha\, t)$	[102]	(38)
$\frac{d\delta}{dt} = k\delta(b-\delta),\ 0 < \delta < b,\ k > 0$	[147]	(39)
$\frac{d\delta}{dt} = k\delta(b-\delta) + \int_0^1 F(t-\tau)\delta(\tau)\, d\tau$	[147]	(40)
$\frac{d\delta}{dt} = \frac{k}{\rho} 10^{(C\varphi - d)}$	[70]	(41)

Зачастую для описания одного и того же процесса выбираются разные математические модели [148], в то же время для выбора необходимой модели нельзя рекомендовать простые и четкие критерии. В этом случае необходимо воспользоваться банком математических моделей коррозии [146, 149].

8.4. Математические модели расчета металлических конструкций с учетом влияния напряженно-деформированного состояния

При напряженно-деформированном состоянии, влияющим на скорость коррозионного разрушения, следует применять математические модели, учитывающие этот эффект. Различные модели коррозионного износа, учитывающие влияние действующих напряжений и (или) пластических деформаций на кинетику коррозионного износа представлены в табл. 11.

На коррозионный износ элементов металлоконструкций большое влияние оказывает их положение в пространстве. При этом степень влияния положения элемента в пространстве оценивается коэффициентом K_β, представляющим соотношение износа произвольно расположенного элемента к износу горизонтально расположенного элемента. Значения коэффициента K_β для различных типов сечений из стали приведены в табл. 12.

В этих формулах: δ – глубина коррозии; t – время; σ – напряжение; T – температура; ε – деформация. Остальные величины являются определяемыми коэффициентами или функциями.

Таблица 11

Вид модели	Источник	Номер формулы
$\frac{d\delta}{dt} = V_0 + m\sigma$	[115, 58]	(42)
$\frac{d\delta}{dt} = \alpha \cdot \varphi(t)\ \ (1 + k \cdot \sigma)$	[84, 86]	(43)
$\frac{d\delta}{dt} = V_0 \exp\left(\frac{A\sigma_0}{RT}\right)$	[187]	(44)
$\frac{d\delta}{dt} = V_0 (1 + k\varepsilon) \exp\left(\frac{A\sigma_0}{RT}\right)$	[187]	(45)
$\delta = \alpha t^b \exp(\gamma\sigma)$	[116]	(46)
$\delta = \alpha t^{(b+kS)} \exp(\gamma\sigma)$	[91]	(47)
$\frac{d\delta}{dt} = k\, f(\sigma)(b - \delta)$	[153]	(48)
$\delta = \sqrt{t}\left\{K_0 \exp\left(\gamma_0\ \sigma - \frac{u_0}{RT}\right) + K_A\sqrt{C_A} \exp\left(-\frac{u_A}{RT}\right) + K_B\sqrt{C_B} \exp\left(-\frac{u_B}{RT}\right)\right\}$	[108]	(49)
$\frac{d\delta}{dt} = \alpha \exp(-\beta t)\{b - (b-1)\exp(-\gamma\sigma)\}$	[154]	(50)
$\frac{d\delta}{dt} = \alpha\varepsilon(\sigma\ -\ \sigma_{\text{пор}}) + V_0$	[143]	(51)
$\frac{d\delta}{dt} = \begin{cases} A, & \sigma < \sigma_{\text{пор}} \\ A + k(\sigma - \sigma_{\text{пор}}), & \sigma > \sigma_{\text{пор}} \end{cases}$	[164]	(52)
$\frac{d\delta}{dt} = (1 + k\text{Э})V(t)$	[141]	(53)

Таблица 12

Угол наклона, β	Значение K_β			
	Труба, замкнутое сечение	Лист, одиночный профиль	Двутавр	Составной профиль
0	1	1	1	1
45	0,6	0,7	0,9	0,8
90	0,4	0,5	0,8	0,6

8.5. Математические модели расчета металлических конструкций с локальными коррозионными повреждениями

При длительной эксплуатации сварных МК в их элементах возникают локальные коррозионные повреждения, что требует разработки математических моделей, учитывающих изменения расчетных схем вследствие появления таких повреждений. Но таких работ, посвященных вопросам математического моделирования образования и развития локальных коррозионных повреждений в сварных МК, не так уж много.

Авторами [140] впервые был рассмотрен учет локальных эксплуатационных повреждений, где было предложено учитывать локальные коррозионные повреждения введением ослаблений в виде упругих шарниров меньшей, чем у остальной конструкции жесткости.

Но, к сожалению, в этой и последующих работах [138, 139] не учитывалась кинетика развития повреждений с течением времени, которая могла привести к перераспределению усилий в элементах конструкции при ее длительной эксплуатации.

Многие математические модели, учитывающие локальные коррозионные повреждения, были приведены в работах [144, 148] и затем развиты в работах [124, 125, 151, 155, 156]. В этих работах локальное коррозионное повреждение моделируется введением некой дискретной упругой связи, кинетика изменения жесткости которой отражает влияние коррозионной среды. При этом дискретные упругие связи могут передавать как продольные, так и поперечные и моментные усилия. При локальном коррозионном повреждении стержневого элемента, работающего на растяжение или сжатие, жесткость упругой связи определятся следующим выражением:

$$C = \frac{EA}{a}, \tag{54}$$

где EA – жесткость стержня в месте дефекта; a – протяженность (база) дефекта.

При работе стержневого элемента, работающего на сдвиг и получающего локальное коррозионного повреждение, жесткость упругой связи определяется выражением

$$C = \frac{GA}{a}, \tag{55}$$

где GA – сдвиговая жесткость стержня в месте дефекта.

При работе стержневого конструктивного элемента на изгиб и получившего локальное коррозионное повреждение, жесткость упругой связи принимается равной:

$$C = \frac{EJ}{a}, \tag{56}$$

где EJ – изгибная жесткость стержня в месте дефекта.

При изменении жесткости дискретных упругих связей, моделирующих локальное коррозионное повреждение конструкции, можно использовать как функциональные, так и дифференциальные зависимости, к которым относятся следующие:

- степенная

$$C = C_0 - at^b; \tag{57}$$

- экспоненциальная

$$C = C_0 \exp(-at); \tag{58}$$

- дробно-рациональная

$$C = \frac{C_0}{\left(1 + at^b\right)}; \tag{59}$$

- асимптотическая

$$C = \frac{a}{t^b}, \tag{60}$$

здесь a и b – коэффициенты.

При описании кинетики изменения жесткости дискретной связи применяются также дифференциальное уравнение:

$$\frac{dC}{dt} = -\alpha \exp(-bC),\ C(0) = C_0. \tag{61}$$

Решение этого уравнения при постоянных коэффициентах имеет вид

$$C = \frac{1}{b}\ln\left(\exp(bC_0) - abt\right). \tag{62}$$

Решением дифференциального уравнения вида

$$\frac{dC}{dt} = -kC^b \text{ с начальным условием } C(0) = C_0 \qquad (63)$$

является следующее выражение:

$$C = \left(C_0^{1-b} - kt\left(1-b\right)\right)^{\frac{1}{1-b}}. \qquad (64)$$

Во всех вышеперечисленных формулах a, b, k – коэффициенты, зависящие от температуры, влажности и других факторов, характеризующих коррозионную активность внешней эксплуатационной среды.

Напряженно-деформационное состояние металла в зоне локального коррозионного повреждения оказывает существенное влияние на кинетику его развития, но из-за отсутствия экспериментальных данных учитывать это влияние пока затруднительно.

Присутствие локальных коррозионных повреждений в статически определимых стержневых конструкциях может повысить величину деформаций и нарушение геометрической неизменяемости, однако эти эффекты определяются с использованием обычных методов прочностного расчета. В то же время появление коррозионных повреждений в статически неопределимых системах приводит к перераспределению усилий в элементах сварных МК, при этом опасные поперечные сечения могут переместиться в другие зоны. Из этого следует, что задать заранее расчетную схему, которая бы учитывала возникновение таких повреждений нельзя, так как распределение действующих напряжений и усилий зависит от появления и дальнейшего развития коррозионных повреждений. Поэтому необходимо при появления и развитии локальных коррозионных повреждений рассматривать каждый раз все новые и новые расчетные схемы, переходя от одной схемы к другой, при этом расчет конструкции с учетом кинетики локальных повреждений нужно вести шаговым методом [141], определять законы распределения усилий и напряжений в конце каждого шага, проверять условия коррозионной устойчивости подозрительных сечений. При этом следует обратить внимание, не появится ли в этом месте локальное коррозионное повреждение. Появившийся дефект моделируется дискретной упругой связью с некоторой жесткостью, и последующий расчет ведется по расчетной схеме с учетом уже введенной упругой связи. При отсутствии изменений в расчетной схеме необходимо учитывать и отражать в ней все локальные изменения, происходящие с течением времени.

8.6. Оценка достоверности выбранных моделей на примере крупномасштабной сварной металлической фермы

Независимо от назначения все сварные металлоконструкции в процессе длительной эксплуатации подвергаются воздействию агрессивных коррози-

онных сред, что приводит к изменению механических характеристик металлов и, как следствие этого, к изменению НДС и соответственно снижению надежности металлоконструкций. Поэтому при расчете сварных МК, длительно работающих в коррозионных средах, необходимо учитывать не только равномерную коррозию поверхности, но и локальную в отдельных сечениях, которая может привести к изменению расчетной схемы и значительному перераспределению усилий и наступлению предельного состояния.

Проведенный анализ показывает, что многие вопросы прочности и долговечности сварных конструкций, работающих в коррозионных средах, мало исследованы. Но в то же время отмечается рост проводимых исследований по взаимодействию сварных МК с коррозионными средами. Много работ посвящено рассмотрению вопросов по влиянию коррозионных сред на техническое состояние и долговечность сварных металлоконструкций. Однако количество работ, связанных с разработкой различных подходов к прогнозированию поведения сварных МК в агрессивных коррозионных средах, намного меньше. Еще меньше работ посвящено разработке методов расчета сложных сварных многоэлементных конструкций с учетом воздействия на них агрессивной коррозионной среды. Это объясняется тем, что вследствие большого числа элементов в сварных МК их расчет очень сложен, а влияние коррозионной среды ведет к необходимости обязательного учета всех характеристик каждого элемента и последующему расчету сложных сварных конструкций в каждый последующий момент времени. В существующих нормативных документах многие вопросы учета агрессивной коррозионной среды практически не отражаются. Следовательно, дальнейшие исследования, посвященные разработке методов расчета металлоконструкций с учетом воздействия коррозионных сред, являются актуальными.

Расчет сварных МК, работающих в коррозионных средах и подвергающихся существенному износу, должен включать такие этапы:

- анализ экспериментальных данных и выбор необходимой модели из имеющегося банка данных;
- определение значений коэффициентов выбранной модели коррозионного износа по экспериментальным данным;
- разработку методики и алгоритма расчета сварной металлоконструкции, составление программы;
- выполнение расчетов и анализ полученных результатов расчета.

Особые трудности при выборе модели состоят в том, что необходимо учитывать как полученные экспериментальные данные, так и прогнозные возможности выбранной модели.

Оценку пригодности результатов расчета следует проводить с помощью проверочных расчетов, состоящих из решения небольшого количества специально подобранных задач, которые достаточно точно воспроизводят качественные результаты проводимых экспериментов. При этом проведенные расчеты обязаны показывать достоверность полученных результатов проведенного анализа.

Но достаточная согласованность с результатами проверочного расчета не гарантирует достаточной достоверности, так как неправильный выбор модели коррозионного износа может быть улучшен хорошим выбором модели металла. При этом недостаточное соответствие результатов расчета можно объяснить некомпетентными упрощениями в расчетной схеме сварной МК при построении модели металла, хотя сама модель достаточно хорошо описывает происходящие процессы.

Многие сварные МК работают в плоском напряженном состоянии. В работе [126] была рассмотрена задача определения значений коэффициентов модели коррозионного износа по формуле (см. табл. 11)

$$\frac{d\delta}{dt} = V = V_0 + m\sigma_{\text{и}}, \tag{65}$$

где δ – глубина износа; t – время; V_0 – скорость коррозии ненапряженного металла; $\sigma_{\text{и}}$ – интенсивность напряжений; m – коэффициент, учитывающий влияние напряженного состояния на скорость коррозии.

При оценке были взяты экспериментальные данные по кинетике коррозионного износа, приведенные на рис. 1 [67].

Уравнение (65) приводится к виду

$$\frac{V}{V_0} = 1 + \gamma \cdot \sigma_{\text{и}}, \tag{66}$$

где $\gamma = m / V_0$, а функция цели принимается в виде следующего выражения:

$$\Phi(\gamma) = \sum_{j=1}^{n} \left(\frac{V_j}{V_0} - 1 - \gamma\sigma_{\text{и}j} \right)^2. \tag{67}$$

Минимизируя функционал по γ и приравнивая полученное выражение к нулю, получим:

$$\gamma = \frac{\sum_{j=1}^{n} \left(\frac{V_1}{V_0} - 1 \right) \sigma_{\text{и}j}}{\sum_{j=1}^{n} \sigma_{\text{и}j}^2}, \tag{68}$$

где n – число экспериментальных точек на кривой зависимости скорости коррозии от уровня напряженного состояния.

По окончании расчетов были получены следующие значения коэффициента γ:

- в случае одноосного напряженного состояния $\gamma = 0{,}0120$ (кгс/мм^2)$^{-1}$;
- в случае плоского напряженного состояния $\gamma = 0{,}0235$ (кгс/мм^2)$^{-1}$;
- скорость коррозии образцов в ненапряженном состоянии составляла 0,008 мм/ч.

На рис. 51 показаны результаты расчета по формуле (66) с использованием найденных значений коэффициентов (прямые линии), точками показаны экспериментальные данные. Как видно из рисунка, результаты расчета совпадают с экспериментальными данными.

При оценке адекватности модели коррозионного износа по формуле (65) использовалась задача об изменении напряженного состояния круглой пластинки, подвергающейся коррозионному износу по выражению

$$\frac{dh}{dt} = -\frac{d\delta}{dt} = -V_0\left(1 + \gamma\sigma_{\text{и}}\right). \tag{69}$$

Экспериментальные данные по изгибу пластинки в условиях коррозионного износа взяты из работы [153]. В проводимом эксперименте был реализован чистый изгиб круглой пластинки с неизменным во времени изгибающим моментом, поэтому для упругого случая справедливым будет соотношение

$$\sigma_{\text{и}}\left(t\right) = \frac{\sigma_{\text{и}0} h_0^2}{h^2\left(t\right)}, \tag{70}$$

где $\sigma_{\text{и}0}$ – начальный уровень интенсивности напряжений в пластинке; h_0 – начальная толщина пластинки.

Подставляя (60) в (61), получим:

$$\frac{dh}{dt} = -\frac{\beta + V_0 h^2\left(t\right)}{h^2\left(t\right)}, \tag{71}$$

где $\beta = \gamma\, V_0\, \sigma_{\text{и}0}\, h_0^2$.

Интегрируя (60) с начальным условием $h(0) = h_0$, получим следующее выражение:

$$t = \frac{1}{V_0}\left\{h_0 - h\sqrt{\frac{\beta}{V_0}\left[\operatorname{arctg} h_0\sqrt{\frac{V_0}{\beta}} - \operatorname{arctg} h\sqrt{\frac{V_0}{\beta}}\right]}\right\}. \tag{72}$$

Расчеты с использованием выражения (72) проводились для значений коэффициентов уравнения коррозионного износа, определенных для плоского напряженного состояния. На рис. 51 точками показаны взятые из [153] экспериментальные значения, а линиями – рассчитанные с помощью (33) значения толщин, прогибов и напряжений в центре круглой пластинки из

стали Ст3 в 30%-ном растворе HCl в разные моменты времени. Штриховые линии на этом же рисунке соответствуют расчету без учета влияния напряжений на скорость коррозионного износа.

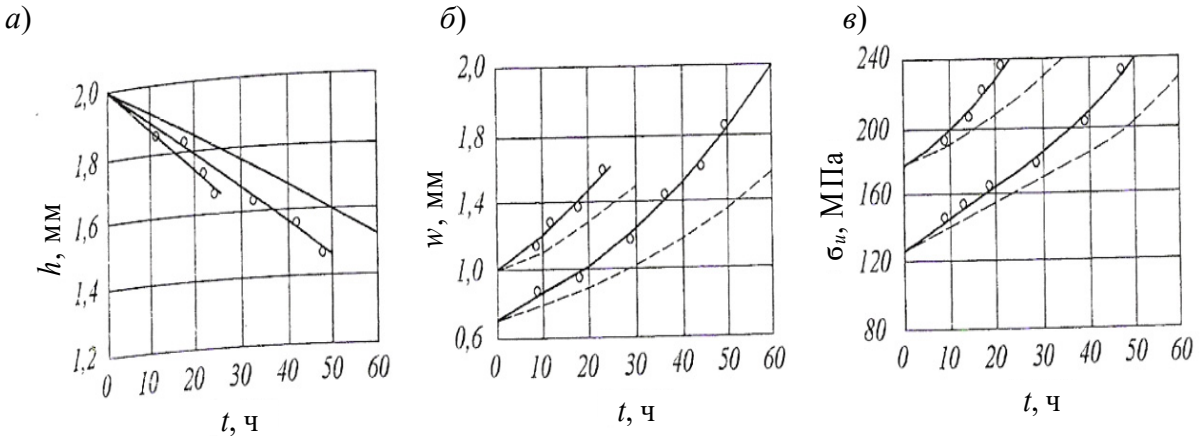

Рис. 51. Экспериментальные и расчетные значения толщин (*а*), прогибов (*б*) и напряжений (*в*) в центре круглой пластинки из стали Ст3 в 30%-ном растворе HCl

Сравнительно хорошее совпадение результатов расчета с экспериментальными данными говорит об адекватности использованной модели коррозионного износа описываемому коррозионному процессу, что позволяет рекомендовать ее для расчета элементов сварных конструкций, находящихся в плоском напряженном состоянии.

В связи с этим можно констатировать следующее:

- повышенное НДС приводит к существенному увеличению скорости коррозии, причем на ее скорость влияет не только уровень, но и вид НДС;
- при применении разных моделей коррозионного износа следует проверять их экстраполяционные возможности не только за пределами базового временного интервала, но и в условиях воздействия таких ускоряющих факторов, как температура, НДС и др.;
- при плоском напряженном состоянии в качестве эквивалентного напряжения в моделях коррозионного износа можно использовать интенсивность напряжений, но это требует проверки корректности использования коэффициентов моделей, определенных в экспериментальных условиях.

Нами было проведено экспериментальное исследование НДС крупномасштабной модели плоской фермы, длительно эксплуатируемой в условиях воздействия коррозионной среды (рис. 52). Размеры сечений стержней крупномасштабной формы и усилия приведены в ведомости элементов плоской фермы (табл. 13).

В работе использовались следующие модели коррозионного износа:

- экспоненциальная (85), где δ_0 = 0,04745 мм, R = 0,52 года;
- дробно-линейная (86), где δ_0 = 0,4679275 мм, S = 0,2172 года;
- логистическая (87), где δ_0 = 0,57 мм, b = 0,014 мм, K = 117,1 мм/мес.

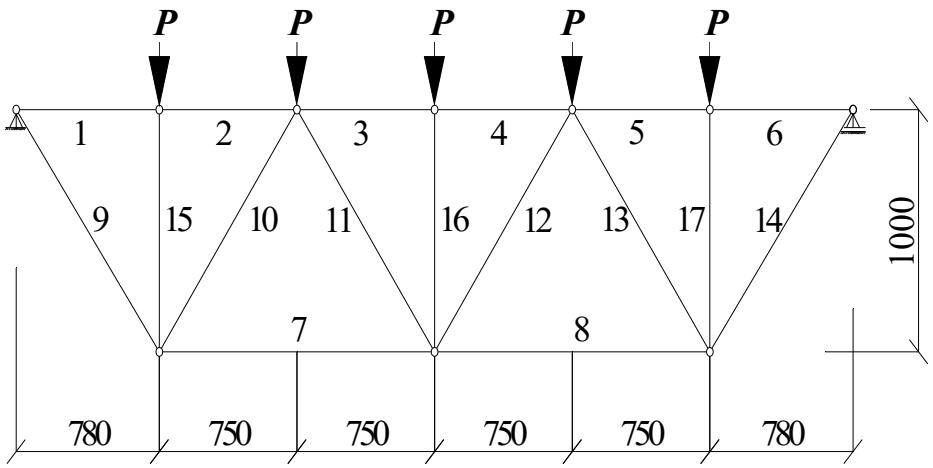

Рис. 52. Схема нагружения крупномасштабной модели сварной фермы

Таблица 13

Номер элемента	Сечение	Усилия, кН
1, 2, 5, 6	2*L*75×6	–110,10
3, 4	2*L*75×6	–194,89
7, 8	2*L*75×6	173,69
9, 14	2*L*70×50×8	179,58
10, 13	2*L*70×50×8	–106,57
11, 12	2*L*70×50×8	35,33
15, 16	2*L*40×4	–58,29

Следует отметить, что в проводимых расчетах не учитывалось влияние НДС на процесс коррозии, а ее влияние на изменение НДС учитывалось за счет уменьшения поперечного сечения стержней. Площадь поперечного сечения подсчитывалась по формуле

$$A_{\delta(t)} = k\,\delta^2_{(t)} - L_0\,\delta_{(t)} + A_0, \qquad (73)$$

где k – коэффициент, отражающий тип профиля; L_0 – начальный периметр; A_0 – начальная площадь; $\delta_{(t)}$ – утонение сечения.

Изменение расчетных действующих напряжений во времени при длительной эксплуатации в условиях воздействия агрессивной коррозионной среды показано на рис. 53–59. Результаты расчета действующих напряжений в элементах сварной фермы с учетом агрессивного влияния коррозионной среды по трем выбранным моделям показаны в табл. 14. При этом номера приведенных кривых соответствуют номерам стержней фермы на рис. 52 и в табл. 13.

Таблица 14

Модели развития коррозионных повреждений	№ элемента	Сечение	$A_{(0)}$	$L_{(0)}$	$\delta_{(0)}$	Напряжения в элементах конструкции σ, МПа								
						Количество лет эксплуатации								
						0	1	5	10	15	20	25	30	50
Экспоненциальная	1, 2, 5, 6	2*L*75×6	1756	600	0,0475	–62,70	–63,58	–63,73	–63,73	–63,73	–63,73	–63,73	–63,73	–63,73
	3, 4	2*L*75×6	1756	600	0,0475	–110,98	–112,54	–112,81	–112,81	–112,81	–112,81	–112,81	–112,81	–112,81
	7, 8	2*L*75×6	1756	600	0,0475	98,91	100,30	100,54	100,54	100,54	100,54	100,54	100,54	100,54
	9, 14	2*L*70×50×8	1894	480	0,0475	94,81	95,80	95,97	95,97	95,97	95,97	95,97	95,97	95,97
	10, 13	2*L*70×50м×8	1894	480	0,0475	–56,27	–56,85	–56,95	–56,95	–56,95	–56,95	–56,95	–56,95	–56,95
	11, 12	2*L*70×50×8	1894	480	0,0475	18,65	18,85	18,88	18,88	18,88	18,88	18,88	18,88	18,88
	15. 16	2*L*40×4	616	320	0,0475	–94,63	–96,66	–97,01	–97,01	–97,01	–97,01	–97,01	–97,01	–97,01
Дробно-линейная	1,2,5,6	2*L*75×6	1756	600	0,4679	–62,70	–72,15	–74,00	–74,28	–74,38	–74,43	–74,46	–74,48	–74,52
	3, 4	2*L*75×6	1756	600	0,4679	–110,98	–127,70	–130,98	–131,48	–131,65	–131,74	–131,79	–131,83	–131,90
	7, 8	2*L*75×6	1756	600	0,4679	98,91	113,81	116,73	117,18	117,33	117,41	117,46	117,49	117,55
	9, 14	2*L*70×50×8	1894	480	0,4679	94,81	105,00	106,91	107,20	107,30	107,35	107,38	107,40	107,44
	10, 13	2*L*70×50×8	1894	480	0,4679	–56,27	–62,31	–63,44	–63,62	–63,67	–63,70	–63,72	–63,73	–63,76
	11, 12	2*L*70×50×8	1894	480	0,4679	18,65	20,66	21,03	21,09	21,11	21,12	21,12	21,13	21,14
	15, 16	2*L*40×4	616	320	0,4679	–94,63	–118,06	–123,10	–123,89	–124,16	–124,30	–124,38	–124,44	–124,55
Логистическая	1, 2, 5, 6	2*L*75×6	1756	600	0,5700	–69,45	–74,86	–77,77	–77,78	–77,78	–77,78	–77,78	–77,78	–77,78
	3, 4	2*L*75×6	1756	600	0,5700	–122,93	–132,51	–137,66	–137,67	–137,67	–137,67	–137,67	–137,67	–137,67
	7, 8	2*L*75×6	1756	600	0,5700	109,56	118,10	122,69	122,70	122,70	122,70	122,70	122,70	122,70
	9, 14	2*L*70×50×8	1894	480	0,5700	102,17	107,79	110,71	110,71	110,71	110,71	110,71	110,71	110,71
	10, 13	2*L*70×50×8	1894	480	0,5700	–60,63	–63,97	–65,70	–65,70	–65,70	–65,70	–65,70	–65,70	–65,70
	11, 12	2*L*70×50×8	1894	480	0,5700	20,10	21,20	21,78	21,78	21,78	21,78	21,78	21,78	21,78
	15, 16	2*L*40×4	616	320	0,5700	–110,98	–125,52	–133,91	–133,93	–133,93	–133,93	–133,93	–133,93	–133,93

Расчет действующих напряжений в элементах крупномасштабной сварной фермы с учетом влияния коррозионной среды показывает достаточно хорошее совпадение расчетных значений дробно-линейной и логистической моделей, что дает возможность рекомендовать эти модели для расчета элементов конструкций фермы, находящихся в плоском напряженном состоянии (если определены коэффициенты по результатам проводимых испытаний в плоском напряженном состоянии).

Таким образом, при проведении прочностных расчетов и разработке разных методик необходимо иметь в виду, что любой вид коррозии (локальной или общей) способствует появлению и развитию опасных зон концентрации напряжений, т. е. потенциальных мест разрушений сварных соединений и элементов сварных металлоконструкций, выявление которых является достаточно сложной задачей. Применение пассивного феррозондового метода при оценке технического состояния сварных МК в процессе сплошного сканирования поверхности контроля позволяет не только выявить зоны КН и коррозионные повреждения, но и степень их опасности, а также косвенно определить действующие напряжения, что способствует повышению степени достоверности результатов проводимых исследований.

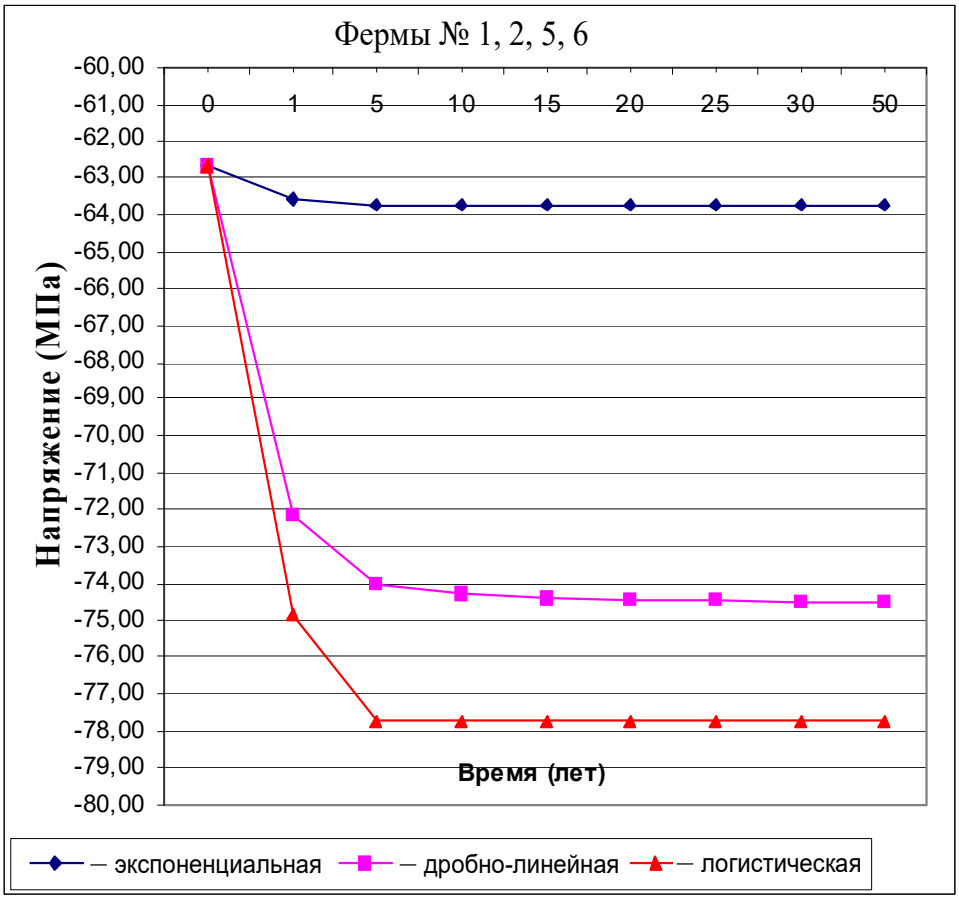

Рис. 53. Изменение расчетных внутренних напряжений в элементах крупномасштабной сварной фермы № 1, 2, 5, 6 при эксплуатации в условиях воздействия коррозионной среды

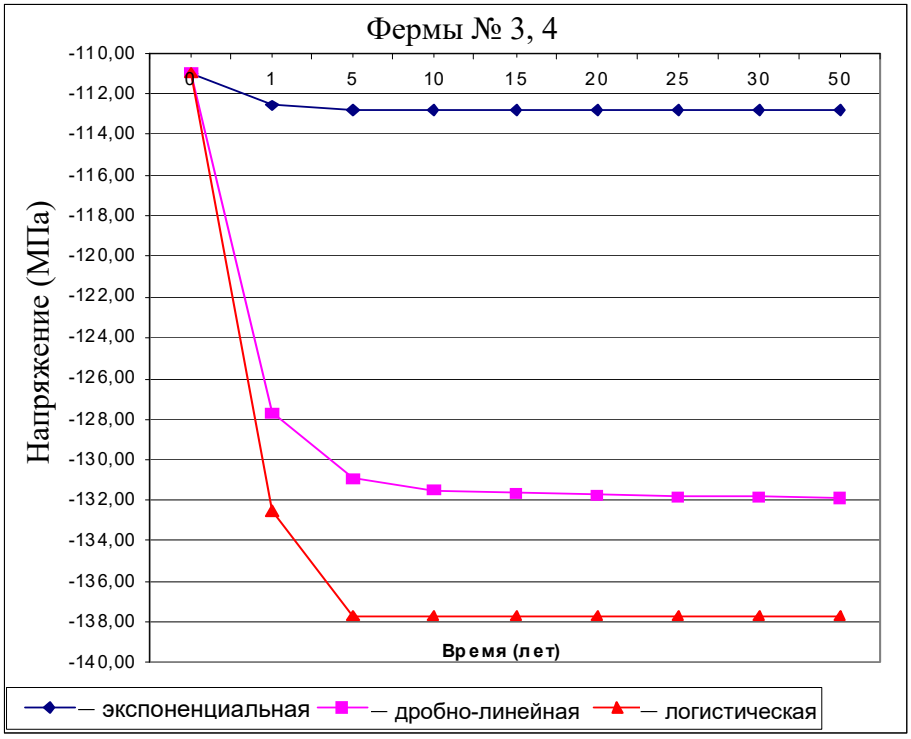

Рис. 54. Изменение расчетных внутренних напряжений в элементах крупномасштабной сварной фермы № 3, 4 при эксплуатации в условиях воздействия коррозионной среды

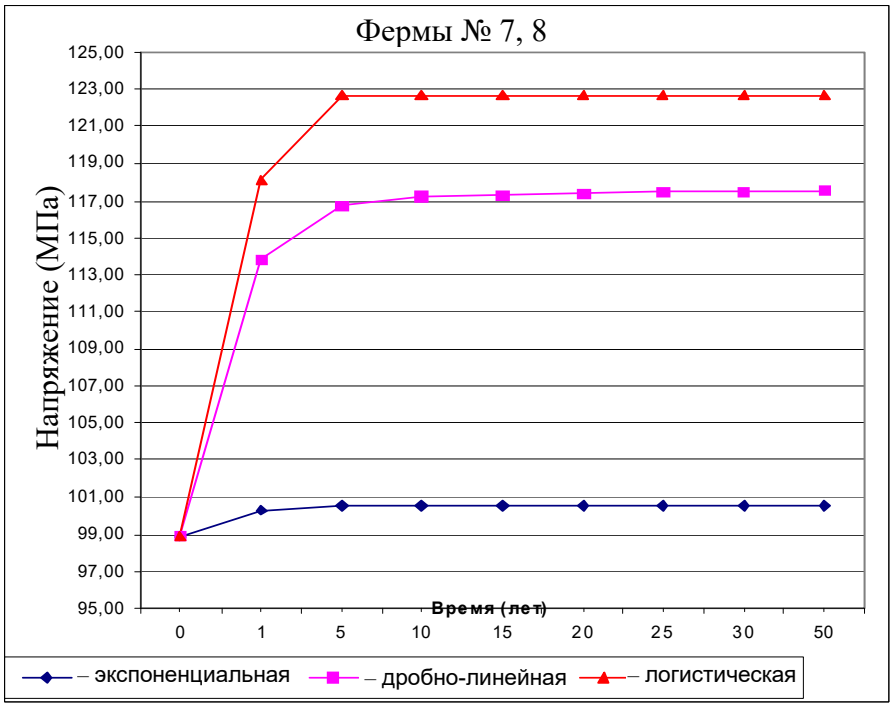

Рис. 55. Изменение расчетных внутренних напряжений в элементах крупномасштабной сварной фермы № 7, 8 при эксплуатации в условиях воздействия коррозионной среды

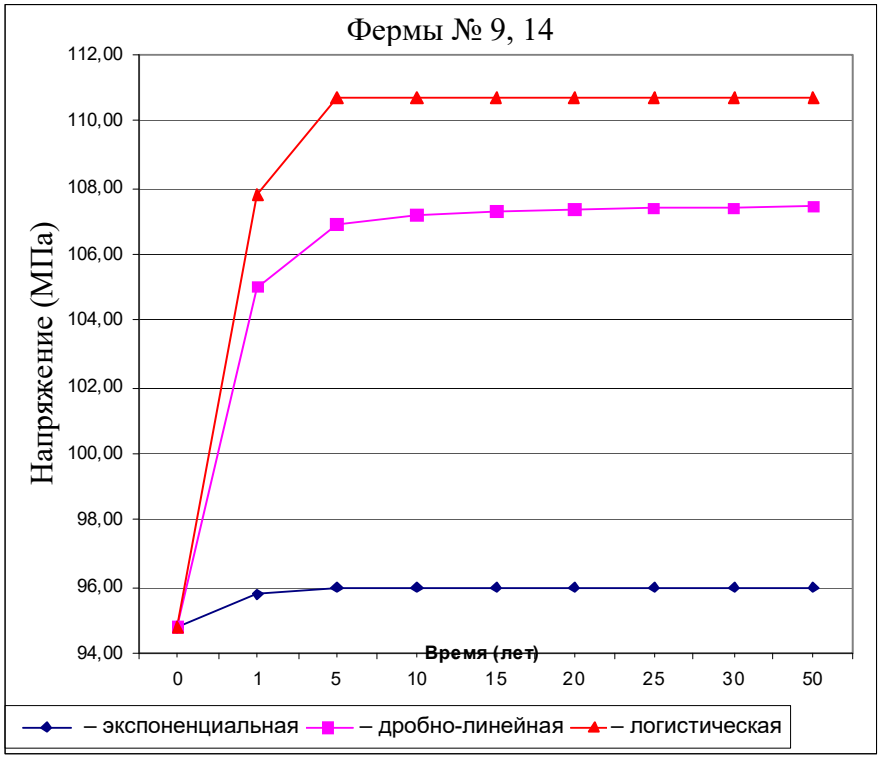

Рис. 56. Изменение расчетных внутренних напряжений в элементах крупномасштабной сварной фермы № 9, 14 при эксплуатации в условиях воздействия коррозионной среды

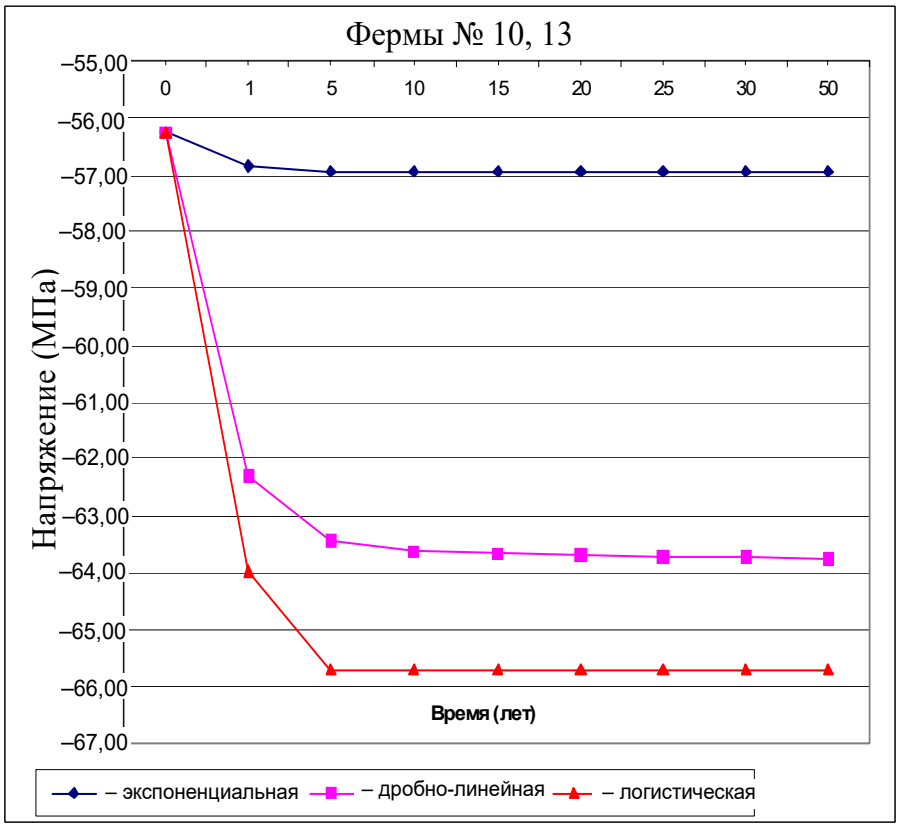

Рис. 57. Изменение расчетных внутренних напряжений в элементах крупномасштабной сварной фермы № 10, 13 при эксплуатации в условиях воздействия коррозионной среды

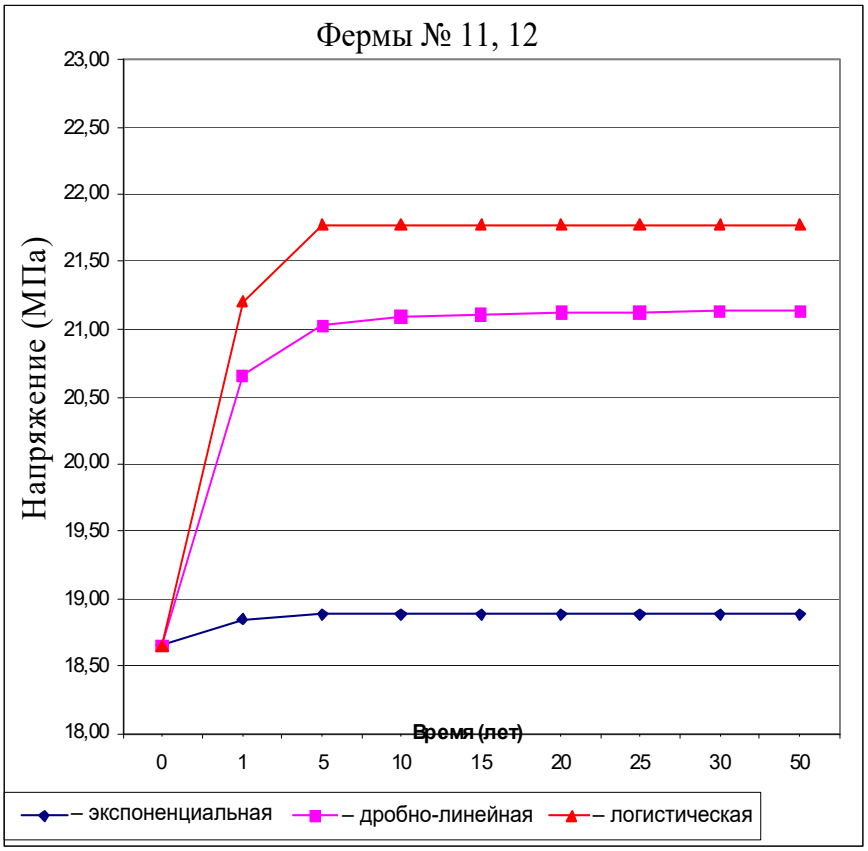

Рис. 58. Изменение расчетных внутренних напряжений в элементах крупномасштабной сварной фермы № 11, 12 при эксплуатации в условиях воздействия коррозионной среды

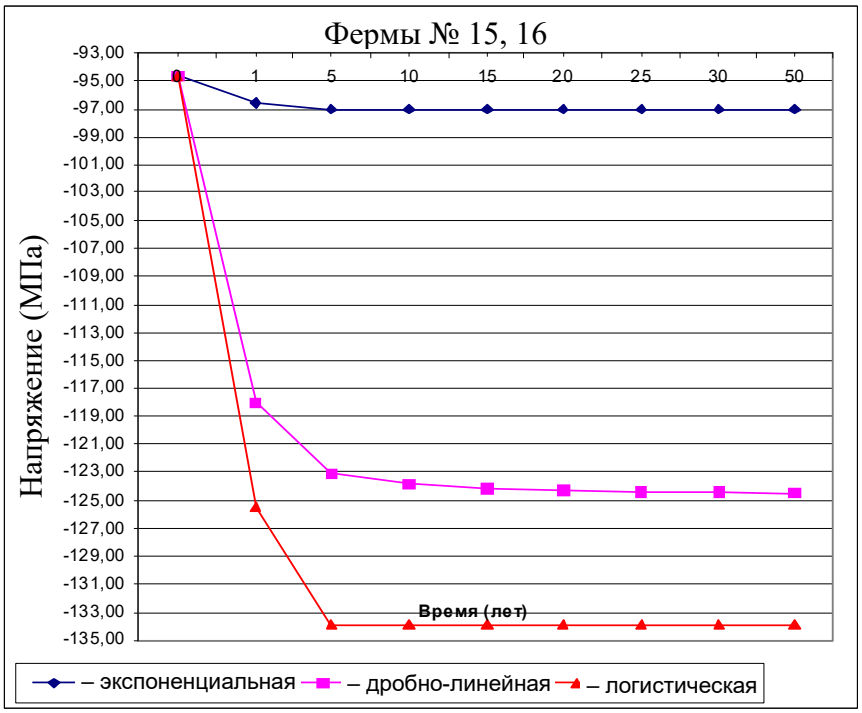

Рис. 59. Изменение расчетных внутренних напряжений в элементах крупномасштабной сварной фермы № 15, 16 при эксплуатации в условиях воздействия коррозионной среды

Глава 9. СПОСОБЫ ЗАЩИТЫ СВАРНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОНСТРУКЦИЙ ОТ КОРРОЗИИ

9.1. Общие требования

Длительно эксплуатируемые сварные металлические конструкции всегда подвержены коррозии, в связи с чем обеспечение достаточной надежности и безопасности возможно только при их надежной защите от разрушающего воздействия агрессивных коррозионных сред.

Поэтому при проектировании сварных металлоконструкций необходимо учитывать коррозионную стойкость применяемых сталей в средах с различной степенью агрессивного воздействия и использовать в первую очередь такие материалы, которые не требуют защиты от коррозии, при обеспечении минимума приведенных затрат в соответствии с СН 423–71. К материалам повышенной коррозионной стойкости следует отнести некоторые низколегированные стали, оцинкованную листовую сталь в соответствии с ГОСТ 14918–80, алюминированную листовую сталь по ТУ 14-11-236–88, сталь с алюмоцинковым покрытием по ТУ 14-11-247–88 и ряд алюминиевых сплавов в соответствии с ГОСТ 21631–76*Е и ГОСТ 13726–78*Е. Отдельную группу представляют высоколегированные нержавеющие стали, титановые сплавы и другие, однако из-за высокой стоимости их наиболее целесообразно применять в металлоконструкциях, в качестве плакирующего или облицовочного слоя при дополнительном технико-экономическом обосновании.

Существует несколько способов защиты конструкций от коррозии:

- ***первичная***, заключающаяся в выборе материала конструкции, с целью обеспечения его стойкости при эксплуатации в соответствующей агрессивной коррозионной среде;
- ***вторичная***, заключающаяся в нанесении защитных покрытий, которые ограничивают или исключают коррозионный износ материала сварной конструкции при воздействии на него агрессивной коррозионной среды;
- ***специальная***, заключающаяся в проведении технических мероприятий (не указанных выше), но позволяющая защитить сварные металлоконструкции от коррозии.

В отдельных случаях при проектировании металлоконструкций учитывают возможность проявления равномерной коррозии, путем добавления к толщинам элементов металлоконструкций некоторой дополнительной величины [158, 159, 184]. Эту добавку к толщине элемента конструкции регламентируют скоростью общей коррозии, которая устанавливается опытным путем.

Для сварных МК наиболее широкое распространение получили методы нанесения покрытий, т. е. вторичная защита от агрессивной коррозионной среды.

Защитные покрытия сварных МК классифицируются на лакокрасочные, металлические, оксидные, изоляционные. Наносимые покрытия могут состоять из комбинации различных видов покрытий. По защитному действию покрытия могут быть: барьерные, обеспечивающие только изоляцию; протекторные и с комбинированным барьерно-протекторным действием.

Лакокрасочные покрытия обычно обеспечивают как барьерную, так и комбинированную или протекторную (электрохимическую) защиту стали. При этом цинковые покрытия сварных металлоконструкций обеспечивают как протекторную, так и барьерную защиту; алюминиевые только барьерную, но в присутствии хлористых солей или хлора также и протекторную.

Перед нанесением лакокрасочных или металлических защитных покрытий необходима соответствующая подготовка поверхности элементов металлоконструкций, целью которой является удаление прокатной окалины, продуктов коррозии, жировых и других загрязнений и придание поверхности соответствующей шероховатости, повышающей сцепление с ней защитного покрытия.

Наиболее распространенными, доступными и сравнительно эффективными являются лакокрасочные покрытия.

При выборе состава покрытий учитываются стоимость защитного покрытия, долговечность, трудоемкость нанесения и многие другие факторы. Обычно долговечность защитного покрытия в условиях производственной среды устанавливают исходя из опыта эксплуатации покрытий в аналогичных условиях или же экспериментальным путем.

При проектировании надежной защиты от коррозии учитываются следующие факторы:

- прежде всего характеристика агрессивной коррозионной среды (ее вид и концентрация, продолжительность воздействия коррозионной среды);
- характер эксплуатации (температурно-влажностный режим, вероятность контакта сварных конструкции с агрессивными веществами, наличие и концентрация пыли (особенно пыли, содержащей соединения солей));
- климатические условия в местах эксплуатации;
- результаты инженерно-геологических работ;
- планируемые изменения степени агрессивности коррозионной среды;
- наличие механических воздействий на металлоконструкцию;
- наличие термических воздействий на металлоконструкцию.

В зависимости от агрессивности коррозионной среды следует применять различные виды защиты или их сочетания:

- при работе в слабоагрессивной среде – первичную или вторичную;

- при работе в среднеагрессивной среде – первичную и вторичную, ограничивающую доступ агрессивной коррозионной среды к металлу элементов конструкции;
- при работе в сильноагрессивной среде – первичную и вторичную, исключающую доступ агрессивной коррозионной среды к металлу элементов конструкции.

В некоторых экономически обоснованных случаях можно применять специальную защиту металла МК от коррозии.

9.2. Требования к металлическим конструкциям и материалам

При проектировании вторичной защиты от коррозии (нанесение защитного покрытия) следует указывать требования:

- к защищаемой поверхности: шероховатость, прочность, допускаемая влажность в момент нанесения покрытия и другие;
- форме защищаемого элемента, твердости поверхностного слоя и необходимой герметичности защитного покрытия;
- материалам защитного покрытия;
- совместной работе материала конструкций и защитного покрытия в условиях переменных температур;
- периодичности осмотра состояния конструкций и восстановления защитных покрытий.

9.3. Подготовка поверхности элементов металлоконструкций перед нанесением защитных покрытий

Рассмотрим основные методы подготовки поверхности сварных МК, покрытой продуктами коррозии:

- механические методы (дробеструйная обработка, дробеметная, металлическим песком; обработка проволочными щетками, шлифовальными машинками, иглофрезами);
- химические методы (обезжиривание в водных щелочных растворах травление в кислотах; обезжиривание в органических растворителях).

Процесс подготовки поверхности может производиться:

- на механизированных и автоматизированных линиях очистки проката механическими или химическими методами;
- в тупиковых камерах дробеструйной очисткой или в ваннах травлением после сборки и сварки элементов.

Кислотное травление собранных металлоконструкций допускается только при отсутствии карманов и зазоров, в которых может остаться электролит, и не допускается при прочности металла 600 МПа и более.

Проведение травления с последующим пассивированием, а также обработка дробеструйным или дробеметным методами обеспечивает вторую или третью степень очистки поверхности по ГОСТ 9.402–80; проведение обработки механизированным инструментом (зачистка сварных швов, местное удаление продуктов коррозии) обеспечивает третью степень очистки, которая допускается только для конструкций, эксплуатируемых в слабоагрессивных и неагрессивных средах.

Если конструкция предназначена для эксплуатации в неагрессивных средах, то для нее допускается очистка поверхности ручными щетками.

Влияние метода подготовки поверхности стального проката на долговечность лакокрасочных покрытий в слабоагрессивной среде на открытом воздухе показано в табл. 15.

Таблица 15

Методы подготовки поверхности под окраску	Срок службы покрытия, лет	
	двухслойного	четырехслойного
Очистка сухим абразивом	Свыше 6	Свыше 10
Травление	Свыше 4	Свыше 9
Очистка ручными металлическими щетками	Свыше 1	Свыше 2

Из таблицы видно, что полное удаление продуктов коррозии почти в 5 раз увеличивает срок службы лакокрасочных покрытий.

Когда подготовка поверхности элементов металлоконструкций и нанесение покрытий выполняются полностью на монтажных площадках, очистку поверхности от окислов необходимо выполнять сухим абразивом.

Глава 10. МОНИТОРИНГ ТЕХНИЧЕСКОГО СОСТОЯНИЯ СВАРНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОНСТРУКЦИЙ

Актуальность проведения технического диагностирования сварных соединений и элементов МК с каждым годом становится все более очевидной.

При этом применение того или иного вида диагностирования существенно зависит от способа обеспечения необходимого уровня надежности и безопасности, что во многих случаях определяется эксплуатацией сварной металлоконструкции согласно [11]. Различают следующие виды эксплуатации:

- по назначенному ресурсу;
- до отказа;
- по техническому состоянию.

С экономической точки зрения наиболее оптимальным видом эксплуатации особо опасных производственных объектов является эксплуатация по техническому состоянию, в которой составной частью является система диагностического контроля непрерывного или периодического действия.

В настоящее время для особо опасных конструкций чаще всего применяют непрерывный диагностический контроль (мониторинг). Мониторинг – это система наблюдений за состоянием объекта для своевременного выявления изменений в объекте, их оценки, предупреждения и устранения последствий негативных процессов [54].

Применение мониторинга целесообразно в следующих случаях:

- при отсутствии или затрудненном доступе к объекту;
- быстром развитии эксплуатационных дефектов и вследствие этого резкого сокращения срока службы объекта до выработки им расчетного (нормативного) ресурса;
- возникших последствиях разрушения объекта, которые могут привести к значительным материальным и человеческим потерям, экологическим катастрофам.

Возможность доступа к объекту значительно влияет на состав и вид технического диагностирования. При отсутствии доступа периодическое диагностирование существующими средствами неразрушающего контроля практически невозможно, но в то же время применение более прочных металлоконструкций для предотвращения появления дефектов в процессе длительной эксплуатации бывает экономически невыгодно. В таких случаях, когда скорость развития возникающих дефектов высока, диагностический мониторинг является наиболее рациональным способом обеспечения необходимой надежности и безопасности конструкции.

Если доступа к месту контроля нет и при этом скорость развития дефектов небольшая, то наличие мониторинга также имеет преимущество

перед другими методами НК, так как возможен значительный рост не выявленных ранее дефектов.

Диагностический мониторинг должен включать в себя следующее [54]:

- виды нагрузок и факторов, являющихся причинами возникновения дефектов в металлоконструкциях при их длительной эксплуатации;
- виды эксплуатационных дефектов, места их расположения, характер развития;
- методы неразрушающего контроля и их возможные сочетания с целью получения более надежной и доступной информации о существующих дефектах;
- различные способы решения задач по обнаружению и слежению за ростом дефектов и их регистрацией;
- методики оценки опасности выявленных дефектов и рекомендации по их дальнейшей эксплуатации.

Существенное влияние на выбор методов неразрушающего контроля при мониторинге оказывают как виды действующих наружных нагрузок, так и факторы, влияющие на поврежденность металлоконструкций.

Значительную роль оказывают статические нагрузки, которые характеризуют НДС конструкции и в некоторых случаях приводят к их разрушению. Такое возможно при наличии в сварной МК многочисленных производственных дефектов, а также при сильном воздействии внешних нагрузок. При периодическом изменении статических нагрузок возможно образование локальных участков с повышенным уровнем действующих напряжений, которые могут группироваться в зоне геометрических концентраторов и других нерегулярностей.

Рядом дополнительных факторов, способствующих возникновению и развитию дефектов, могут являться такие внешние случайные нагрузки, которые способны изменить начальное положение конструкции, а также физико-химические свойства среды, приводящей к появлению коррозионных повреждений.

Диагностика мониторинга позволяет контролировать следующие виды эксплуатационных повреждений:

- появление трещин в сварных соединениях и основном металле;
- коррозионные повреждения;
- коррозионный износ стенок элементов металлоконструкций;
- появление изменений пространственного положения металлоконструкции в процессе длительной эксплуатации.

Одной из причинами появления трещин при длительной эксплуатации сварных МК являются повышенные действующие напряжения, возникающие в тех местах, где уже имеются:

- различные металлургические и производственные дефекты;

- зоны сосредоточенных нагрузок, геометрические концентраторы напряжений, а также зоны сосредоточенных нагрузок;
- повреждения, полученные в процессе монтажа или эксплуатации металлоконструкций.

Обычно места образования различных трещин и геометрических концентраторов напряжений чаще всего известны и, кроме того, их появление можно установить из опыта эксплуатации подобных металлоконструкций.

Следует отметить, что для конструкций, работающих в агрессивных коррозионных средах, особое значение имеет коррозия металлов и сплавов. Ее характеризует неопределенность местоположения и момент возникновения очагов развития. Основными параметрами коррозии являются глубина, длина и ширина, расстояние от сварных швов, площадь и расстояние между соседними повреждениями.

Одним из основных способов эксплуатационной оценки НДС металлоконструкции является тензометрия, которая обязана выполнять две задачи:

- непрерывное измерение действующих напряжений в элементах конструкции;
- проведение автоматического процесса идентификации вида дефекта по данным неразрушающих методов констроля, используемых в системе мониторинга.

Средства ультразвукового метода контроля могут входить в состав диагностической системы как элемент мониторинга локальных зон конструкций с известным видом дефекта и точным указанием его местоположения.

Ультразвуковая толщинометрия дает возможность обслуживания локальных участков конструкции с известным расположением зон и интенсивным износом стенок в процессе длительной эксплуатации.

В связи с кардинальным усовершенствованием акустико-эмиссионной (АЭ) аппаратуры, появилась возможность ее применения для непрерывного контроля (мониторинга) различных металлоконструкций. Этот контроль является одним из основных методов, который применяется в системах диагностического мониторинга. В случае его применения одновременно регистрируются параметры сигналов АЭ и параметры действующих нагрузок на металлоконструкцию.

Этот метод открывает новые возможности при проведении технического диагностирования разных конструкций, обеспечивая 100%-ный контроль объекта, и позволяет при этом обнаруживать дефекты, способные развиваться в процессе эксплуатации.

Так, например, АЭ система LAM (Lokal Area Monitor) имеет восемь каналов и позволяет контролировать до 800 м трубопровода. Она управляет и передает полученные данные в район нахождения оператора с помощью стандартной телеметрической линии или по телефону. Эта система одновременно позволяет иметь большое количество датчиков для измерения

температуры, ударных воздействий и получения другой информации, необходимой для комплексной оценки состояния объекта. Применение АЭ системы для мониторинга ответственных конструкций, например подводных переходов газопроводов, может быть очень эффективным [81].

Более широкими возможностями обладает цифровая акустико-эмиссионная система A-Line 32D (DDM) компании «Интерюнис» (Москва), которая разработана с использованием передовых технологий в областях макроэлектроники и цифровой передачи данных. Эта многоканальная портативная система может контролировать объект суммарной длиной до 5 км одновременно [192].

Используемые при мониторинге датчики больших линейных перемещений индуктивного типа позволяют регистрировать изменения проектного положения конструкции, возникающие под действием дополнительных нагрузок. Появляющиеся перемещения приводят к перераспределению внутренних напряжений в конструкции и образованию потенциально опасных мест.

Имея данные о виде нагрузок, действующих на изделие при эксплуатации, типах дефектов и их местоположении, о возможностях, преимуществах и недостатках различных методов НК, можно разработать систему мониторинга, отвечающую поставленным требованиям. При этом необходимо иметь в виду, что основой универсальной системы диагностического мониторинга является акустико-эмиссионный метод контроля.

Разработка и использование системы диагностического мониторинга требуют тщательного изучения характера нагружения конструкции в процессе длительной эксплуатации, видов эксплуатационных дефектов, которые обусловлены этими нагрузками, предполагаемого местоположения дефектов и характерных условий. С учетом вышеперечисленных факторов возможен оптимальный выбор аппаратных средств, наиболее полно отвечающих конкретным техническим требованиям и, наконец, создание системы критериев, позволяющих формировать решения о возможности дальнейшей эксплуатации объекта в реальном масштабе времени [54].

Библиографический список

1. *Агафонов В. В.* Разработка физико-математической модели атмосферной коррозии металлов и метода прогнозирования их коррозионной стойкости в различных климатических районах: автореф. дис. … канд. техн. наук. М.: НИФХИ, 1978. 25 с.

2. *Антикайн П. А.* Металлы и расчет на прочность котлов и трубопроводов. М.: Энергоатомиздат, 1990. 368 с.

3. *Бакши О. А.* Механическая неоднородность сварных соединений: текст лекций по курсу «Специальные главы прочности сварных конструкций». Челябинск: ЧПИ, 1983. 58 с.

4. *Бахарев М. С.* Разработка методов и средств измерения механических напряжений на основе необратимых и квазиобратимых магнитоупругих явлений: автореф. дис. … д-ра техн. наук. Тюмень, 2004. 45 с.

5. *Безлюдько Г. Я., Мужицкий В. Ф., Попов Б. Е.* Магнитный контроль (по коэрцитивной силе) НДС и остаточного ресурса стальных МК // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 1999. № 9. С. 53–57.

6. *Биргер И. А.* Остаточные напряжения. М.: Либроком, 2015. 234 с.

7. *Бирюлев В. В., Крылов И. И.* Анализ технического состояния эксплуатируемых стальных конструкций зданий и сооружений на примере Сибирского региона // Индустриальные технические решения для реконструкции зданий и сооружений промышленных предприятий: тез. докл. всесоюз. сем. Макеевка: Изд-во МПИ, 1986. С. 99–102.

8. *Болотин В. В.* Ресурс машин и конструкций. М.: Машиностроение, 1990. 446 с.

9. *Большаков В. Н., Горбаш В. Г., Оленович Т. В.* Влияние механических напряжений на локальную остаточную намагниченность // Известия АН БССР. Серия физико-технических наук. 1980. № 1. С. 109–112.

10. *Бондарь В. И.* Коррозия и защита материалов. Мариуполь: ПГТУ, 2009. 126 с.

11. *Бородин Ю. П., Харебов В. Г.* Система диагностического мониторинга опасных производственных объектов. Контроль. Диагностика. 2003. № 3. С. 28–32.

12. *Вайниток В. А.* Расчет коэффициентов интенсивности напряжений для поверхностных трещин в конструкциях // Проблемы прочности. 1984. № 3. С. 29–41.

13. *Введенский В. Ю., Лилеев А. С.* Физические методы исследования. М.: Издательский Дом МИСиС, 2010. 309 с.

14. *Винокуров В. А., Аладинский В. В., Дубровский В. А.* Концентрация напряжений в соединениях с лобовыми швами и ее учет в расчетах на выносливость // Автоматическая сварка. 1987. № 7. С. 18–23.

15. *Винокуров В. А.* Сварные конструкции. Механика разрушения и критерии работоспособности. М.: Машиностроение, 1996. 576 с.

16. *Войнов К. Н.* Триботехника и надежность механических систем: учеб.-метод. пособие. СПб.: НИУ ИТМО; ИХиБТ, 2014. 74 с.

17. *Вольберг Ю. Д.* Исследование влияния атмосферной коррозии на склонность стали к хрупкому разрушению в строительных конструкциях: автореф. дис. … канд. техн. наук. М., 1966. 14 с.

18. *Вольберг Ю. Д., Коряков А. С.* Учет воздействия агрессивной среды на несущую способность стальных конструкций // Металлические конструкции в строительстве: сб. трудов. М.: МИСИ, 1983. № 183. С. 28–35.

19. *Вольберг Ю. Д., Шабенин В. В.* Влияние напряженно-деформированного состояния на коррозию алюминиевых сплавов для строительных конструкций // Защита металлов. 1979. Т. XV. № 12. С. 22–24.

20. *Ворошилов В. П., Дунаев Ф. Н., Зверева В. И.* О влиянии упругих напряжений на магнитострикцию ферромагнетиков // Изв. вузов СССР. Физика. 1969. № 2. С. 89–94.

21. *Гарбер Р. И., Харитонова Ж. Ф., Ажажа В. М.* Изменение дислокационного строения и скорости рекристаллизации при многократном α↔β-превращении циркония // Физика металлов и металловедение. 1971. Т. 31. № 3. С. 578–583.

22. *Гарбер Р. И., Харитонов Ж. Ф.* Некоторые особенности внутреннего трения при α→γ-превращении железа // Физика металлов и металловедение. 1968. Т. 26. № 5. С. 888–893.

23. *Глазков С. М., Пастоев А. В., Саррак В. И.* [и др.] Исследования влияния водорода на пластичность и характер разрушения конструкционной стали 38ХС // Физико-химическая механика материалов. 1976. № 5. С. 21–26.

24. *Гнып И. П., Лычковский Э. И., Похмурский В. И.* Об интенсивности механизмов влияния высокотемпературных водных сред па скорость роста усталостных трещин в теплоустойчивых сталях // Физико-химическая механика материалов. 1985. № 3. С. 29–38.

25. *Голубев А. И., Шляфернер А. М.* Эффективные способы защиты металлических конструкций от коррозии в процессе эксплуатации // Промышленное строительство. 1982. № 2. С. 18–20.

26. *Горбаш В. Г.* Модуляционный метод контроля механических напряжений в ферромагнитных материалах по магнитной анизотропии с использованием накладных преобразователей: дис. … канд. техн. наук. Минск, 1985. 231 с.

27. *Гордиенко В. Е.* Влияние дефектов на надежность сварных металлических конструкций // Контроль. Диагностика. 2006. № 2. С. 24–27.

28. *Гордиенко В. Е.* К выбору методов НК при техническом диагностировании эксплуатируемых конструкций зданий и сооружений // Контроль. Диагностика. 2005. № 3. С. 45–47.

29. *Гордиенко В. Е.* Магнитный контроль и расчет МК с учетом структурной неоднородности сварных соединений и коррозионных повреждений. СПб.: СПбГАСУ, 2008. 114 с.

30. *Гордиенко В. Е.* Ресурс и надежность строительных металлических конструкций в условиях воздействия коррозионных сред. СПб.: СПбГАСУ, 2006. 91 с.

31. *Гордиенко В. Е.* Техническое диагностирование строительных конструкций. Дефекты и их влияние на работоспособность. СПб.: СПбГАСУ, 2004. 120 с.

32. *Гордиенко В. Е.* Техническое диагностирование строительных конструкций. Методы контроля качества. СПб.: СПбГАСУ, 2004. 190 с.

33. *Гордиенко В. Е.* Сварные конструкции промышленных зданий, сооружений и строительных машин. Оценка технического состояния с применением пассивного феррозондового метода. СПб.: СПбГАСУ, 2012. 315 с.

34. *Гордиенко В. Е., Березина А. А.* Техническое диагностирование сварных металлоконструкций промышленных зданий, сооружений и строительных машин. СПб.: СПбГАСУ, 2015. 244 с.

35. *Горкунов Э. С., Новиков В. Ф., Ничипурук А. П.* Устойчивость остаточной намагниченности термически обработанных стальных изделий к действию упругих деформаций // Дефектоскопия. 1991. № 2. С. 68–76.

36. *Горкунов Э. С.* Эффект Баркгаузена и его использование в структуроскопии ферромагнитных материалов (обзор) // Дефектоскопия. 1998. № 1. С. 5–27.

37. *Городецкий В. К., Усенкулов Ж. А.* Атмосферная коррозия стальных строительных конструкций в условиях химических производств // Промышленное строительство. 1989. № 1. С. 30–31.

38. *Горохов Е. В., Королев В. П.* Диагностика и оценка остаточного ресурса строительных металлоконструкций в коррозионных средах // Техническая диагностика и неразрушающий контроль. 1998. № 3. С. 57–59.

39. ГОСТ 1497–84. Металлы. Методы испытаний на растяжение. М., 1984. 27 с.

40. ГОСТ 5272–68. Коррозия металлов. Термины. М., 1968. 15 с.

41. ГОСТ 25.504–82. Расчеты и испытания на прочность. Методы расчета характеристик сопротивления усталости. М., 1982. 78 с.

42. ГОСТ 27751–88. Надежность строительных конструкций и оснований. Основные положения по расчету. М., 1988. 7 с.

43. ГОСТ 27.002–89. Надежность в технике. Основные понятия. Термины и определения. М., 1989. 39 с.

44. ГОСТ 24450–80. Контроль неразрушающий магнитный. Термины и определения. М., 1980. 13 с.

45. ГОСТ 21104–75. Контроль неразрушающий. Феррозондовый метод. М., 1975. 6 с.

46. ГОСТ 1497–84. Металлы. Методы испытаний на растяжение. М., 1984. 26 с.

47. ГОСТ 6996–66. Сварные соединения. Методы определения механических свойств. М., 1966. 34 с.

48. ГОСТ 6032–2002. Стали и сплавы коррозионностойкие. Методы испытаний на стойкость к межкристаллитной коррозии. М., 2003. 49 с.

49. *Гриднев В. Н.* Физические основы электротермического упрочнения стали. Киев: Наукова думка, 1973. 336 с.

50. *Гришаков С. В., Арчаков Ю. И., Терентьев В. П.* [и др.]. О возможности оценки водородной коррозии сталей методом эффекта Баркгаузена // Проблемы прочности. 1989. № 4. С. 95–99.

51. *Губенко В. С., Почтман Ю. М., Криворучко Т. М.* Определение оптимальных параметров и долговечности стержневых систем, подверженных воздействию агрессивной среды // Известия вузов. Строительство и архитектура, 1988. № 3. С. 22–25.

52. *Гузь А. Н.* Неразрушающий контроль материалов и элементов конструкций. Киев: Наукова думка, 1981. 165 с.

53. *Гуляев А. П., Гуляев А. А.* Металловедение. М.: Альянс, 2015. 648 с.

54. *Гуменюк В. А., Сульженко В. А., Яковлев А. В.* Современные возможности и тенденции развития акустико-эмиссионного метода // В мире НК. 2003. № 3. С. 4–6.

55. *Гутман Э. М.* Механохимия металлов и защита от коррозии. М.: Металлургия, 1981. 281 с.

56. *Деордиев Г. И.* Разработка методов и средств измерения магнитострикции: дис. … канд. техн. наук. Свердловск, 1977. 177 с.

57. *Дмитриев В. Г.* Основы прочности и проектирование силовой конструкции летательных аппаратов. М.: ЦАГИ, 2005. 416 с.

58. *Долинский В. М.* Расчет элементов конструкций, подверженных равномерной коррозии // Исследование по теории оболочек: сб. трудов. Казань: Изд-во КИСИ, 1976. Вып. 7. С. 37–42.

59. *Дубов А. А.* Метод магнитной памяти (ММП) металла и приборы контроля: учеб. пособие. М.: Тиссо, 2003. 320 с.

60. *Дубов А. А.* Исследование свойств металла с использованием метода магнитной памяти // Горный вестник. 1998. № 4. С. 130–135.

61. *Дубов А. А.* Диагностика котельных труб с использованием магнитной памяти металла. М.: Энергоатомиздат, 1995. 111 с.

62. *Дубов А. А., Власов В. Т.* Физические эффекты, лежащие в основе метода магнитной памяти металла // Неразрушающий контроль и диагностика. Матер. XVI науч.-техн. конф. СПб., 2002.

63. *Дубов А. А.* Исследование свойств металла с использованием метода магнитной памяти // Горный вестник. 1998. № 4. С. 135–138.

64. *Дунаев Ф. Н.* Влияние упругих напряжений на ориентацию намагниченности в ферромагнитном многоосном кристалле // Уч. записки Уральского госуниверситета. 1968. Вып. 4. С. 10–29.

65. *Жук Н. П.* Курс теории коррозии и защиты металлов. М.: Альянс, 2006. 472 с.

66. *Зайнуллин Р. С.* Обеспечение работоспособности нефтепроводов и сосудов давления. Уфа: УГНТУ, 1999. 114 с.

67. *Зайнуллин Р. С.* К методике коррозионных испытаний металла при двухосном напряженном состоянии // Физико-химическая механика материалов АН УССР. Львов, 1983. 10 с. Деп. В ВИНИТИ 2.02.83, № 695-83.

68. *Закирова Е. В.* Коррозия и защита оборудования от коррозии: учеб. пособие. Пенза: Изд-во Пенз. гос. ун-та, 2013. 55 с.

69. *Зарецкий Е. М.* Влияние деформации на коррозию металлов // Журнал прикладной химии. 1951. № 5. С. 477–484.

70. *Зеленцов Д. Г., Почтман Ю. М.* Об одной модели коррозионного разрушения, учитывающей неоднородность электрического потенциала по области конструкции // Доклады АН УССР. Серия А. 1989. № 4. С. 46–49.

71. *Золоторевский В. С.* Механические свойства металлов. М.: МИСИС, 1998. 400 с.

72. *Иванов П. М.* Прогнозирование долговечности элементов стальных стропильных ферм покрытия промышленных зданий с агрессивной средой: автореф. дис. ... канд. техн. наук. М., 1982. 20 с.

73. *Иванов С. В., Куркин М. К., Николаев В. В.* К теории коэрцитивной силы ферромагнетиков // ФММ. 1990. № 9. С. 53–57.

74. *Иванцов И. Г., Блинкин А. М.* Влияние α→γ-превращения на дислокационную структуру чистого железа // Материалы совещания по вопросам получения и исследования свойств чистых металлов. Харьков, 1977. С. 84–85.

75. *Иващенков Г. А., Новикова Д. П., Пархоменко И. Ю.* Структурная механическая неоднородность сварных соединений конструкционных сталей // Автоматическая сварка. 1988. № 12. С. 5–8.

76. *Илларионов Э. И.* О влиянии ТЦО на прочностные свойства стали 30ХГСА // Термоциклическая обработка металлических изделий. Л., 1982. С. 71–73.

77. Исследование механизма формирования упрочняющих структур, стабильных в условиях высокотемпературного нагружения металлов и сплавов, при помощи термоциклической обработки // Сб. реф. НИР и ОКР. Сер. Машиностроение. М., 1977. № 9. С. 7–9.

78. *Кадырбеков Б. А., Колесников В. А., Печерский В. Н.* Оценка стойкости сталей к коррозионному растрескиванию при испытаниях с постоянной скоростью деформации // Физ. хим. мех. материалов. 1989. № 1. С. 39–43.

79. *Кадыров М. Х., Голубев А. И., Заикин Б. Б.* Прогнозирование коррозии металлов в закрытых помещениях // Промышленное строительство. 1971. № 8. С. 43–44.

80. *Казаджан Л. Б.* Магнитные свойства электротехнических сталей и сплавов. М.: Наука и технологии, 2004. 223 с.

81. *Казаков О. Н., Сайфутдинов М. И.* Эффективность применения метода акустической эмиссии при диагностике магистральных нефтепроводов // Безопасность труда в промышленности. 2000. № 4. С. 25–27.

82. *Карзов Г. П.* Физико-механическое моделирование процессов разрушения. СПб.: Политехника, 1993. 391 с.

83. *Карпенко Г. В.* Прочность стали в коррозионной среде. М.: Машгиз, 1963. 187 с.

84. *Карпунин В. Г.* К расчету гибких физически нелинейных пластин с учетом сплошной коррозии. Исследования по теории оболочек // Сб. тр. Казань, 1976. Вып. 7. С. 37–42.

85. *Карпунин В. Г., Клещев С. И.* Цилиндрический изгиб тонких пластин из линейно-упрочняющегося материала // Строительная механика и расчет сооружений. 1975. № 5. С. 23–25.

86. *Карпунин В. Г., Клещев С. И., Корнишин М. С.* К расчету пластин и оболочек с учетом общей коррозии // Труды X Всесоюз. конф. по теории оболочек и пластин. Тбилиси: Мецниереба, 1975. Т. 1. С. 166–174.

87. *Кархин В. А.* Тепловые основы сварки. Л.: ЛГТУ, 1990. 100 с.

88. *Кикин А. И.* Особенности проектирования и расчета стальных конструкций, подвергающихся воздействию агрессивной среды // Металлические конструкции. Сб. трудов. М.: МИСИ, 1962. С. 8–16.

89. *Когут Н. С.* Несущая способность сварных соединений. Львов: Свит, 1991. 184 с.

90. *Колачев Б. А.* Водородная хрупкость цветных металлов. М.: Металлургия, 1996. 256 с.

91. *Колобов Н. В.* Стойкость сварных соединений строительных металлических конструкций против коррозионных разрушений: автореф. дис. … канд. техн. наук. М., 1975. 16 с.

92. *Корчагин А. П.* Исследование пластических свойств стали в различных напряженных состояниях после воздействия наводораживающих сред // Проблемы прочности. 1975. № 7. С. 114–117.

93. *Корчагин А. П.* О влиянии водорода на предел текучести стали // Изв. АН СССР. Сер. Металлы. 1973. № 5. С. 202–203.

94. *Коэн П.* Технология воды энергетических реакторов. М.: Атомиздат, 1973. 328 с.

95. *Кравцов В. В.* Коррозия и защита конструкционных материалов. Принципы защиты от коррозии. Уфа: Изд-во УГНТУ, 1999. 157 с.

96. *Кулеев В. Г.* Механизмы влияния внутренних и внешних напряжений на коэрцитивную силу ферромагнитных сталей // Дефектоскопия. 1997. № 11. С. 3–18.

97. *Куманин В. И.* Восстановительная циклическая термообработка // Технология, организация и механизация процессов термической и химикотерм. обраб. и покрытия металлов. М., 1981. С. 3–5.

98. *Лихтман В. И., Робиндер П. А., Карпенко Г. В.* Влияние поверхностно-активной среды на процессы деформирования металлов. М.: Изд-во Академии наук СССР, 1954. 208 с.

99. *Ломаев Г. В.* Обзор применения эффекта Баркгаузена в неразрушающем контроле // Дефектоскопия. 1984. № 3. С. 54–70.

100. *Лукьянов В. Ф., Людмарский Ю. Г., Цюрих Н. Г.* [и др.]. Разрушение листовой конструкционной стали при ее циклическом нагружении в коррозионной среде // Проблемы прочности. 1974. № 3. С. 83–86.

101. *Лукьянов В. Ф., Олифер В. Б., Людмирский Ю. Г.* [и др.]. Влияние поверхностного упрочнения на малоцикловую долговечность титанового сплава типа В120МСА в коррозионной среде // Сварочное производство. 1972. № 10. С. 26–27.

102. *Лысая А. И.* Исследование влияния состава грунтовых электролитов на коррозионную стойкость металлических элементов подземных сооружений связи: автореф. дис. ... канд. техн. наук. М., 1972. 21 с.

103. *Макаренко В. Д.* Основы коррозионного разрушения трубопроводов. Тюмень: ТюмГНГУ, 2009. 409 с.

104. *Макаров В. Н.* Методы и устройства определения напряжений в элементах стальных конструкций, основанные на магнитоупругом эффекте: дис. … канд. техн. наук. Свердловск, 1973. 220 с.

105. *Максимов И. Л.* О возможности контроля механических напряжений в металле трубопровода методом магнитных шумов // Нефтяная промышленность. Транспорт и хранение нефти и нефтепродуктов: реферативный научно-технический сборник. М.: Недра, 1981. Вып. 5. С. 2–4.

106. *Максимчук В. П.* Водородное растрескивание высокопрочных сталей после нанесения гальванохимических покрытий. М.: Энергоатомиздат, 2002. 320 с.

107. *Малов В. Ю., Почтман Ю. М.* Многофакторное оптимальное проектирование тонкостенных элементов конструкций с учетом неоднородности коррозионного износа: модели и решения // Механика неоднородных структур: тез. докл. Львов, 1987. Т. 2. С. 186–189.

108. *Малыгин А. Ф., Гуц А. В., Янковский Ю. В.* Оценка высокотемпературной солевой коррозии теплоустойчивой стали и жаропрочных никелевых сплавов // Физико-химическая механика материалов. 1982. № 6. С. 92–95.

109. *Маслакова Т. М.* Влияние термоциклирования (γ↔α) на свойства мартенситно-стареющей стали // Металловедение и термическая обработка металлов. 1978. № 12. С. 23–27.

110. *Матохин Г. В., Бодрихин И. Г.* Закономерности развития формы поверхностных трещин при одноосном растяжении // Изв. высших учебных заведений. Сер. «Машиностроение». 1979. № 9. С. 14–17.

111. *Матюк В. Ф.* Использование аномальной зависимости градиента нормальной составляющей поля остаточной намагниченности для контроля механических свойств изделий с защитными неметаллическими покрытиями // Дефектоскопия. 1996. № 3. С. 30–36.

112. *Махутов Н. А.* Деформационные критерии разрушения и расчет элементов конструкций на прочность. М.: Машиностроение, 1981. 272 с.

113. *Махутов Н. А.* Закономерности малоцикловой повреждаемости и разрушения стали 10ХСНД в широком интервале низких температур // Проблемы прочности. 1980. № 11. С. 11–17.

114. *Махутов Н. А.* Конструкционная прочность, ресурс и техногенная безопасность. Ч. 1. Критерии прочности и ресурса. Новосибирск: Наука, 2005. 494 с.

115. *Медведева М. Л.* Коррозия и защита оборудования при переработке нефти и газа. М.: Нефть и газ, 2005. 242 с.

116. *Мельников Г. П.* Долговечность элементов конструкций в условиях высоких температур при стендовых испытаниях. М.: Атомиздат, 1979. 80 с.

117. *Кузнецов В. В.* Металлические конструкции. Справочник проектировщика. М.: АСВ, 2004. 576 с.

118. *Панасюк В. В.* Механика разрушения и прочность материалов: справ. пособие. Киев: Наукова думка, 1990. 680 с.

119. *Михайловский Ю. Н., Агафонов В. В., Саньков В. А.* Физико-математическое моделирование коррозии стали в атмосферных условиях // Защита металлов. 1977. № 5. С. 515–522.

120. *Михайловский Ю. Н., Соколов Н. А.* Прогнозирование коррозионной стойкости металлов и сплавов в промышленных атмосферах // Защита металлов. 1981. Т. 17. № 4. С. 431–436.

121. *Моисеенко В. П.* Материалы и их поведение при сварке. Ростов-на-Дону: Феникс, 2009. 301 с.

122. *Молявко М. А., Чалова О. Б.* Коррозия металлов. Уфа: Изд-во УГНТУ, 2008. 100 с.

123. *Мужицкий В. Ф.* Теория и практика магнитной диагностики стальных металлоконструкций // Контроль. Диагностика. 2002. № 3. С. 15–19.

124. *Наумова Г. А., Овчинников И. Г., Овчинникова Г. Н.* Расчетная оценка ресурса сложных пространственных конструкций с учетом кинетики развития коррозионных повреждений // Защита – 98. Секция II. Прочность и оценка остаточного ресурса эксплуатируемых конструкций и оборудования повышенной экологической опасности: тез. докл. междунар. конгр. М.: Изд-во ГАНГ, 1998. С. 6–8.

125. *Наумова Г. А., Овчинникова Г. Н.* Расчет сложных стержневых конструкций с учетом коррозийных повреждений // Современные технологии в промышленности, строительстве и высшем образовании: инновации, опыт, проблемы, перспективы: тез. докл. межвуз. научн. конф. Камышин: Изд-во КВВИСУ, 1996. С. 167–169.

126. *Наумова Г. А.* Расчетная оценка напряженно-деформированного состояния и ресурса сложных пространственных конструкций с учетом кинетики коррозионных повреждений: автореф. дис. … д-ра техн. наук. Саратов, 2000. 35 с.

127. *Никитин В. И.* Расчет жаростойкости металлов. М.: Металлургия, 1976. 208 с.

128. *Никитин В. И.* Коррозионное растрескивание металлов при постоянном напряжении и постоянной скорости деформирования // Физико-химическая механика материалов. 1989. № 1. С. 31–38.

129. *Никитин В. И.* Расчет жаростойкости металлов. М.: Металлургия, 1976. 208 с.

130. *Никифорчин Г. Н.* Механическая ситуация в вершине коррозионно-усталостной трещины и циклическая трещиностойкость сталей // Физико-химическая механика материалов. 2009. № 2. С. 3–12.

131. *Новиков В. Ф.* О магнитоупругом гистерезисе в сплавах железа с тербием // Физика металлов и металловедение. 1980. Т. 49. Вып. 2. С. 292–295.

132. *Новиков В. Ф.* Устойчивость остаточно-намагниченного состояния инструментальных сталей // Дефектоскопия. 1995. № 2. С. 68–71.

133. *Новиков В. Ф.* Магнитоупругие свойства композиционных материалов, содержащих кобальт // Физика металлов и металловедение. 1991. № 1. С. 202–205.

134. *Новиков В. Ф., Яценко Т. А., Бахарев М. С.* К природе пьезомагнитного эффекта остаточно намагниченного состояния магнетика // Известия вузов. Нефть и газ. 1998. № 4. С. 96–102.

135. *Новиков В. Ф., Тихонов В. П.* К определению напряжений в лопатках турбин магнитоупругим методом // Проблемы прочности. 1981. № 1. С. 64–67.

136. *Новиков В. Ф., Долгих Е. В., Конопелько А. М.* О новом виде памяти к механическим напряжениям // Проблемы освоения нефтегазовых ресурсов Западной Сибири. Тюмень. 1979. С. 38–41.

137. *Новожилов В. В., Рыбакина О. Г.* Исследование распространения поврежденных трещин при циклических нагрузках // Механическая усталость металлов. Киев: Наукова думка, 1983. С. 231–239.

138. *Носов А. К., Кривошеин И. В., Петрунина Е. А.* Расчет неразрезных балок методом сил с учетом локальных повреждений / Сарат. политехн. ин-т. Саратов, 1992. 19 с. Деп. в ВИНИТИ. № 3480-В92.

139. *Носов А. К., Кривошеин И. В., Петрунина Е. А.* Расчет неразрезных балок методом сил с учетом локальных повреждений / Сарат. политехн. ин-т. Саратов, 1992. 13 с. Деп. в ВИНИТИ. № 3479-В92.

140. *Носов А. К., Нестерова М. Е., Быков А. В.* Учет локальных эксплуатационных повреждений при расчете стержневых систем // Работоспособность материалов и элементов конструкции при действии агрессивных сред: межвуз. научн. сб. Саратов: Изд-во СПИ, 1986. С. 21–23.

141. *Овчинников И. Г.* Механика пластинок и оболочек, подвергающихся коррозионному износу / Сарат. политехн. ин-т. Саратов, 1991. 115 с. Деп. в ВИНИТИ 30.07.91. № 3251-В91.

142. *Овчинников И. Г.* О методологии построения моделей конструкций, взаимодействующих с агрессивными средами // Долговечность материалов и элементов конструкции в агрессивных и высокотемпературных средах: межвуз. научн. сб. Саратов: СПИ, 1988. С. 17–21.

143. *Овчинников И. Г.* Об одной модели коррозионного разрушения // Механика деформируемых сред: межвуз. научн. сб. Саратов: СПИ, 1979. Вып. 6. С. 183–188.

144. *Овчинников И. Г., Айнабеков А. И., Кудайбергенов Н. Б.* Инженерные методы расчета конструкций, эксплуатирующихся в агрессивных средах: учеб. пособие. Алматы: РИК, 1994. 132 с.

145. *Овчинников И. Г., Гарбуз Е. В.* Термонапряженное состояние толстостенной цилиндрической оболочки, подвергающейся коррозионному износу // Известия вузов. Строительство и архитектура. 1987. № 3. С. 17–20.

146. *Овчинников И. Г., Дворкин М. С., Сабитов Х. А.* Банк математических моделей коррозионного износа, применяемых для прогнозирования поведения металлоконструкций // Проблемы прочности материалов и конструкций, взаимодействующих с агрессивными средами: межвуз. научн. сб. Саратов: СГТУ, 1993. С. 141–150.

147. *Овчинников И. Г., Елисеев Л. Л.* Применение логистического уравнения для описания процесса коррозионного разрушения // Физико-химическая механика материалов. 1981. № 6. С. 30–35.

148. *Овчинников И. Г., Кудайбергенов Н. Б.* Математические модели, учитывающие изменения расчетных схем конструкций зданий, эксплуатирующихся в агрессивных средах // Проблемы повышения надежности и долговечности строительных конструкций зданий и сооружений: сб. науч. трудов. Шымкент: Каз. ХТИ, 1993. С. 9–25.

149. *Овчинников И. Г., Кудайбергенов Н. Б., Дворкин М. С.* Моделирование кинетики коррозии металлоконструкций с использованием банка математических моделей коррозии // Проблемы повышения надежности и долговечности конструкций зданий и сооружений: сб. науч. трудов. Шымкент: Каз. ХТИ, 1993. С. 71–80.

150. *Овчинников И. Г., Наумова Г. А., Кабанин В. В.* Прочность и долговечность элементов трубопроводных конструкций с повреждениями коррозионного характера / Сарат. гос. техн. ун-т. Саратов, 1999. 164 с. Деп. в ВИНИТИ 03.02.99.№ 373-В99.

151. *Овчинников И. Г., Наумова Г. А., Овчинникова Г. Н.* Расчет сложных стержневых конструкций с учетом кинетики развития коррозионных повреждений / Сарат. гос. техн. ун-т. Саратов, 1999. 135 с. Деп. в ВИНИТИ 03.02.99.№ 350-В99.

152. *Овчинников И. Г., Почтман Ю. М.* Тонкостенные конструкции в условиях коррозионного износа. Расчет и оптимизация. Днепропетровск: Изд-во ДГУ, 1995. 192 с.

153. *Овчинников И. Г., Сабитов Х. А.* К определению напряженно-деформированного состояния и долговечности цилиндрических оболочек с учетом коррозионного износа // Строительная механика и расчет сооружений. 1986. № 1. С. 13–17.

154. *Овчинников И. Г., Сабитов Х. А.* К расчету нелинейно-упругой цилиндрической оболочки с учетом коррозионного износа // Известия вузов. Строительство и архитектура. 1984. № 6. С. 38–41.

155. *Овчинникова Г. Н.* К расчету несущей способности изгибаемых конструкций с учетом локальных коррозионных дефектов // Прочность и живучесть конструкций: сб. трудов всерос. научн. конф. Вологда: Изд-во ВПИ, 1993. С. 11.

156. *Овчинникова Г. Н.* Прогнозирование работоспособности статически неопределимых стержневых конструкции с учетом кинетики развития локальных коррозионных повреждений // Сарат. гос. техн. ун-т. Саратов, 1994. 11 с. Деп. в ВИНИТИ 15.04.94. № 904-В94.

157. *Овчинникова Г. Н.* Расчет сложных стержневых конструкций с учетом кинетики развития распределенных и локальных коррозионных повреждений: автореф. дис. … канд. техн. наук. Волгоград, 1996. 24 с.

158. ОСТ 108.031.02–75. Котлы стационарные паровые и водогрейные и трубопроводы пара и горячей воды. Нормы расчета на прочность. М., 1975. 47 с.

159. ОСТ 14249–80. Сосуды и аппараты. Нормы и методы расчета на прочность. М., 1980. 64 с.

160. *Отс А. А.* Коррозия и износ поверхностей нагрева котлов. М.: Энергоатомиздат, 1987. 272 с.

161. *Павлов И. В., Гордиенко В. Е.* К вопросу комплексного применения методов и средств контроля и диагностики технического состояния конструкций // Контроль. Диагностика. 2007. № 9. С. 53–55.

162. *Павлов П. А., Кадырбеков Б. А., Борисевич В. В.* Оценка сопротивления коррозионному растрескиванию сталей при сложном напряженном состоянии // Проблемы прочности. 1988. № 3. С. 84–87.

163. *Павлов П. А., Кадырбеков Б. А., Борисевич В. В.* Равномерная коррозия под напряжением и коррозионное растрескивание конструкционных сталей // Физико-химическая механика материалов. 1985. № 3. С. 61–64.

164. *Павлов П. А., Кадырбеков Б. А., Колесников В. А.* Прочность сталей в коррозионных средах. Алма-Ата: Наука, 1987. 272 с.

165. *Павловский Б. Р., Гедике Х., Кизингер Р., Холзаков Н. В.* Инспекция трубопроводов с помощью интеллектуальных дефектоскопов-снарядов // Безопасность труда в промышленности. 1992. № 3. С. 15–18.

166. *Панасюк В. В., Ратыч Л. В., Дмытрах И. Н.* О некоторых задачах исследования циклической трещиностойкости материалов в жидких средах // Физико-химическая механика материалов. 1982. № 6. С. 42–49.

167. *Панасюк В. В., Ратыч Л. В., Дмытрах И. Н.* Определение циклической трещиностойкости конструкционных материалов в коррозионной среде // Физ.-хим. механика материалов. 1983. № 6. С. 109–112.

168. *Панасюк В. В., Ратыч Л. В., Дмытрах И. Н.* Циклическая трещиностойкость металлов в коррозионных средах // Успехи механики. 1984. № 3. С. 37–50.

169. *Панасюк В. В., Ратыч Л. И., Звездин Ю. И.* Диаграммы циклической коррозионной трещиностойкости некоторых корпусных сталей // Физико-химическая механика материалов. 1985. № 3. С. 37–45.

170. Пат. 2298772, Российская Федерация, МПК51 G01L 1/12. Способ определения остаточных напряжений в изделиях из ферромагнитных материалов / Гордиенко Е. Г., Гордиенко В. Е., Овчинников Н. В.; заявитель и патентообладатель Санкт-Петерб. гос. архит.-строит. ун-т. – № 2005137506/28; заявл. 01.12.05; опубл. 10.05.07, Бюл. № 13. 6 с.

171. Пат. 2303769, Российская Федерация, МПК51 G01L 1/12. Способ определения остаточных напряжений в изделиях из ферромагнитных материалов / Гордиенко Е. Г., Гордиенко В. Е.; заявитель и патентообладатель Санкт-Петерб. гос. архит.-строит. ун-т. – № 2006127734/28; заявл. 31.07.06; опубл. 27.07.07, Бюл. № 21. 7 с.

172. Пат. № 2308009, Российская Федерация, МПК51 G01L 1/12. Способ определения остаточных напряжений в изделиях из ферромагнитных материалов / Гордиенко Е. Г., Гордиенко В. Е.; заявитель и патентообладатель Санкт-Петерб. гос. архит.-строит. ун-т. – № 2006132213/28; заявл. 07.09.06; опубл. 10.10.07, Бюл. № 28. 7 с.

173. *Перунов Б. В., Пауль А. И., Стеклов О. И.* Растрескивание сварных соединений в сероводородных средах // Физико-химическая механика материалов. 1986. № 3. С. 115–118.

174. *Петривский Р. А., Красовская Г. М., Алексеев С. Н.* [и др.]. Определение сопротивления хрупкому разрушению арматурной стали 20 ГС2 // Физико-химическая механика материалов. 1977. № 2. С. 44–49.

175. *Плешаков В. В., Шатерников В. Е., Филинов В. В.* Магнитошумовой контроль технологических напряжений. М.: ИНТС, 1995. 155 с.

176. *Французова Л. П.* Повышение ударной вязкости конструкционных сталей термоциклической обработкой // Металловедение и термическая обработка металлов. 1984. № 4. С. 15–17.

177. *Поплавко Ю. М.* Основы физики магнитных явлений в кристаллах. Киев: НТУУ «КПИ», 2004. 227 с.

178. *Попов А. А.* Теория превращений в твердом состоянии. Екатеринбург: ГОУ ВПО УГТУ–УПИ, 2004. 160 с.

179. *Попов А. А.* Фазовые превращения в металлических сплавах. М.: Металлургия, 1963. 311 с.

180. Пособие по контролю состояния строительных металлических конструкций зданий и проектированию восстановления защиты конструкций от коррозии (к СНиП 2.03.II-85) // ЦНИИпроектстальконструкция им. Мельникова. М.: Стройиздат, 1989. 51 с.

181. СП 28.13330.2012. Защита строительных конструкций от коррозии. Актуализированная редакция СНиП 2.03.11–85 (с Изменениями № 1, 2). М., 2012. 100 с.

182. *Портер Л. Ф.* Сверхмелкое зерно в металлах. М.: Металлургия, 1973. С. 135–163.

183. *Почтман Ю. М., Зеленцов Д. Г.* Некоторые модели задач оптимизации конструкций, взаимодействующих с агрессивными средами // Доклады АН УССР. Серия А. 1987. № 12. С. 39–43.

184. Правила устройства вертикальных цилиндрических стальных резервуаров для нефти и нефтепродуктов. ПБ 03-605-03. М., 2003. 73 с.

185. *Прокопенко А. В.* Влияние низких температур на циклическую прочность конструкционных сталей // Проблемы прочности. 1978. № 1. С. 56–59.

186. *Прохоров Э. Н.* Горячие трещины при сварке. М.: Машгиз, 1952. 219 с.

187. *Гутман Э. М., Зайнуллин Р. С., Шаталов А. Т.* Прочность газопромысловых труб в условиях коррозионного износа. М.: Недра, 1984. 76 с.

188. *Труфяков В. И.* Прочность сварных соединений при переменных нагрузках. Киев: Наукова думка, 1990. 256 с.

189. *Райзер В. Д.* Вопросы надежности строительных конструкций при износе // Исследования по строительной механике: сб. трудов. М.: Наука, 1985. С. 61–66.

190. *Расулов И. Р., Гасымов Э. М., Абдурахманов Л. Р.* О математическом прогнозировании коррозионного разрушения конструкций в агрессивных средах // Уч. записки Азерб. инж.-стр. ин-та. Баку, 1978. Серия X. С. 147–151.

191. *Ребиндер П. А.* Материалы VI съезда русских физиков. М.: Гостехиздат, 1928. С. 3–14.

192. Реклама компании ИНТЕРЮНИС. URL: www.interunis.ru

193. Рекомендации по проектированию защиты от коррозии строительных металлоконструкций. М.: ЦНИИПроектстальконструкция, 1988. 33 с.

194. *Родионова С. С.* Магнитный контроль структуры и механических свойств стальных изделий после термической обработки и деформационного упрочнения: дис. … канд. техн. наук. Екатеринбург, 2002. 214 с.

195. *Родичев Л. В., Каримов З. Ф.* Физическое моделирование процессов коррозии металла, протекающих под слоем антикоррозионной защиты // Строительство трубопроводов. 1993. № 6. С. 29–32.

196. *Романив О. Н., Никифорчин Г. Г.* Механика коррозионного разрушения конструкционных сплавов. М.: Металлургия, 1986. 294 с.

197. *Романив О. Н.* О закономерностях роста трещин при коррозионной усталости сталей // Физико-химическая механика материалов. 1980. № 3. С. 14–29.

198. *Романив О. Н., Никифорчин Г. И., Андрусив Б. Н.* Влияние закрытия и геометрии усталостных трещин на структурную чувствительность припороговой усталости сталей // Физ.-хим. механика материалов. 1984. № 6. С. 71–77.

199. *Романив О. Н., Никифорчин Г. Н., Вольдемаров А. В.* Коррозионно-циклическая трещиностойкость: закономерности формирования порогов и ресурсные возможности различных конструкционных сплавов // Физико-химическая механика материалов. 1985. № 3. С. 7–20.

200. *Романив О. Н., Никифорчин Г. Н., Петрина Ю. Д.* О влиянии воды и влаги на трещиностойкость конструкционных сталей при кратковременном нагружении // Физико-химическая механика материалов. 1974. № 1. С. 60–68.

201. *Романов В. В.* Влияние коррозионной среды на циклическую прочность металлов. М.: Наука, 1969. 219 с.

202. *Романов В. В.* Влияние растягивающих напряжений на скорость коррозии металлов // Тр. ин-та металлургии им. А. А. Байкова. 1961. № 8. С. 149–153.

203. *Романов В. В.* Коррозионное растрескивание металлов. М.: Машгиз, 1960. 163 с.

204. *Ряхин В. А., Мошкарев Г. Н.* Долговечность и устойчивость сварных конструкций строительных и дорожных машин. М.: Машиностроение, 1984. 230 с.

205. *Савицкий Е. М.* Влияние термоциклической обработки на тонкую структуру и свойства монокристаллов молибдена. Монокристаллы тугоплавких и редких металлов. М., 1971. С. 119–124.

206. *Савицкий Е. М.* Эффекты термоциклирования монокристаллов сплавов вольфрама и молибдена // Докл. АН СССР. 1971. Т. 198. № 2. С. 373–376.

207. *Салтыков А. А.* Стереометрическая металлография. М.: Металлургия, 1970. 221 с.

208. Сверхмелкое зерно в металлах: сб. статей / пер. с англ. В. В. Романеева и А. А. Григорьяна; под ред. [и с предисл.] Л. К. Гордиенко. М.: Металлургия, 1973. 383 с.

209. *Семёнова И. В., Флорианович Г. М., Хорошилов А. В.* Коррозия и защита от коррозии. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2010. 416 с.

210. *Сигаев А. А., Мочалова Т. Ф., Пындак В. И.* [и др.]. Коррозионная стойкость сварных соединений стали 25Х1СДЮЧЛ в сероводородосодержащей среде // Сварочное производство. 1985. № 7. С. 4–6.

211. *Соколов С. А.* Металлические конструкции подъемно-транспортных машин. СПб.: Политехника, 2005. 424 с.

212. *Соколов С. А., Карзов Г. П.* Прочность и долговечность металлических конструкций ПТМ. Л.: ЛПИ, 1989. 88 с.

213. *Сорокин В. Н., Стеклов О. И., Матохин Г. В.* Комплексная методика исследования влияния технологического воздействия на коррозионно-механическую стойкость судостроительных тонколистовых материалов // Вопросы судостроения. 1979. Вып. 21. С. 29–34.

214. *Сосновский А. А.* Статическая механика усталостного разрушения. М.: Наука и техника, 1987. 289 с.

215. *Гохберг М. М.* Справочник по кранам. Т. 1. Характеристики материалов и нагрузок. Основы расчета кранов, их приводов и металлических конструкций. Л.: Машиностроение, 1988. 536 с.

216. *Стеклов О. И.* Механокоррозионая прочность и мониторинг крупногабаритных конструкций повышенной экологической опасности // Защита металлов. 1996. № 4. С. 352–357.

217. *Стеклов О. И.* Стойкость материалов конструкций к коррозии под напряжением. М.: Машиностроение, 1990. 383 с.

218. СНиП II-В.3–72. Строительные нормы и правила. Ч. 2. Раздел В-3. Металлические конструкции. Нормы проектирования. М.: Стройиздат, 1974. 109 с.

219. *Суворов А. Ф., Васильев Г. Г., Горяинов Ю. А.* Сварочно-монтажные работы в трубопроводном строительстве. М.: Звезда, 2006. 352 с.

220. *Тикадзуми С.* Физика ферромагнетизма. Магнитные характеристики и практические применения. М.: Мир, 1987. 420 с.

221. *Тимашев С. А.* Надежность больших механических систем. М.: Наука, 1982. 184 с.

222. *Томашов Н. Д.* Коррозия металлов с кислородной деполяризацией. Л.: Химия, 1989. 456 с.

223. *Труфяков В. И.* Влияние некоторых дефектов на прочность стыковых соединений, выполненных контактной сваркой // Автоматическая сварка. 1987. № 2. С. 7–9.

224. *Туфанов Д. Г.* Коррозионная стойкость нержавеющих сталей, сплавов и чистых металлов: справочник. М.: Металлургия, 1990. 320 с.

225. *Улиг Г. Г., Реви Р. У.* Коррозия и борьба с ней. Введение в коррозионную науку и технику. Л.: Химия, 1989. 456 с.

226. *Усенкулов Ж. А.* Повышение долговечности стальных конструкции этажерок, эксплуатирующихся в агрессивных средах азотной промышленности: автореф. дис. … канд. техн. наук. М., 1986. 22 с.

227. *Федосова Н. Л., Румянцева К. Е., Балмасов А. В.* Антикоррозионная защита металлов. Иваново: ИГХТУ, 2009. 187 с.

228. *Федюкин В. К., Смагоринский М. Е.* Термоциклическая обработка металлов и деталей машин. Л.: Машиностроение, 1989. 255 с.

229. *Федюкин В. К.* Термоциклическая обработка сталей и чугунов. Л.: ЛГУ, 1977. 143 с.

230. *Филинов В. В., Резников Ю. А., Вагин А. В.* Опыт применения метода эффекта Баркгаузена для контроля напряженного состояния деталей из высокопрочной стали // Дефектоскопия. 1992. № 5. С. 17–20.

231. *Филиппов В. В.* Работоспособность металлических конструкций производственных зданий с геометрическими несовершенствами и коррозионными повреждениями: автореф. дис. … д-ра техн. наук. Якутск, 1990. 42 с.

232. *Филиппов В. В.* Работоспособность металлических конструкций производственных зданий Севера. Новосибирск: Наука, 1990. 144 с.

233. *Филиппов В. В., Бережнов К. П.* Банк данных о состоянии корродирующих строительных металлоконструкций // Повышение хладостойкости и несущей способности конструкций: сб. тр. Якутск: ЯФ СО АН СССР, 1987. С. 62–68.

234. *Филиппов В. В., Иванов П. М., Бережнов К. П.* Влияние коррозии на надежность стальных строительных конструкций // Изв. вузов. Строительство и архитектура. 1984. № 9. С. 135–138.

235. *Бернштейн М. Л.* Фрактография и атлас фрактографии: справочное пособие. М.: Металлургия, 1982. 489 с.

236. *Фридман Я. Б.* Механические свойства металлов. М.: Машиностроение, 1974. 350 с.

237. *Халдеев В. Г., Борисова Т. Ф.* Водородопроницаемость металлов и сплавов в коррозионно-электрохимических процессах // Итоги науки и техники. Электрохимия. 1989. Т. 30. С. 51–54.

238. *Хлебов В. И., Стебаков В. П., Ларионов В. П.* Низкотемпературная усталость стыковых соединений из низкоуглеродистой стали. Работоспособность машин и конструкций в условиях низких температур. Якутск, 2002. 362 с.

239. *Цикерман Л. Я.* Диагностика коррозии трубопроводов с применением ЭВМ. М.: Недра, 1977. 319 с.

240. *Цикерман Л. Я.* Долгосрочный прогноз опасности грунтовой коррозии металлов. М.: Недра, 1966. 175 с.

241. *Цикерман Л. Я., Штурман Я. Г.* Прогноз опасности грунтовой коррозии для стальных сооружений // Защита металлов. 1967. № 2. С. 243–244.

242. *Чендлер К. А.* Коррозия судов и морских сооружений. Л.: Судостроение, 1988. 320 с.

243. *Черепанов Г. П.* Механика хрупкого разрушения. М.: Наука, 1974. 600 с.

244. *Шахназаров С. С.* Оценка технического состояния и прогнозирование остаточного ресурса эксплуатируемых стальных стержневых конструкций: автореф. дис. … канд. техн. наук. Л., 1984. 24 с.

245. *Шварц Г. А.* Коррозия статически напряженных сталей в растворах галлоидных солей, содержащих окислители // Конструкционные неметаллические материалы и коррозия металлов: сб. трудов ин-та НИИХИММАШ. М.: Наука, 1954. Вып. 17. С. 27–38.

246. *Шеин А. А.* Развитие теории расчета резервуарных конструкций с учетом дефектов коррозионного происхождения: автореф. дис. … канд. техн. наук. Пенза, 1998. 22 с.

247. *Шепеляковский К. З.* Упрочнение деталей машин поверхностной закалкой при индукционном нагреве. М.: Машиностроение, 1972. 427 с.

248. *Эделяну С. В.* Коррозионное растрескивание и хрупкость. М.: Машгиз, 1961. 119 с.

249. *Юшкевич П. М., Криштал М. А., Верховский С. Н.* Влияние многократной закалки на текстуру и механические свойства низкоуглеродистой стали // Специальные стали и сплавы. М., 1975. № 4. С. 41–44.

250. *Ярема С. Я.* О корреляции параметров уравнения Пэриса и характеристик циклической трещиностойкости материалов // Проблемы прочности. 1981. № 9. С. 20–28.

251. *Atkinson T. D., Lindley T. C.* Effect of stress wave form and holding time on enviromentally assisted crack propagation in C-Mn structural steel // Met. Sci. 1979. № 7. P. 444–448.

252. *Austen J. M., Walker E. F.* Quantitative understanding of the effects of mechanical and environmental variables or corrosion fatique crack growth behaviour // Influence of Enveronment on Fatique Proc. Int. Cont. London Mech. Eng. Publ, 1977. P. 137–144.

253. *Aziz P. M.* Views on the Mechanism of Pitting corrosion of Aluminum // Corrosion, 1953. Vol. 9. №. 3. P. 8.

254. *Bombara G., Cavallini M.* Two cases of stress cracking of pressure vessels i chemical plants // Brit. Corros. J. Vol. 12. № 4. P. 241–242.

255. *Collins F. L.* Corrosion by Stream Condensate Liens // Corrosion Handbook. Ed. Uhlig. H. H. Wiley, 1948. P. 538–545.

256. *Cracknell A.* The effect of hydrogen on steel. Chem. Eng. (Gr. Brit). 1976. № 306. P. 92–94.

257. *Eckerman R., Hatzinasios A.* CORISEin computergestutztes Korrosionsinformationssystem. Ein Uberblick // Werkst. und Korros. 1993. № 10. P. 398–401.

258. *Guttman H., Sereda P. I.* Measurment of Atmospferic Factors Affecting the Corrosion of Metals // Metal. Corrosion in the atmosphere (ASTM. STP). 1968. № 425. P. 326–354.

259. *Hauser F. E.* Trans. Met. Soc. AIME. 1956. P. 589, P. 206.

260. *Hayden H. W.*, *Floreen S. P., Goodell P. D.* // Met. Trans. 1972. Vol. 3. P. 474.

261. *Haynic F. H.*, *Upham I. B.* Materials Protection and Performance. London, 1970. Vol. 9. № 8. 264 p.

262. *Jindal P.C.*, *Armstrong R.W.* // Trans. Met. Soc. AIME 281. 1969. P. 623, P. 245.

263. *Lai-Zhe Jin.* Select a database designed for materials selection in corrosive environments // Progr. Understand. and. Prev. Corros. 10-th Eur. Corros. Congr., Barcelona, July, 1993, Vol. 1. London, 1993. P. 387–399.

264. *Liddard A. G., Whittaker B. A.* Journal of the Inst. of Metals. 1961. № 89. P. 423–428.

265. *Petch N. J.* The cleavage strength of polycrystals // J. Iron Steel Inst. 174: 25-8. 1953. P. 25.

266. *Rautioaho R., Karjalanen L. P., Moilanen M.* Stress response of Barkhausen noise and coercive force in 9Ni steel // Journal of Magnetism and Magnetic Materials. 1987. Vol. 68. Iss. 3. P. 321–327.

267. *Sinclair G. M., Craig W. J.* Influence of Grain Size on Work Hardening and Fatigue Characteristics of Alpha Brass // Trans. ASM. 1952. Vol. 44. P. 929.

268. Solution of stress corrosion crack problems by the method of caustics / Konsta-Gdoutos M. // Eng. Fract. Mech. 1994. № 4. P. 499–503.

269. *Speich G. R*. Tempering of low-carbon martensite // Trans. Met. Soc. AIME. 1969. Vol. 245. № 10. P. 2553–2564.

270. *Stanners I. F.* Use of Environmental Date in Atmospheric Corrosion Studies // British Corrosion Journal. 1970. Vol. 5. № 3. P. 117–121.

271. *Tripathi R. K., Agniborti U. S., Nanda J. N.* Predietion of the severity of Atmospheruc corrosion by disoriminant analysis of local Meteorogical factors. British corrosion Journal. 1972. № 5. P. 212–215.

272. *Yamashita T.* Transmission electron microscopic observation of dislocation resulting from allotropic transformation of pure iron // Journ. of the physical society Jap. 1962. Vol. 17. P. 527–531.

ОГЛАВЛЕНИЕ

Список условных обозначений..... 3
Введение..... 4
Глава 1. Влияние коррозии металлов на надежность сварных металлоконструкций строительных машин..... 5
1.1. Исследование процесса образования и накопления коррозионных повреждений..... 5
1.2. Факторы, влияющие на развитие процессов коррозии..... 6
1.2.1. Влияние агрессивной коррозионной среды..... 7
1.2.2. Влияние действующих напряжений……..... 8
1.2.3. Влияние исходной структуры и свойств используемого металла..... 11
1.2.4. Влияние защитного покрытия элементов сварных металлоконструкций и температуры окружающей среды…..... 12
1.2.5. Влияние химического состава стали..... 13
Глава 2. Коррозионные повреждения сварных металлоконструкций…….. 15
2.1. Типы и виды коррозии..... 15
2.2. Основные источники возникновения коррозионных воздействий..... 18
2.3. Основные виды коррозионного износа..... 19
2.4. Оценка коррозионной стойкости..... 21
Глава 3. Особенности работы сварных металлоконструкций, эксплуатируемых в коррозионных средах..... 27
3.1. Влияние коррозионной среды на несущую способность сварных металлических конструкций..... 27
3.1.1. Особенности влияния коррозионной среды на сварные соединения, обладающие структурной и механической неоднородностью..... 27
3.1.2. Влияние коррозионной среды на работу сварных МК в условиях циклического нагружения……..... 28
3.1.3. Сопротивляемость элементов МК коррозии под напряжени…… 32
3.1.4. Влияние водородного охрупчивания..... 35
3.2. Особенности влияния коррозионной среды на хладостойкость конструкционных сталей…….. 38
Глава 4. Контроль и оценка технического состояния сварных металлоконструкций, длительно эксплуатируемых в агрессивных средах..... 39
4.1. Проблемы надежности и безопасности эксплуатируемых сварных металлоконструкций..... 39
4.2. Обследование длительно эксплуатируемых сварных металлоконструкций..... 41
4.3. Периодический контроль..... 42
4.4. Внеочередной контроль..... 43
4.5. Основные этапы проведения экспертизы технического состояния металлических конструкций..... 45
4.6. Оценка степени коррозионного износа..... 47
4.7. Оценка технического состояния сварных металлоконструкций…..... 49
4.8. Методы определения действующих напряжений, основанные на магнитомеханическом явлении……..... 50
4.9. Анализ методов оценки НДС сварных металлоконструкций……..... 56
Глава 5. Материалы, методы и методики экспериментальных исследований…... 60
5.1. Обоснование и выбор материала..... 60
5.2. Методика механических испытаний..... 63

5.3. Методика термической обработки..... 63
5.4. Методика металлографического анализа..... 64
5.5. Методика пассивного феррозондового контроля..... 65
5.5.1. Подготовка к проведению экспериментальных исследован…….. 65
5.5.2. Проведение пассивного феррозондового контроля …… 67
5.6. Влияние магнитной и механической предыстории металла..... 68
5.7. Исследование влияния толщины немагнитного защитного покрытия 69
5.8. Методика получения структур с заданной степенью дисперсности..... 70
Глава 6. Влияние термического и деформационного воздействий на структуру и свойства металла сварных металлоконструкций строительных машин……..... 75
6.1. Предпосылки для получения исходных микроструктур с заданной степенью дисперсности..... 75
6.2. Пассивный феррозондовый контроль структурных превращений в конструкционных сталях при термоциклической обработке..... 76
6.3. Оценка влияния режимов термоциклической обработки на механические свойства конструкционных сталей..... 79
6.4. Оценка действующих напряжений в конструкционных сталях при упругопластическом деформировании……..... 93
Глава 7. Пассивный феррозондовый контроль и оценка напряженно-деформированного состояния сварных соединений……..... 110
7.1. Факторы, влияющие на работоспособность сварных металлических конструкций..... 110
7.2. Пассивный феррозондовый контроль НДС сварных соединений……. 114
7.3. Магнитный контроль сварных металлоконструкций с коррозионными повреждениями……..... 121
Глава 8. Моделирование процесса разрушения сварных металлоконструкций, эксплуатируемых в коррозионных средах…… 125
8.1. Особенности поверхностного и объемного воздействия коррозионной среды на сварные металлоконструкции..... 125
8.2. Поведение и расчет сварных металлических конструкций с учетом влияния коррозионной среды..... 126
8.3. Математические модели расчета металлических конструкций с незащищенными поверхностями..... 128
8.4. Математические модели расчета металлических конструкций с учетом влияния напряженно-деформированного состояния..... 131
8.5. Математические модели расчета металлических конструкций с локальными коррозионными повреждениями..... 133
8.6. Оценка достоверности выбранных моделей на примере крупномасштабной сварной металлической фермы..... 135
Глава 9. Способы защиты сварных металлических конструкций от коррозии…..
9.1. Общие требования..... 146
9.2. Требования к металлическим конструкциям и материалам..... 146
9.3. Подготовка поверхности элементов металлоконструкций перед нанесением защитных покрытий..... 148
Глава 10. Мониторинг технического состояния сварных металлических конструкций……..... 150
Библиографический список..... 154

Научное издание

Гордиенко Валерий Евгеньевич,
Абросимова Анжелика Анатольевна,
Щербаков Александр Павлович,
Трунова Елена Васильевна

**ПАССИВНЫЙ ФЕРРОЗОНДОВЫЙ КОНТРОЛЬ
И РАСЧЕТ СВАРНЫХ МЕТАЛЛОКОНСТРУКЦИЙ
СТРОИТЕЛЬНЫХ МАШИН С УЧЕТОМ КИНЕТИКИ
РАЗВИТИЯ КОРРОЗИОННЫХ ПОВРЕЖДЕНИЙ**

Монография

Редактор К. И. Бойкова
Компьютерная верстка С. Н. Яблокова

Подписано к печати 26.12.2018. Формат 60×84 1/16. Бум. офсетная.
Усл. печ. л. 10,1. Тираж 500 экз. Заказ 196. «С» 131.
Санкт-Петербургский государственный архитектурно-строительный университет.
190005, Санкт-Петербург, 2-я Красноармейская ул., д. 4.
Отпечатано на МФУ. 198095, Санкт-Петербург, ул. Розенштейна, д. 32, лит. А.

ДЛЯ ЗАПИСЕЙ

ДЛЯ ЗАПИСЕЙ