

М 337947

МИНИСТЕРСТВО ВЫСШЕГО И СРЕДНЕГО СПЕЦИАЛЬНОГО ОБРАЗОВАНИЯ
С С С Р

Московское ордена Ленина и ордена Трудового Красного Знамени
высшее техническое училище имени Н.Э.Баумана

На правах рукописи

СОРОКИН Виктор Николаевич

ИССЛЕДОВАНИЕ СОПРОТИВЛЯЕМОСТИ КОРРОЗИОННО-
МЕХАНИЧЕСКОМУ РАЗРУШЕНИЮ ТОНКОЛИСТОВЫХ
АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ, ПОДВЕРГНУТЫХ СВАРКЕ И
ТЕПЛОВОЙ ПРАВКЕ

Специальность 05.04.05 - технология и машины
сварочного производства

А в т о р е ф е р а т
диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук

МИНИСТЕРСТВО ВЫСШЕГО И СРЕДНЕГО СПЕЦИАЛЬНОГО ОБРАЗОВАНИЯ
С С С Р

Московское ордена Ленина и ордена Трудового Красного Знамени
высшее техническое училище имени Н.Э.Баумана

На правах рукописи

СОРОКИН Виктор Николаевич

ИССЛЕДОВАНИЕ СОПРОТИВЛЯЕМОСТИ КОРРОЗИОННО-
МЕХАНИЧЕСКОМУ РАЗРУШЕНИЮ ТОНКОЛИСТОВЫХ
АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ, ПОДВЕРГНУТЫХ СВАРКЕ И
ТЕПЛОВОЙ ПРАВКЕ

Специальность 05.04.05 – технология и машины
сварочного производства

А в т о р е ф е р а т
диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук

НТБ МГТУ им. Н.Э.Баумана



1337947

Сорокин В. Н. Исследование

Работа выполнена в Московском ордена Ленина и ордена Трудового Красного Знамени высшем техническом училище им. Н.Э.Баумана.

Научный руководитель - доктор технических наук, профессор
О.И.СТЕКЛОВ

Официальные оппоненты: доктор технических наук, профессор
В.В.ГЕРАСИМОВ

кандидат технических наук,
А.И.АНТИПОВ

Ведущее предприятие - указано в решении Ученого Совета.

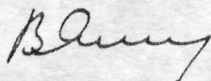
Защита диссертации состоится " " _____ 1979 г.
на заседании специализированного Совета по присуждению ученых
степеней в области технологии и машин сварочного производства
(шифр К 053.15.03) в МВТУ им. Н.Э.Баумана.

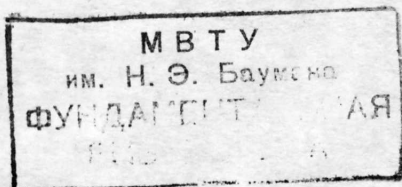
С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке МВТУ им.
Н.Э.Баумана.

Ваши отзывы (в двух экземплярах, заверенные печатью)
просим прислать по адресу: 107005, Москва, 2-я Бауманская ул.,
д. 5, МВТУ им. Н.Э.Баумана, Ученому секретарю.

Автореферат разослан " " _____ 1979 г.

Ученый секретарь
специализированного Совета
доктор технических наук

 В.М.ЯМПОЛЬСКИЙ



Подп. к печ. 17. 04. 79 г. Л-77011 Объем I п.л.
Тип. МВТУ, зак. 588 тип. 100

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

К настоящему времени в области коррозионно-механического разрушения алюминиевых сплавов, применяемых для сварных конструкций, проведен значительный объем исследований, накоплен определенный теоретический и экспериментальный материал. Это работы, выполненные за рубежом и в ряде общесоюзных и отраслевых НИИ, в вузах и на предприятиях. Но проблема повышения качества и увеличения долговечности сварных тонкостенных конструкций из алюминиевых сплавов средней и повышенной прочности в ряде отраслей народного хозяйства приобретает в последние годы решающее значение.

Актуальность проблемы обусловлена тем, что на практике приходится сталкиваться со случаями эксплуатационного отказа сварных тонкостенных конструкций из алюминиевых сплавов вследствие нарушения их герметичности. В первую очередь это относится к крупногабаритным изделиям с большой протяженностью сварных соединений из сплавов повышенной прочности (резервуарам, судам, вагонам и т.п.). Использование сварных алюминиевых сплавов повышенной прочности значительно сдерживается отсутствием необходимых сведений о сопротивляемости сплавов зарождению и развитию коррозионно-механического разрушения при различных режимах нагружения, а также влияния на нее сопутствующих технологических процессов, применяемых при изготовлении конструкций.

Целью работы явилось: определение особенностей коррозионно-механического разрушения тонколистовых свариваемых алюминиевых сплавов и повышение их сопротивляемости разрушению в эксплуатационных условиях.

Работа выполнена в соответствии с координационным планом ГКНТ СМ СССР по проблеме прочность сварных соединений в коррозионных средах.

Методы исследований, применяемые в данной работе, включали анализ кинетики изменения общего электродного потенциала (φ) металла при зарождении и развитии поверхностных несплошностей в результате квазистатического и повторно-статического нагружения; металлографические исследования и фратографический анализ поверхностного микрорельефа; определение структурной и физико-химической неоднородности металла, подвергнутого локальному нагреву (при сварке и безударной тепловой правке); использование ме-

тодов математической статистики для обработки результатов; зависимостей механики разрушения.

Научная новизна. Разработана комплексная методика испытаний, позволяющая раздельно и совместно оценить сопротивляемость началу зарождения коррозионно-механического разрушения, сопротивляемость развитию несквозных трещин и общую долговечность тонколистовых материалов в коррозионных средах при определенном режиме нагружения (квазистатическом и повторно-статическом).

Разработан и обоснован критерий оценки сопротивляемости материалов зарождению коррозионно-механического разрушения $\varepsilon_{кр}$ (критическая величина пластической деформации) на основе анализа кинетики изменения общего электродного потенциала (φ), вызванного изменением поверхностного микрорельефа при одноосном квазистатическом растяжении гладких образцов. Сопротивляемость определяется величиной $\varepsilon_{кр}$, превышение которой не приводит к репассивации (химическому восстановлению) поверхности.

Установлены границы отдельных стадий процесса коррозионно-механического разрушения широких плоских образцов с несквозным надрезом на основе анализа кинетики изменения общего электродного потенциала (φ), вызванного ростом трещины при одноосном повторно-статическом растяжении. Процесс развития несквозной трещины характеризуется определенной скоростью изменения электродного потенциала ($\dot{\varphi}$) на каждой стадии, амплитудой изменения значений потенциала ($\Delta \varphi_c$) и формой изменения кривой потенциала (φ) за цикл нагружения, что является следствием механохимических эффектов в зоне предразрушения (вершине трещины).

Определено влияние структурной неоднородности металла технологического происхождения (после сварки и безударной тепловой правки) на процесс коррозионно-усталостного разрушения. Степень неоднородности свойств металла в зоне локального нагрева зависит от способов и режимов тепловой правки и определяет не только сопротивляемость зарождению и развитию коррозионно-механического разрушения, но и траекторию коррозионно-усталостной трещины при двухосном изгибе.

Практическая ценность. Результаты проведенных исследований учтены при разработке ГОСТ 5.9621-76 "Корпуса металлических судов. Основные положения технологии правки" и при обосновании конкретных рекомендаций по безударной тепловой правке и методам испытаний, внедрение которых в научно-производственном объединении

"Ритм" (г. Ленинград) позволило повысить работоспособность сварных корпусных конструкций из алюминиевых сплавов.

Апробация работы. Основные положения работы докладывались на научном семинаре "Коррозионно-механическая прочность сварных соединений и конструкций" в МДНТП им. Ф.Э.Дзержинского (октябрь 1976 г.); на научном семинаре кафедры "Машины и автоматизация сварочных процессов" МВТУ им. Н.Э.Баумана (декабрь 1976 г.).

Основной материал диссертации опубликован в четырех статьях.

Структура и объем работы. Диссертация состоит из введения, четырех глав и общих выводов. Она изложена на 150 страницах машинописного текста, содержит 19 таблиц и 49 рисунков. Список литературы включает 149 наименований.

Содержание работы

Глава I. "Состояние вопроса". На основе изучения научно-технической литературы приведен анализ условий и факторов, влияющих на коррозионное разрушение алюминиевых сплавов и их сварных соединений, традиционных методов испытаний, критериев оценки и некоторых особенностей разрушения.

Учитывая опыт, накопленный при исследовании коррозионной стойкости сварных соединений в МВТУ им. Н.Э.Баумана, сопротивляемость тонколистовых алюминиевых сплавов и их сварных соединений коррозионно-механическому разрушению (КМР) определена тремя основными условиями: а) свойствами металла (М); б) воздействием среды (С); в) напряженным состоянием металла (Н). Влияние каждого из этих условий для алюминиевых сплавов зависит от ряда факторов, роль которых показана в отдельных работах советских и зарубежных исследователей: Г.В.Акимова, Ф.Ф.Ажогина, Е.Дикса, В.П.Батракова, Е.И.Бурова, В.Д.Валькова, В.В.Герасимова, А.И.Голубева, Э.М.Гутмана, В.В.Романова, М.Пурбе, В.С.Синявского, О.И.Стеклова, И.Н.Фридляндера и др.

Большинство исследований посвящено факторам, определяющим влияние на процесс КМР исходного состава и структуры основного металла и частично сварных соединений. В меньшей степени уделено внимание факторам, определяющим воздействие коррозионной среды на напряженный металл. Механизм влияния факторов внешнего нагружения, таких как способ или скорость деформирования, изучен недостаточно или не раскрыт не только для сварных соединений, но и для основного металла, а в некоторых случаях носит явно противоречивый характер.

Для разработки мер по предотвращению КМР тонкостенных сварных конструкций и повышению их долговечности необходимо знать закономерности начала зарождения трещин, их субкритического роста и наступления критического состояния при заданных условиях нагружения.

Учитывая вышеизложенное, были поставлены цель работы и следующие задачи исследования:

1. Разработать комплексную методику испытаний для оценки сопротивляемости тонколистовых материалов и их сварных соединений коррозионно-механическому разрушению.

2. Исследовать особенности коррозионно-механического разрушения алюминиевых сплавов при заданных условиях нагружения.

3. Оценить влияние безударной тепловой правки на сопротивляемость сплавов коррозионно-механическому разрушению.

Глава II. "Разработка комплексной методики и оборудования для исследования сопротивляемости коррозионно-механическому разрушению тонколистовых материалов". В главе изложены отдельные этапы методики исследований, разработанной в развитие существующих методов испытаний (в основном при постоянной осевой растягивающей нагрузке или при заданной деформации) и критериев оценки. Методика разработана исходя из поставленных задач; существующих представлений о процессе коррозионно-механического разрушения металлов (состоящего из стадии зарождения и роста поверхностных несплошностей) и с учетом возможных условий нагружения (при квазистатическом и повторно-статическом режимах) крупногабаритных тонкостенных сварных конструкций или их отдельных элементов.

Отсутствие серийного оборудования для испытаний на малоцикловую усталость широких плоских образцов при одно- и двухосном виде нагружения затрудняет проведение такого рода исследований. Для этой цели на основании анализа различных схем испытаний материалов для тонкостенных конструкций в МВТУ им. Н.Э.Баумана на кафедре сварки были созданы специальные установки [1,2].

В качестве базовой среды для всех трех этапов испытаний по разработанной методике был взят широко апробированный водный раствор 3 %-го NaCl , имитирующий влияние природных сред (например, морской).

Суть методики заключается в сочетании следующих этапов испытаний, различающихся по целевому назначению.

I этап — определение сопротивляемости металлов зарождению КМР. Для оценки в качестве критерия предложено использовать критическую величину пластической деформации ($\varepsilon_{кр}$), при которой не наблюдается репассивации поверхности. Отсутствие репассивации деформируемого образца определялось по кинетике изменения электрохимической характеристики металла — общего электродного потенциала (φ) при квазистатическом режиме нагружения, когда возможно уменьшение доли чисто механического разрушения и увеличение времени протекания электрохимических процессов. Принятие данного критерия связано с тем, что за время длительной эксплуатации конструкций при наличии коррозионной среды и действующих нагрузок в отдельных местах ее поверхности возможно протекание локальной пластической деформации даже в тех случаях, когда суммарное напряжение от внешней (рабочей) нагрузки и остаточных технологических (в частности от сварочных) ниже предела текучести металла, что приводит к интенсифицированию сорбционных и коррозионных процессов. Для выяснения влияния степени пластической деформации на сопротивляемость металла зарождению устойчивых поверхностных дефектов был использован метод испытаний при постоянной скорости деформирования. Этот метод, как отмечалось Р.Н. Паркинсом и др., считается жестким типом ускоренных испытаний и применяется для предварительной оценки материалов по их склонности к коррозии под напряжением. Критерии оценки при данном виде нагружения (величина максимально достигаемой нагрузки, значения характеристик вязкости и время до разрушения) не отражают влияния скорости деформирования, меняющей характер разрушения, прочностные и пластические свойства металла, и, следовательно, на его сопротивляемость зарождению устойчивых коррозионных дефектов.

Замеры значений φ производили через каждые 5 мкм пластической деформации образца капельным способом по известной схеме после выдержки равной 3 мин; величину φ определяли относительно хлорсеребряного электрода (ЭВЛ-ИМ1); величину средней деформации образца определяли на базе равной 20 мм. Время до разрушения образцов (3х6х100 мм) в зависимости от прочности исследуемых сплавов составляло 6–8 ч.

Для исследований были взяты: алюминий высокой пластичности — А99, сплавы средней прочности — АМг6 (системы $Al-Mg$) и повышенной прочности — АМг6ЗТ1 (системы $Al-Zn-Mg$).

II этап — определение сопротивляемости тонколистового металла

развитию КМР. Для оценки использованы критерии механики разрушения, т.к. отрицательная роль поверхностных концентраторов напряжений (конструктивных, технологических, эксплуатационных) на процесс КМР сварных изделий известна давно. Наибольший практический интерес представляет изучение развития коррозионно-усталостного разрушения от несквозного надреза при одноосном повторно-статическом растяжении, т.к. большинство тонкостенных конструкций работает в условиях малоциклового нагружения.

Для изучения кинетики роста трещин и установления скорости этого процесса на воздухе используют разнообразные методы, при этом многие из них пригодны только для слежения за развитием сквозных трещин, а их использование для исследований в коррозионных средах связано с определенными трудностями. Для упомянутой цели было предложено [2] сопоставить закономерность развития несквозной коррозионно-усталостной трещины с изменением электродного потенциала (φ). В этом случае трещина в контакте с коррозионной средой рассматривали как короткозамкнутую систему, находящуюся в состоянии динамического равновесия, где анод – вершина трещины (зона предразрушения), катод – ее стенки и коррозионная среда – проводник второго рода. Хотя площадь вершины трещины мала и составляет незначительную часть от общей площади поверхности трещины, изменение потенциала системы как показали эксперименты, определяется интенсивностью процессов, происходящих в зоне предразрушения, т.е. в активированном объеме, включающем в себя зону упруго-пластической деформации.

Величину φ определяли относительно хлорсеребряного электрода сравнения (ЭВЛ-ИМ1) с помощью электролитического щупа, установленного на расстоянии 2–3 мм от поверхности образца (500х100х4 мм) в районе несквозного надреза. В качестве измерительной аппаратуры использовался блок катодного вольтметра потенциостата П-5827, запись изменения величины φ при нарастании числа циклов нагружения (N) производилась на диаграммную ленту потенциометра КСП-4. Исследования проводили на образцах из сплава АМг6ЗТ1.

III этап – определение общей долговечности металла при КМР, т.к. эффективное использование тонколистовых материалов для различных сварных конструкций и инженерных сооружений при эксплуатации в коррозионных средах предопределяется в основном не прочностью, а коррозионно-механической долговечностью. За критерий оценки принято критическое количество циклов ($N_{кр}$), необходимое для за-

рождения и прорастания коррозионно-усталостной трещины по сечению образца, т.е. до потери герметичности при заданной величине нагрузки. Исследования проводили на многопозиционной установке УДИМ-3 при повторно-статическом двухосном изгибе плоских дисковых образцов [1]. Значительные размеры поверхности дисковых образцов ($\phi \geq 120$ мм), имитирующих листовую элемент сварной конструкции, способствуют более полному протеканию коррозионных процессов и увеличивают статистическую вероятность возникновения и развития коррозионно-усталостного разрушения. Исследования проводили на образцах из сплавов АМг6 и АМг6ЗТ1.

Глава III. "Исследование поведения алюминиевых сплавов в зависимости от условий нагружения при наличии коррозионной среды" Наблюдаемый на рис. 1 одинаковый характер зависимости $\Delta \varphi = f(\varepsilon)$ для указанных сплавов свидетельствует об идентичности происходящих при этом процессов в приповерхностных слоях нагруженного металла. Процессы протекают в два периода и характеризуются соответствующей скоростью изменения потенциала ($\varphi_{ген}$), что обусловлено существованием пластически деформированного металла в активно-пассивном состоянии.

Изменение $\varphi_{ген}$ как по характеру, так и по величине, вызвано появлением на поверхностном микрорельефе гладких образцов активных мест — мест выхода полос скольжения. Интенсивность генерирования и разрядки дислокаций при заданных условиях испытаний в основном зависит от сложности системы легирования. В первом (инкубационном) периоде — периоде иницирования субмикродофектов, выход дислокаций на поверхность возможен в результате облегченного (единичного, так называемого, ламинарного) скольжения. Истощение протекания указанного процесса приводит к пассивации активных мест, т.е. к смене знака $\Delta \varphi$ в конце первого периода. Начало второго периода — периода развития субмикроскопических дофектов до размеров микродофектов, характеризуется новым и устойчивым сдвигом $\Delta \varphi$ в сторону отрицательных значений, в результате множественного (турбулентного) скольжения дислокаций и повышения химической активности металла. Точкам перегиба на каждой из приведенных кривых соответствует критическое значение пластической деформации $\varepsilon_{кр}$, которой соответствует смена вида протекания пластической деформации от ламинарного к турбулентному. Возможность протекания того или иного процесса и его доли в изменении величины $\Delta \varphi$ определяется условиями деформации и при-

родой металла, его структурным состоянием, состоянием границ и т.п. Незначительное превышение $E_{кр}$ ускоряет электрохимические процессы в активных местах поверхностного микрорельефа с последующим инициированием и стабилизацией месторасположения локальных поверхностных коррозионных дефектов-питтингов и трещин. Их развитие, как концентраторов напряжений, приводящее к разрушению в коррозионной среде, определяется свойствами материала и напряженным состоянием.

При исследованиях по второму этапу за основной и переменный фактор, влияющий на скорость коррозионно-усталостной трещины, брали различную величину циклически (15 цикл/мин) прикладываемой нагрузки для каждого из образцов. Одинаковый характер семейства кривых $\varphi = f(N)$, отражающих кинетику разрушения от несквозного надреза, свидетельствует об идентичности происходящих при этом процессов, что позволило выделить границы четырех периодов в развитии усталостного разрушения (рис. 2). В основу разделения на периоды заложен следующий признак: изменение скорости разблатораживания электродного потенциала ($\dot{\varphi}$). Изменение $\dot{\varphi}$ происходит при значениях потенциала равных $\varphi_{деф}$, $\varphi_{стр}$ и $\varphi_{кр}$, что определяется качественными изменениями в механизме коррозионно-усталостного разрушения. Каждый из периодов характеризуется следующими параметрами: а) скоростью изменения потенциала $\dot{\varphi} = d\varphi/dN$ за время испытания, которая определяется тангенсом угла α наклона кривых; б) размахом изменения значений потенциала $\Delta\varphi = \varphi_{max} - \varphi_{min}$, где φ_{max} , φ_{min} - значения величины потенциала на стадиях нагружения и разгрузки в каждый цикл и в) формой изменения кривой φ за цикл. Наличие постоянных изменений, происходящих в аноде - зоне предразрушения, в результате взаимодействия коррозионных и механических процессов как в микро-, так и макромасштабе, вызывает изменение выш. указанных параметров. Смещения φ в точках перегиба при значениях потенциала больших $\varphi_{стр}$ и $\varphi_{кр}$ связано с резким ускорением роста несквозной коррозионно-усталостной трещины. Для подтверждения этого предположения в работе использовали зависимость $\Delta l/\Delta N = f(K_c)$ - скорости роста трещины в функции коэффициента интенсивности напряжений при наличии коррозионной среды, для получения которой применили метод податливости. Перемещение кромок надреза фиксировали малогабаритным датчиком с упругим элементом; который с целью его стабильной работы изолировали коррозионно-стойким покрытием

[2]. Проведенные эксперименты подтвердили тот факт, что изменение скорости смещения потенциала φ при значениях $\varphi_{стр}$ и $\varphi_{кр}$ соответствует моменту начала и окончания докритического роста несквозной трещины по толщине образца. Фрактографические исследования показали, что росту трещины в III периоде соответствует определенный вид поверхностного микрорельефа — наличие микрополос, что свидетельствует, согласно современным воззрениям, о ее развитии в условиях плоской деформации; для IV периода (критического) выявлено наличие ямочного (вязкого) микроизлома.

Глава IV. "Исследование влияния безударной тепловой правки на сопротивляемость тонколистовых алюминиевых сплавов коррозионно-механическому разрушению". В главе излагается часть комплексных исследований, проводимых в МВТУ им. Н.Э.Баумана на основе разработанной методики, по определению сопротивляемости тонколистовых судостроительных материалов (высокопрочных сталей, алюминиевых и титановых сплавов), подвергнутых определенному технологическому воздействию, в частности, безударной тепловой правке (БТП).

Операция БТП широко применяется в судостроении с целью обеспечения проектной формы корпусным конструкциям после сварки и выполняется при температурах нагрева, свойственных сварочным процессам, и при использовании стандартного сварочного оборудования. Операция местного нагрева узкими полосами (шириной 10–15 мм) поверхности конструкций выполняется двумя основными способами: "холостыми валиками" (с присадкой) и "холостыми проходами" (без присадки).

Проведенными исследованиями показано, что степень теплофизического и химико-металлургического воздействия местного нагрева при БТП во многом определяет результирующий градиент структурной (физико-химической) неоднородности состава металла его поверхности. Это в свою очередь сказалось на месте возникновения и на сопротивляемости зарождению и развитию разрушения в коррозионной среде при одно- и двухосном нагружении.

Основное различие в структурной неоднородности зон БТП, выполненной разными способами, выявляется при меньшей величине $\varepsilon_{кр}$, чем для основного металла. Это вызвано изменением соотношения прочности границ и объема зерен, т.к. известно, что влияние размера зерна обуславливает изменение величины концентрации напряжений при изменении длины полосы скольжения: чем больше размер зерна, тем длиннее полоса скольжения, т.е. выше концентрация на-

пряжений и ниже номинальное напряжение, необходимое для инициирования зарождения устойчивого поверхностного дефекта.

Для сложнелегированного сплава АМг62Т1 одним из основных факторов, влияющих на сопротивляемость коррозионно-усталостному разрушению, является структурная неоднородность, возникающая в зоне местного нагрева. Уровень внешней нагрузки определяет скорость накопления, податливость и смену механизма накопления структурных дефектов, которое проявляется в виде перегибов на кривой $\varphi = f(N)$ и в изменении топографии поверхностного микрорельефа излома для характерных участков.

Проведенный анализ результатов исследований влияния способов выполнения БТП на коррозионно-усталостную долговечность алюминиевых сплавов при двухосном малоцикловом изгибе позволил выявить, что очаги разрушения зарождаются и группируются возле дефектов структуры, которые присутствуют в характерных участках зон БТП и определяют траекторию развития трещин. Механические характеристики материалов, подвергнутых операции БТП различными способами, могут незначительно отличаться друг от друга. Установлено, что существенным фактором, определяющим долговечность алюминиевых сплавов в средах, где они находятся в пассивном состоянии или близком к нему, является не столько численное значение величин его механических характеристик, сколько совокупность свойств поверхностной структуры материала, которая бы обеспечивала наименьшую повреждаемость. В свою очередь это зависит от отрицательного влияния структурных дефектов технологического происхождения (после сварки или тепловой правки) как источников локальной концентрации напряжений и как источников электрохимической активности.

Используя результаты литературного анализа (главы I) и результаты исследований (главы III и IV) предложены пути повышения долговечности несущих элементов тонкостенных конструкций из высокопрочных алюминиевых сплавов, подвергнутых БТП.

Общие выводы

I. Разработана комплексная методика испытаний для оценки сопротивляемости тонколистовых материалов коррозионно-механическому разрушению. Методика состоит из трех этапов и позволяет оценить:

а) сопротивляемость металла зарождению коррозионно-механического разрушения по критической величине пластической деформации

($\epsilon_{кр}$), при достижении которой не наступает репассивации поверхности при квазистатическом одноосном растяжении стандартных образцов;

- б) сопротивляемость металла развитию коррозионно-механического разрушения по коэффициенту интенсивности напряжений (K) и количеству циклов нагружения (N), с фиксацией начала стабильного и неустойчивого роста сквозной трещины по толщине широких плоских образцов при повторно-статическом одноосном растяжении;
- в) долговечность металла с учетом времени на зарождение и развитие коррозионно-механического разрушения по критическому количеству циклов нагружения ($N_{кр}$), вызывающего нарушение герметичности испытываемых элементов, на которых имитируется конструктивное и технологическое подобие элементам тонкостенной конструкции. В качестве таких элементов испытываются дисковые образцы при повторно-статическом двухосном изгибе.

2. Разработан электрохимический метод слежения за стадиями начала и развития коррозионно-механического разрушения, заключающийся в анализе особенностей кинетики и характера изменения кривой общего электродного потенциала (φ) в процессе нагружения, амплитуды ($\Delta\varphi$) и скорости ($\dot{\varphi}$) его изменения на каждой стадии нагружения в пределах каждого цикла.

3. Коррозионно-механическое разрушение металла образцов при квазистатическом одноосном растяжении происходит в два периода. Границей между периодами является точка перегиба на кривой $\varphi = f(\epsilon)$, которой соответствует начало необратимого прироста скорости разлагораживания потенциала ($\dot{\varphi}$). Необратимый прирост наступает при достижении критической величины пластической деформации ($\epsilon_{кр}$), когда происходит качественное изменение поверхностного микрорельефа, вызванное сменой механизма скольжения от легкого (ламинарного) к сложному (турбулентному). Величина $\epsilon_{кр}$ косвенно характеризует сопротивляемость металла зарождению устойчивых коррозионных дефектов на его поверхности, т.к. при этом не происходит репассивации.

4. Сопротивляемость алюминиевых сплавов образованию микрокоррозионных дефектов при квазистатическом растяжении определяется системой легирования, усложнение которой уменьшает критическую величину пластической деформации $\epsilon_{кр}$. В растворе 3 % NaCl для сплава средней прочности АМг6 - 2,7 % и для сплава высокой

прочности АМг62ТІ - 2 %.

5. Коррозионно-механическое разрушение металла широких плоских образцов с несквозным надрезом при повторно-статическом растяжении происходит в четыре периода. Границами между периодами являются точки перегиба на кривой $\varphi = f(N)$; в которых имеет место изменение скорости разблагораживания потенциала (φ). Изменение φ происходит при определенных значениях потенциала ($\varphi_{пер}$, $\varphi_{стр}$ и $\varphi_{кр}$), которые определяются качественными изменениями поверхностного микроизлома берегов трещины, что связано с изменением напряженного состояния в зоне предразрушения.

6. На основании анализа изменения скорости разблагораживания потенциала (φ), фрактографических исследований микрорельефа изломов и определения значений коэффициента интенсивности напряжений (K) для точек перегиба семейства кривых $\varphi = f(N)$, выделенные периоды характеризуют:

- а) первый период - стадию установления потенциала φ в соответствии с задаваемым уровнем циклически прикладываемой нагрузки;
- б) второй период - стадию зарождения коррозионно-усталостной магистральной трещины от несквозного надреза;
- в) третий период - стадию ее докритического (стабильного) развития;
- г) четвертый период - стадию ее критического (нестабильного) роста.

7. Технологическая операция типа безударной тепловой правки, выполненная различными способами ("холостыми проходами" и "холостыми валиками") и связанное с этим физико-химическое воздействие на основной металл приводит к появлению неоднородности свойств металла в зоне местного нагрева, особенно в поверхностном слое, контактирующим с внешней средой.

8. Безударная тепловая правка (БТП) снижает по сравнению с основным металлом:

- а) критическую величину пластической деформации ($\varepsilon_{кр}$) для сплава АМг62ТІ на 30-35 %;
- б) стадию зарождения коррозионно-усталостной трещины от несквозного надреза для сплава АМг62ТІ при выполнении БТП "холостыми проходами" на 20 %, а "холостыми валиками" на 50 %; стадию стабильного ее роста на 10 % и на 52 % соответственно;
- в) долговечность металла дисковых образцов из сплава АМг6 и АМг62ТІ при местном нагреве газозлектрической дугой "холостыми"

ми проходами" (с расплавлением окисной пленки при q_{min}) на 22-24 %; при местном нагреве газовым пламенем и газозлектрической дугой "холостыми проходами" (с расплавлением основного металла при q_{max}) на 25-30 %, при сварке встык и местном нагреве газозлектрической дугой "холостыми валиками" на 20-22 %.

9. Характер зарождения и траектория коррозионно-усталостного разрушения при двухосном изгибе определяются поверхностными структурными дефектами технологического происхождения. Магистральная трещина возникает: а) по нормали к направлению выполнения БТП "холостыми проходами" при q_{min} ; б) под углом 35-55° к направлению выполнения БТП "холостыми проходами" при q_{max} ; в) параллельно направлению выполнения БТП "холостыми валиками" - по линии сплавления.

Исходя из особенностей зарождения, развития и траектории коррозионно-усталостной трещины в зависимости от способов БТП целесообразно для высокопрочных алюминиевых сплавов операцию правки выполнять "холостыми проходами" на минимальной погонной энергии с последующей зачисткой зоны местного нагрева.

Основное содержание диссертации опубликовано в работах:

1. Стеглов О.И., Кушнарелко В.М., Грушко В.М., Соролкин В.Н. Установка для исследования коррозионно-усталостной прочности при двухосном нагружении. "Заводская лаборатория", 1975, № 9, с. II40-II42.
2. Куркин С.А., Стеглов О.И., Соролкин В.Н., Барыбин С.В. Оснастка для исследования развития разрушения в коррозионной среде при малоцикловом нагружении. "Заводская лаборатория", 1976, № 10, с. 1266-1267.
3. Заикин В.М., Михайлов В.С., Соролкин В.Н., Стеглов О.И. Исследование влияния местного нагрева на коррозионно-усталостную прочность алюминиевого сплава при двухосном нагружении. "Технология судостроения", 1978, № 2, с. 3-9.
4. Стеглов О.И., Соролкин В.Н., Матохин Г.В., Михайлов В.С., Заикин В.М. Комплексная методика исследования коррозионно-механической стойкости судостроительных тонколистовых материалов. В сб.: "Вопросы судостроения", серия "Технология судостроения", 1979, вып.21, с.21-35.

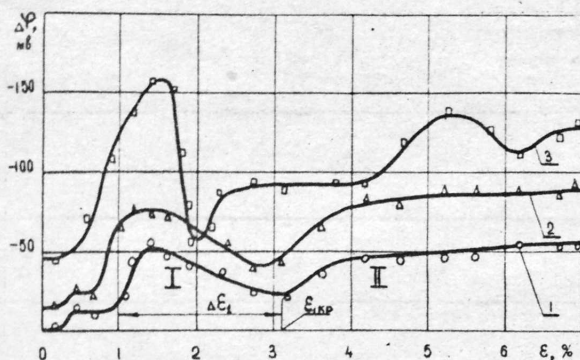


Рис. 1.

Зависимость разности электродного потенциала ($\Delta\varphi$) поверхности гладкого образца из алюминиевого сплава от уровня пластической деформации (ε_{ϕ}) при квазистатическом растяжении I - сплав А99; 2 - сплав АМг6; 3 - сплав АМг62Т1; $\Delta\varepsilon_1$ и $\varepsilon_{кр}$ - интервал легкого скольжения и критическая величина пластической деформации для сплава А99; I - инкубационный период инициирования коррозионного дефекта; II - период развития устойчивого макродефекта.

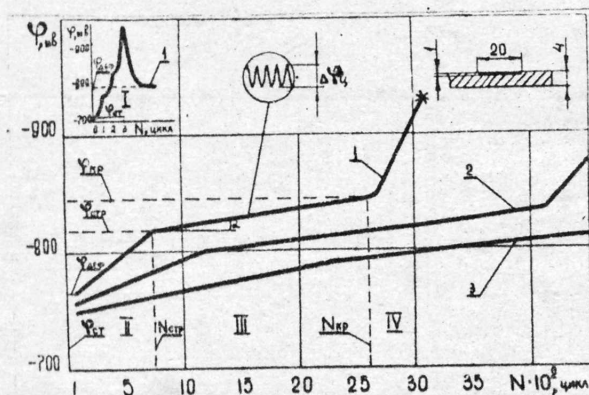


Рис. 2.

Диаграмма электрохимической кинетики коррозионно-усталостного разрушения образца из сплава АМг62Т1 с центральным несквозным надрезом

1 - $\sigma_{\phi p} = 18 \text{ кгс/мм}^2$; 2 - $16,5 \text{ кгс/мм}^2$; 3 - 15 кгс/мм^2 ;

* - начало разрушения сколом по оставшемуся сечению образца.