

Романов Юрий Геннадьевич

РАЗРАБОТКА РАСЧЁТНО-ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОГО МЕТОДА ОЦЕНКИ
СОПРОТИВЛЯЕМОСТИ СТАЛИ ОБРАЗОВАНИЮ ХОЛОДНЫХ ТРЕЩИН
В УСЛОВИЯХ ОТПУСКА ПРИ МНОГОСЛОЙНОЙ СВАРКЕ

Специальность 05.02.10 - Сварка, родственные процессы и технологии



АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук

г. Москва — 2013 г.

Работа выполнена на кафедре технологий сварки и диагностики в Московском государственном техническом университете им.Н.Э. Баумана.

Научный руководитель: **КОНОВАЛОВ Алексей Викторович** доктор технических наук, доцент

Официальные оппоненты: **ЯМПОЛЬСКИЙ Виктор Модестович** доктор технических наук, профессор, Московский государственный университет приборостроения и информатики, заведующий кафедрой

КИСЕЛЕВ Алексей Сергеевич
доктор технических наук,
НИИЦ «Курчатовский институт»,
ведущий научный сотрудник

Ведущая организация: Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина (ГНЦ РФ ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П.Бардина»), г. Москва

Защита состоится «14» марта 2013 г. в 13⁰⁰ часов на заседании диссертационного совета Д 212.141.01 в Московском государственном техническом университете им. Н.Э. Баумана по адресу: 105005, г. Москва, 2-я Бауманская ул., д. 5.

Ваш отзыв на автореферат в двух экземплярах, заверенный печатью организации, просим присылать по указанному адресу на имя ученого секретаря диссертационного совета.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке МГТУ им. Н.Э. Бау

Телефон для справок 8 (499) 267-09-63

Автореферат разослан « » 2013 г.

Ученый секретарь
диссертационного совета Д 212.141.01
доктор технических наук, доцент

А.В.Кононов

А.В.Кононов

НТБ МГТУ им. Н.Э.Баумана



2015689

Романов Ю.Г. Разработка ра

-690

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность. При сварке некоторых углеродистых и легированных сталей возможно снижение их сопротивляемости образованию трещин. Важным аспектом обеспечения надёжности сварных соединений является задача оценки сопротивляемости сталей образованию холодных трещин (ХТ).

Среди основных факторов, влияющих на образование ХТ, наиболее сложным для учёта является структурный фактор. При однопроходной сварке структура металла шва и околошовной зоны (ОШЗ) формируется на этапе охлаждения в основном в процессе полиморфного превращения аустенита. Описание структурного фактора размером бывшего аустенитного зерна и процентным содержанием в структуре металла составляющих мартенситного и бейнитного типа оказалось достаточным для прогноза показателя сопротивляемости сталей образованию ХТ. В условиях многослойной сварки при повторных нагревах в интервале температур отпуска изменения сформированной после мартенситного превращения структуры происходят в результате протекания совершенно других процессов в значительно более сложных температурно-временных условиях, что существенно усложняет описание структурного фактора образования ХТ.

Цель работы: совершенствование метода оценки сопротивляемости сталей образованию ХТ для условий многослойной сварки за счёт разработки способа учёта структурных изменений, протекающих при отпуске свежезакалённых сталей.

Для достижения поставленной цели сформулированы задачи работы:

1. Предложить и обосновать возможность совокупной оценки тех свойств структуры, которые определяют способность стали сопротивляться образованию ХТ.
2. Разработать метод оценки сопротивляемости сталей ХТ на основе совокупного учёта свойств структуры и математической модели изменения этих свойств под воздействием СТП.
3. Показать возможность применения развитого в работе подхода, для чего необходимо:
 - а) провести экспериментальное исследование влияния повторного нагрева на сопротивляемость стали образованию ХТ;
 - б) построить модель изменения сопротивляемости стали ХТ вследствие структурных изменений под воздействием СТП;
 - в) оценить сопротивляемость ХТ стали 30ХН3М2ФА в условиях частичного отпуска мартенсита.

Методы исследования. Экспериментальное исследование сопротивляемости сталей ХТ проводилось на образцах (1,5х10х100) мм по методу ЛТПЗ. При этом использовалась испытательная установка ЛТПЗ-6, в состав которой входит устройство для воспроизведения в образце лабораторного термического

кого цикла (ЛТЦ), электролитическая ячейка для насыщения образца водородом и установка ЛТП2-3 для испытания на замедленное разрушение. Определение содержания диффузионного водорода в образце осуществлялось на газовом хроматографе ЛХМ-8МД. Регистрация водородных пиков, а также запись ЛТЦ производилась на электронном потенциометре типа КСП-4. Модель изменения сопротивляемости сталей образованию ХТ под воздействием СТЦ строилась путём решения обратной задачи математического моделирования. При определении параметров модели использовался метод наименьших квадратов. Программирование вычислительных алгоритмов выполнялось на языке FORTRAN-5.

Научная новизна

- предложена и обоснована возможность введения безразмерной характеристики «у», являющейся оценкой суммарного эффекта влияния структуры на способность стали сопротивляться образованию ХТ;
- предложен подход к оценке сопротивляемости стали образованию ХТ на основе комплексного учёта свойств структуры и математической модели изменения этих свойств в условиях многослойной сварки;
- для стали 30ХНЗМ2ФА построена математическая модель изменения её сопротивляемости ХТ для произвольного термического цикла в интервале температур отпуска;
- экспериментально установлено, что при повторных нагревах законы изменения показателя сопротивляемости ХТ исследованных свежезакалённых сталей имеет похожий вид, что даёт основание предположить существование единой функциональной зависимости между показателем сопротивляемости ХТ и термическим циклом отпуска.

Практическая ценность

- существенно снижен объём экспериментальной работы, необходимый для прогнозирования сопротивляемости стали образованию ХТ при отпуске;
- расширены возможности ИПК «Свариваемость легированных сталей» по прогнозированию появления ХТ при многослойной сварке за счёт учёта кинетики изменения показателя сопротивляемости стали ХТ в интервале температур отпуска.

Апробация работы. Результаты работы докладывались на Всесоюзной научно-технической конференции «Прочность и диагностика сварных конструкций», Тверь, 1991; VII Международной научно-практической конференции «Научные проблемы развития ремонта, технического обслуживания машин, восстановления и упрочнения деталей», Москва, 2011; на научных семинарах кафедры технологий обработки материалов в 2010 г. и технологий сварки и диагностики МГТУ им. Н.Э. Баумана в 2011 г.

Структура и объём работы. Диссертация состоит из введения, 4 глав, общих выводов по работе, списка литературы. Работа изложена на 108 страницах текста, содержит 24 рисунка и 6 таблиц.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Глава 1. Посвящена литературному анализу состояния вопроса оценки сопротивляемости сталей образованию ХТ в условиях многослойной сварки и постановке задач исследования.

В главе изложены современные представления о свариваемости сталей, о природе и факторах образования ХТ. Рассмотрены существующие способы оценки сопротивляемости сталей образованию ХТ и способы повышения стойкости сталей против их образования. Показана необходимость совершенствования подхода к определению структурного фактора образования ХТ для условий многослойной сварки при повторных нагревах в интервале температур отпуска.

Конструкционные легированные стали (КЛС) нашли широкое применение при изготовлении ответственных сварных конструкций. Наиболее частым и опасным проявлением недостаточной свариваемости легированных сталей являются холодные трещины.

Вопросам образования и предупреждения ХТ посвящено большое число работ как отечественных (Макара А.М., Прохоров Н.Н., Шоршоров М.Х., Касаткин Б.С., Петров Г.Л., Макаров Э.Л., Мусияченко В.Ф., Фёдоров В.Г. и другие), так и зарубежных учёных (Велков К., Гранжон Х., Гривняк И., Ито Ю., Зайффарт П., Коттрелл П., Сузуки Х. и другие).

К настоящему времени выявлены основные факторы образования ХТ. Установлено, что зарождение и развитие ХТ связано со структурным состоянием стали, концентрацией в ней диффузионного водорода и уровнем растягивающих напряжений 1-го рода.

Среди существующих способов оценки свариваемости сталей наиболее перспективны расчётные методы. В МГТУ им. Н.Э. Баумана разработан и постоянно развивается расчётно-экспериментальный метод прикладной оценки свариваемости. Метод основан на сопоставлении действительных значений основных факторов образования ХТ с их критическим сочетанием.

По сравнению с однопроходной, при многослойной сварке существенно усложняются условия развития всех факторов образования ХТ, в том числе структурного (рис. 1). При существующем подходе структурный фактор описывается размером бывшего аустенитного зерна и процентным содержанием в структуре металла сварного соединения составляющих мартенситного и бейнитного типа, свойства которых зависят от химического состава и, в первую очередь, от содержания углерода. Однако такое описание структурного фактора не позволяет учитывать влияние на сопротивляемость сталей ХТ структурных изменений, не приводящих к заметному изменению указанных выше характеристик структуры. Такая ситуация, как показали экспериментальные исследования, имеет место на начальных стадиях отпуска некоторых свежезакалённых легированных сталей. Например, для

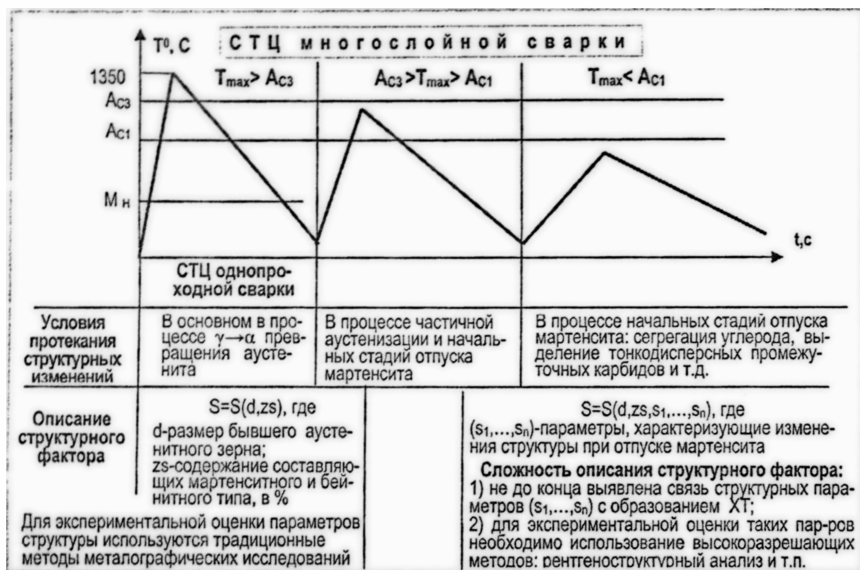


Рис. 1. Описание структурного фактора для условий однопроходной и многослойной сварки

свежезакалённой на мартенсит стали 30ХНЗМ2ФА, повторный нагрев в течении 20 сек при температуре около 350°C привёл к повышению показателя сопротивляемости образованию холодных трещин $H_{ДХР}$ на 56% (рис. 2). При таких условиях в стали с таким химическим составом, как показал литературный анализ процессов отпуска, заметного изменения процентного содержания мартенсита не произойдёт.

Таким образом, для исследованных сталей заметное изменение их сопротивляемости ХТ не сопровождается изменением структурных характеристик, используемых в настоящее время для описания структурного фактора трещинообразования. Это говорит о необходимости определения структурных параметров, связанных с образованием ХТ в условиях отпуска. Однако основная сложность такого определения в том, что до сих пор не до конца выяснено, какие параметры структуры связаны с образованием ХТ. Кроме того, связать показатель сопротивляемости ХТ при отпуске с параметрами структуры с помощью регрессионных зависимостей, как это делается при существующем подходе, затруднено в связи со сложностью экспериментального исследования структуры, особенно на начальных стадиях отпуска. Поэтому в данной работе предложен другой подход к описанию структурного фактора образования ХТ, что позволило оценивать сопротивляемость ХТ свежезакалённых сталей в условиях отпуска при многослойной сварке.

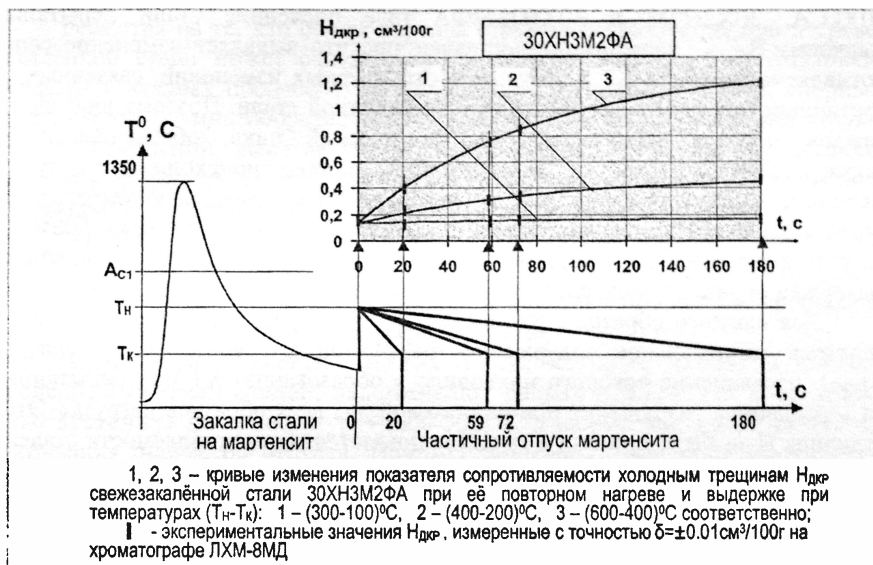


Рис. 2. Влияние частичного отпуска мартенсита свежезакаленной стали 30XH3M2ФА на сопротивляемость образованию ХТ

Глава 2. Посвящена обоснованию предложенного подхода к учёту влияния структуры на сопротивляемость ХТ свежезакалённых сталей при их нагреве в интервале температур отпуска.

В условиях повторных нагревов многослойной сварки металл зоны образования сварного соединения подвергается различным стадиям отпуска. Для прогнозирования образования ХТ надо иметь функциональную связь между показателем сопротивляемости стали образованию трещин и параметрами, определяющими условия их образования. Такую связь можно получить на основе математической модели. С целью определения способа построения математической модели, были проанализированы основные подходы к моделированию, отмечены предпосылки к их применению. Учитывая, что определяющую роль при выборе такого подхода играет уровень знаний об изучаемом явлении, было проведено экспериментальное исследование влияния повторного нагрева на сопротивляемость ХТ ряда свежезакалённых КЛС, а также выполнено литературное исследование физических процессов, приводящих к изменению структурного состояния стали при отпуске. В результате был сделан выбор в пользу феноменологического подхода.

Экспериментальное исследование влияния частичного отпуска мартенсита на сопротивляемость свежезакалённых сталей образованию ХТ выполнялось по методу ЛТПЗ. Для испытаний выбраны стали 12ХН3А,

30ХГСА, 30Х2Н2М и 30ХН3М2ФА (две последние стали испытаны Вялковым В.Г.). Эксперимент поставлен так, что выявляет изменение сопротивляемости стали ХТ в результате структурных изменений, связанных с частичным отпуском мартенсита свежезакалённой стали. Поэтому вначале в каждом образце воспроизводился термический цикл, обеспечивающий закалку стали на мартенсит. При повторном нагреве происходил его отпуск. Величина изменений структурного состояния стали, определяющая степень отпуска мартенсита, регулировалась температурой и длительностью повторного нагрева (рис. 2), а степень насыщения стали водородом - временем выдержки образца в электролитической ячейке.

Для каждого образца с различной степенью отпуска мартенсита определялось минимальное содержание диффузионного водорода в образце ($H_{\text{ДКР}}$), превышение которого приводило к образованию ХТ при испытании на замедленное разрушение при одинаковой для всех образцов нагрузке. Эта величина $H_{\text{ДКР}}$ была принята в качестве показателя сопротивляемости сталей образованию ХТ для заданной величины растягивающих напряжений. В результате для исследуемых сталей получены экспериментальные значения $H_{\text{ДКР}}$ в зависимости от температуры и продолжительности повторного нагрева.

Экспериментальные исследования показали, что для свежезакалённых сталей 12ХН3А, 30ХГСА, 30Х2Н2М и 30ХН3М2ФА заметное изменение сопротивляемости ХТ начинает наблюдаться уже при их кратковременном отпуске в течении 20 сек начиная с температур $(200-300)^{\circ}\text{C}$. Характер изменения сопротивляемости ХТ одинаков: для всех сталей наблюдается монотонное повышение показателя сопротивляемости холодным трещинам $H_{\text{ДКР}}$ при увеличении длительности повторного нагрева. Максимальная скорость изменения $H_{\text{ДКР}}$ наблюдается в начале повторного нагрева и непрерывно снижается по мере увеличения времени термовоздействия. При этом $H_{\text{ДКР}}$ стремится к некоторому уровню, зависящему от температуры отпуска и химического состава стали.

Чтобы связать такой характер поведения показателя сопротивляемости ХТ со структурными изменениями в интервале температур ниже A_{C1} , был выполнен литературный анализ процессов, протекающих в закалённых сталях при их отпуске. Основные результаты такого анализа состоят в следующем:

- к процессам отпуска относят совокупность любых структурных изменений в закалённых на мартенсит сталях при их нагреве в интервале температур отпуска;

- характер и кинетика этих процессов, температурные интервалы их протекания существенно изменяются в зависимости от состава стали, характера легирования, условий термической обработки;

- несмотря на то, что общая картина структурообразования при нагреве закалённой стали может считаться установленной, до сих пор трактовки отдельных важных процессов, происходящих при отпуске сталей, спорны. Причины этого - многообразие параллельно идущих взаимосвязанных структурных изменений, высокая дисперсность выделений на ранних стадиях отпуска и трудность расшифровки структуры таких выделений. Это говорит о сложности экспериментального исследования процессов отпуска.

Опираясь на общие представления о структурообразовании при отпуске и учитывая химический состав исследуемых нами сталей, были сделаны следующие выводы о характере и кинетике протекания процессов распада мартенсита и остаточного аустенита.

Легирующие элементы Cr, Mo, V, Si, которые входят в состав исследуемых нами сталей, задерживают распад мартенсита и остаточного аустенита до температур $\sim (400-500)^\circ\text{C}$ и сильно замедляют скорости протекания процессов отпуска. Поэтому заметного изменения перечисленных составляющих структуры исследуемых сталей в температурно-временном интервале эксперимента (рис. 2) не происходит. Следовательно, причина изменения сопротивляемости ХТ заключается в других процессах. Из этого следует, что в интервале температур отпуска структурный фактор образования ХТ для исследуемых сталей не может быть описан процентным содержанием мартенсита. Для этого требуется другой набор параметров. Однако основная сложность определения такого набора в том, что в общем случае структура описывается набором параметров на субмикро-, микро- и макроуровне и при этом не до конца выяснено, какие из этих параметров связаны с зарождением и развитием ХТ. Такая неопределённость может привести к тому, что отсутствие в модели хотя бы одного из существенных факторов может повлечь за собой ошибочную интерпретацию явлений, протекающих в объекте. В свою очередь, это может явиться причиной серьёзных ошибок в решениях, принимаемых с помощью модели.

Таким образом, недостаточный уровень знаний о процессах трещинообразования, их исключительно сложное переплетение и взаимосвязанность на разных масштабных уровнях и стадиях, затрудняет применение теоретического подхода к проблеме образования ХТ. Сложность выявления параметров для описания влияния структуры на сопротивляемость сталей ХТ в условиях отпуска затрудняет реализацию подходов, в которых структурный фактор определяется через параметры структуры стали.

В этой ситуации, на наш взгляд, перспективен феноменологический подход к проблеме оценки сопротивляемости сталей ХТ на основе комплексного учёта свойств структуры, связанных с образованием трещин, и математической модели изменения этих свойств в условиях сварки. При таком подходе не требуется выявлять структурные параметры, связанные с зарождением и развитием холодных трещин.

Глава 3. Посвящена разработке метода оценки сопротивляемости сталей образованию ХТ при отпуске свежескалённых сталей в условиях многослойной сварки.

В главе приведено обоснование возможности совокупной оценки свойств структуры, которые определяют способность стали сопротивляться образованию ХТ. Сформулированы основные положения предложенного подхода, на основе которых разработан метод оценки сопротивляемости сталей образованию ХТ в условиях повторных нагревов многослойной сварки. Рассмотрены основные этапы разработанного метода. Для стали 30ХНЗМ2ФА продемонстрирован предложенный способ построения математической модели.

Учитывая взаимосвязь между основными факторами при образовании ХТ, можно записать:

$$R_{\text{ХТ}}\{\sigma, H, \underbrace{[S_0(s_{01}, s_{02}, \dots, s_{0m}), \dots, S_n(s_{n1}, s_{n2}, \dots, s_{nm})]}_{y(t)}\} = 0$$

При этом мы исходили из следующего. Разрушение образца наступит лишь тогда, когда в металле протекут все необходимые для образования трещин процессы и соответствующие им структурные изменения. Структурные изменения, связанные с образованием и развитием ХТ, протекают во времени, начиная с начала накопления латентной энергии, необходимой для зарождения трещины (структурное состояние S_0), её медленного роста (структурные состояния $(S_1 \dots S_{n-1})$), и заканчивая переходом макротрещины в неустойчивое состояние (структурное состояние S_n). Таким структурным изменениям можно поставить в соответствие переменную $y(t)$, которая имеет смысл совокупной оценки тех свойств структуры, которые определяют способность стали сопротивляться образованию ХТ. Влияние структурных изменений на сопротивляемость сталей ХТ можно исследовать с помощью метода ЛТПЗ. За показатель сопротивляемости ХТ принято критическое содержание в стали диффузионного водорода, начиная с которого для заданной величины растягивающих напряжений образуются ХТ.

$$H_{\text{ДКР}} = H_{\text{ДКР}}[y(t)]|_{\sigma=\text{const}}$$

Такой выбор обусловлен тем, что величина $H_{\text{ДКР}}$ измеряется с известной точностью, определяемой типом хроматографа. В этом случае возможна проверка критерия практики, что необходимо при построении модели.

Будем считать, что структурное состояние стали формируется под воздействием СТЦ. Поэтому надо установить закономерность изменения структурного состояния стали от характера изменения температуры. Необходимые зависимости выявляются эмпирически на основе сравнения экспери-

ментальных результатов с прогнозами на основе математической модели. В этом случае процесс математического моделирования состоит в проверке выдвигаемых гипотез до тех пор, пока модельные кривые не будут описывать экспериментальную базу данных с точностью измерения этих данных.

Таким образом, основными положениями предложенного подхода к оценке сопротивляемости стали образованию ХТ являются:

1 - комплексный учёт тех свойств структуры, которые определяют способность стали сопротивляться образованию ХТ;

2 - применение метода ЛТПЗ для экспериментального исследования влияния термовоздействий на сопротивляемость стали ХТ;

3 - построение модели влияния термовоздействий на сопротивляемость стали ХТ путём решения обратной задачи математического моделирования.

В соответствии с основными положениями разработан метод оценки сопротивляемости стали образованию ХТ в условиях многослойной сварки (рис. 3). Для выполнения такой оценки необходимо:

1. Провести испытание образцов исследуемой стали по методу ЛТПЗ.

2. Построить математическую модель изменения сопротивляемости стали ХТ в условиях СТЦ и проверить её пригодность для расчётов по экспериментальной базе данных.

3. Выполнить расчёты или замеры СТЦ в интересующих точках сварного соединения для исследуемого варианта сварки.

4. Выполнить оценку сопротивляемости стали образованию ХТ по разработанным расчётным алгоритмам.

Оценка сопротивляемости ХТ конкретной стали состоит из двух этапов (рис. 3). Задача первого этапа заключается в получении необходимой для модельной оценки стали функциональной связи. Для этого сталь экспериментально исследуется по методу ЛТПЗ с целью выявления характера изменения $H_{\text{ДКР}}$ под воздействием СТЦ. Результаты экспериментального исследования, а также некоторые предположения о причинах такого поведения $H_{\text{ДКР}}$, являются основой для формулирования исходных положений гипотетической модели. Эти положения описываются дифференциальными уравнениями и функциональными зависимостями. Построенная математическая модель в нашем случае приводит к дифференциальной задаче. Решение такой задачи даёт искомую функциональную связь. После определения значений модельных параметров по методу наименьших квадратов, необходимо выполнить проверку критерия практики. Если расчёты покажут, что отклонения модельных значений $H_{\text{ДКР}}$ от экспериментальных не превышают точности определения содержания водорода в стали на хроматографе, то это означает, что исходные положения гипотетической модели не противоречат экспериментальной базе данных. Следовательно, полученную функциональную связь можно использовать для расчётов в области её применимости. В противном случае необходима корректировка исходных положений гипоте-

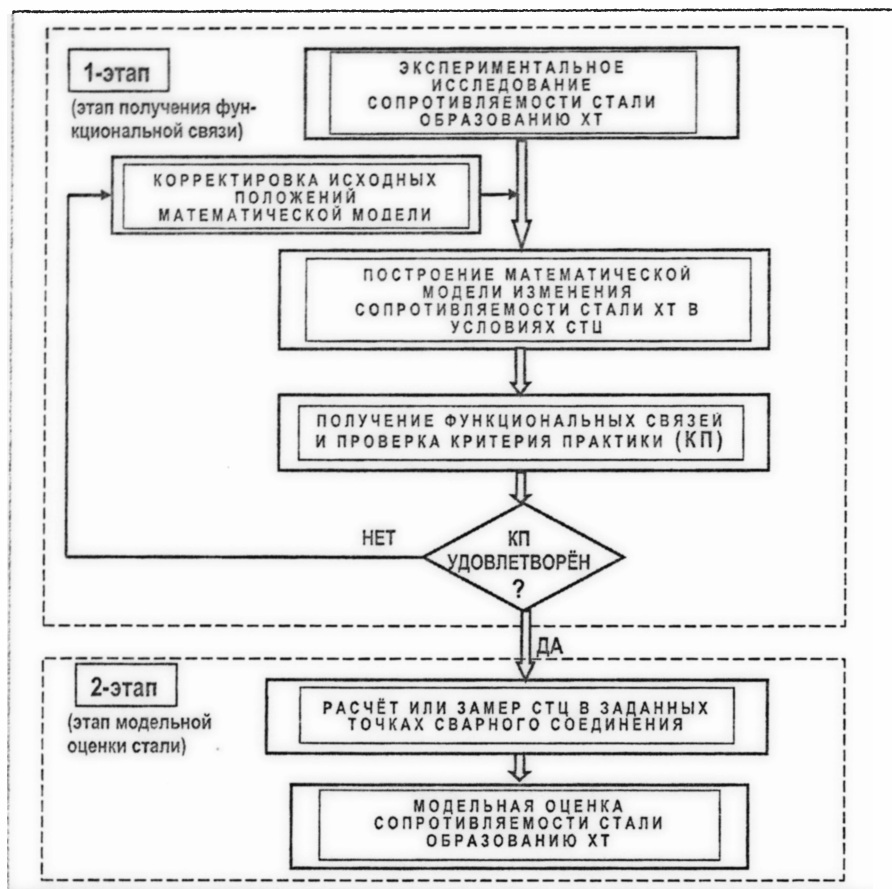


Рис. 3. Блок-схема разработанного метода оценки сопротивляемости стали образованию холодных трещин

тической модели до тех пор, пока не будет удовлетворён критерий практики.

Для демонстрации способа построения математической модели изменения сопротивляемости стали образованию ХТ в условиях частичного отпуска мартенсита выбрана сталь 30ХН3М2ФА. Качественный анализ экспериментальных кривых для этой стали (рис. 2) показал, что характер поведения показателя сопротивляемости холодным трещинам $H_{ДХТ}$ позволяет предположить существование насыщенных состояний. При этом уровень насыщения зависит от температурного интервала термовоздействия. Реакция закалённой стали на тепловое воздействие выражается в непрерывных изменениях

состояний её структуры, что приводит к изменению сопротивляемости стали ХТ. Эксперимент указывает на монотонное возрастание $H_{\text{дкр}}$ по мере увеличения времени термовоздействия. Для описания такого поведения показателя сопротивляемости ХТ в результате проверки различных гипотез, мы пришли к следующим исходным положениям модели [3]:

1. Предполагается, что существуют два предельных состояния структуры, соответствующие $\min$ и $\max$ сопротивляемости стали образованию холодных трещин:

$$H_{\text{д}}^{\min} \leq H_{\text{дкр}} \leq H_{\text{д}}^{\max}$$

2. Текущее значение показателя сопротивляемости стали против ХТ выражается линейной комбинацией предельных состояний её структуры и характеристики структурного состояния стали:

$$H_{\text{дкр}} = [1 - y(t)] H_{\text{д}}^{\min} + y(t) H_{\text{д}}^{\max} \quad (1)$$

где y - безразмерная характеристика текущего состояния структуры.

3. Предполагается, что изменение структурного состояния стали под воздействием СТС описывается линейным дифференциальным уравнением:

$$\frac{dy}{dt} = \alpha(T(t)) - y(t)[\alpha(T(t)) + \beta(T(t))], \quad y(0) = y_0 \quad (2)$$

где y_0 - структурное состояние стали до очередного повторного нагрева.

4. Динамика происходящих в стали процессов определяется скоростями изменения структурного состояния стали, которые, как показал эксперимент, сильно зависят от температуры:

$$\alpha(T) = f T^{-2} \exp\left(-\frac{T_a}{T}\right), \quad \beta(T) = f T^{-2} \exp\left(-\frac{T_b}{T}\right) \quad (3)$$

Решение дифференциальной задачи (2) совместно с (1) дает функциональную связь (4) показателя сопротивляемости стали ХТ с её структурным состоянием, изменяющимся под воздействием СТС:

$$\left. \begin{aligned} H_{\text{дкр}} &= [1 - y(t)] H_{\text{д}}^{\min} + y(t) H_{\text{д}}^{\max} \\ y(t) &= y_0 + (\bar{y} - y_0) \{1 - \exp[-(A+B) \Delta t]\} \\ \bar{y} &= \frac{A}{A+B}, \quad A = \frac{1}{\Delta T} \int_{T_k}^{T_n} \alpha dT, \quad B = \frac{1}{\Delta T} \int_{T_k}^{T_n} \beta dT, \end{aligned} \right\} \quad (4)$$

где $\bar{y}$ - уровень насыщения y при $\Delta t \rightarrow \infty$; Δt - длительность термоцикла; t - текущее время термоцикла; T_n , T_k - температура ($^{\circ}\text{K}$) стали в начале и в конце термовоздействия при повторном нагреве

Расчёты, выполненные с использованием полученных функциональных связей, показали, что отклонения модельных значений $H_{\text{дкр}}$ от экспериментальных не превышают точности определения содержания водорода в стали на хроматографе, т.е. критерий практики удовлетворён (табл.1.). Следовательно модель не отвергается и может быть использована для расчётов в области её применимости.

Таблица 1.

Отклонение расчётных значений $H_{\text{дкр}}$ от экспериментальных

		Длительность повторного нагрева, t, с					(T _н -T _к), град.С
		0	20	59	72	180	
$H_{\text{дкр}}, \frac{\text{см}^3}{100\text{г}}$	расчёт	0,133	0,142	0,154	0,157	0,171	300-100
	эксперимент	0,135	0,138	0,147	0,150	0,180	
	отклонение	-0,002	0,004	0,007	0,007	-0,009	
	расчёт	0,133	0,210	0,316	0,341	0,449	400-200
	эксперимент	0,135	0,210	0,315	0,345	0,447	
	отклонение	-0,002	0,000	0,001	-0,004	0,002	
	расчёт	0,133	0,399	0,761	0,847	1,211	600-400
	эксперимент	0,135	0,410	0,760	0,840	1,213	
	отклонение	-0,002	-0,011	0,001	0,007	-0,002	

Глава 4. Продемонстрирована возможность применения развитого в работе подхода на примере оценки сопротивляемости стали 30ХНЗМ2ФА образованию ХТ в условиях частичного отпуска мартенсита свежезакалённой стали.

Условия, в которых оценивалась сопротивляемость образованию ХТ стали 30ХНЗМ2ФА определялись тепловым режимом второго прохода двухслойной сварки встык стальных листов толщиной 20 мм с V-образной разделкой кромок (рис. 4). Оба прохода выполнены на одинаковых режимах: $I_{\text{св}} = 320 \text{ А}$, $U_{\text{д}} = 24 \text{ В}$, $V_{\text{св}} = 7.2 \text{ м/ч}$. Для оценки изменения сопротивляемости ХТ в случае многопроходной сварки надо на каждом следующем проходе присваивать начальному состоянию стали y_0 значение y в конце предыдущего прохода. В остальном алгоритм оценки сопротивляемости ХТ такой же, как в случае двухпроходной сварки.

Модельная оценка изменения сопротивляемости образованию ХТ свежезакалённой стали 30ХНЗМ2ФА выполнена в точке р3, расположенной на изотерме 1350⁰С в нижней части ОШЗ корневого шва. Результаты такой оценки представлены в виде графиков на рис. 4. Для расчёта СТЦ в точке р3 на первом и втором проходе рассматриваемого варианта сварки использовалось решение линейной квазистационарной задачи распространения тепла от движущегося объёмно-распределённого источника в пластине произвольной толщины с учетом теплоотдачи. Решение получено методом разделения переменных [1].

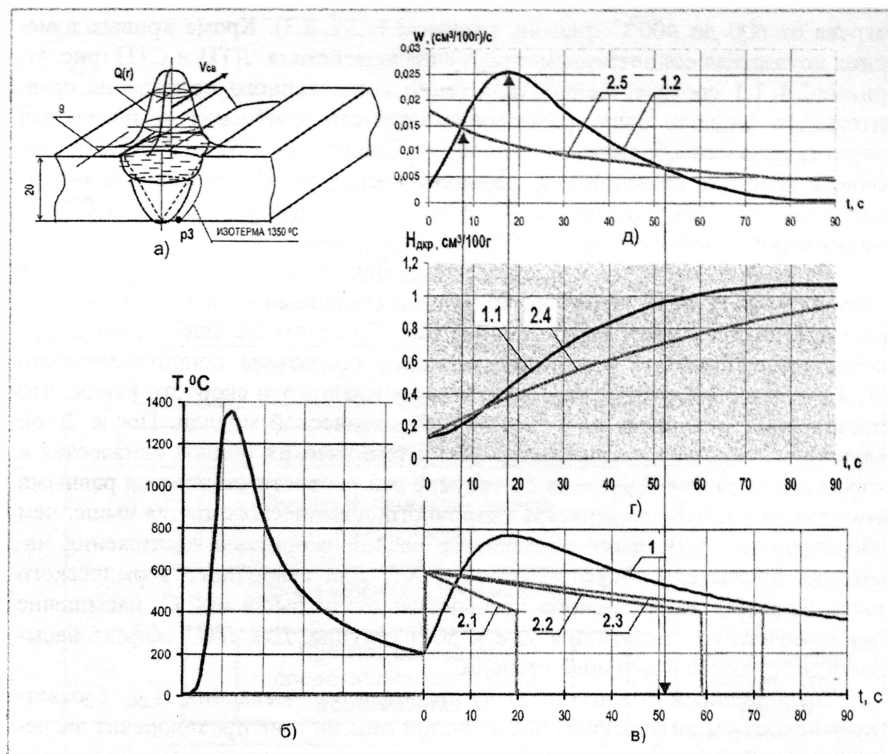


Рис. 4. Результаты модельной оценки сопротивляемости стали 30XN3M2ФА на втором проходе двухслойной сварки и результаты сравнительного анализа полученного прогноза с экспериментальной базой данных

Под воздействием СТЦ первого прохода (рис. 4б) в области точки $p3$ (рис. 4а) формируется мартенситная структура. Её сопротивляемость образованию ХТ, для растягивающего напряжения, равного условному пределу текучести, оценивается величиной $H_{\text{дкр}}=0.133\text{cm}^3/100\text{г}$ (рис. 4г). Под воздействием СТЦ второго прохода (рис. 4в, кривая 1) происходит частичный отпуск мартенсита. При этом изменение сопротивляемости стали образованию ХТ описывается графиком изменения $H_{\text{дкр}}$ (рис. 4г, кривая 1.1) в зависимости от характера изменения температуры СТЦ второго прохода (рис. 4в, кривая 1).

Для сравнительного анализа полученного прогноза с экспериментальной базой данных выбраны термические циклы, используемые при испытании образцов в лаборатории (ЛТЦ), с температурами повторного

нагрева от 600 до 400⁰С (рис. 4в, кривые 2.1, 2.2, 2.3). Кроме кривых изменения показателя сопротивляемости ХТ от воздействия ЛТЦ и СТЦ (рис. 4г, кривые 2.4, 1.1 соответственно), для более качественного проведения сравнительного анализа были рассчитаны скорости изменения W показателя сопротивляемости образованию холодных трещин $N_{\text{ДКР}}$ от воздействия сварочного (рис. 4д, кривая 1.2) и лабораторного (рис. 4д, кривая 2.5) термических циклов. При этом на рис. 4 кривые чёрного цвета относятся к СТЦ, а кривые серого цвета связаны с ЛТЦ.

Основные моменты проведённого сравнительного анализа состоят в следующем (рис. 4). В интервале (0÷20) сек сварочный и лабораторный термические циклы существенно различаются. При этом большей температуре соответствует большая скорость изменения показателя сопротивляемости ХТ, а в точке пересечения рассматриваемых циклов эти скорости равны, что соответствует исходным положениям математической модели. После 20-ой секунды по мере спада температур обоих термических циклов снижаются и скорости изменения $N_{\text{ДКР}}$, а на 52 секунде эти скорости становятся равными несмотря на то, что температура сварочного термического цикла выше, чем лабораторного. Этот факт объясняется разной скоростью достижения насыщения показателя сопротивляемости ХТ. Для сварочного термического цикла, из-за 30-ти секундного пребывания стали выше 600⁰С, насыщение $N_{\text{ДКР}}$ практически достигается уже к 80-й секунде. Для ЛТЦ эффект насыщения сказывается в меньшей степени.

Выполненный анализ показал, что характер поведения $N_{\text{ДКР}}$ соответствует исходным положениям построенной модели и не противоречит экспериментальной базе данных.

Результаты данной работы использованы в составе комплекса «Свариваемость легированных сталей» (рис. 5).

Основные выводы и результаты

1. Экспериментальные исследования показали, что даже кратковременный нагрев исследованных свежезакалённых сталей в интервале температур отпуска приводит к заметному изменению показателя сопротивляемости ХТ, в то время как известные факторы трещинообразования (размер зерна, процентное содержание в структуре металла составляющих мартенситного и бейнитного типа, концентрация диффузионного водорода, величина растягивающих напряжений) практически не изменяются. Это обстоятельство может быть объяснено лишь внутренними тонкими изменениями структурного состояния, не выявляемыми традиционными металлографическими исследованиями и не имеющими в настоящее время полного математического описания;

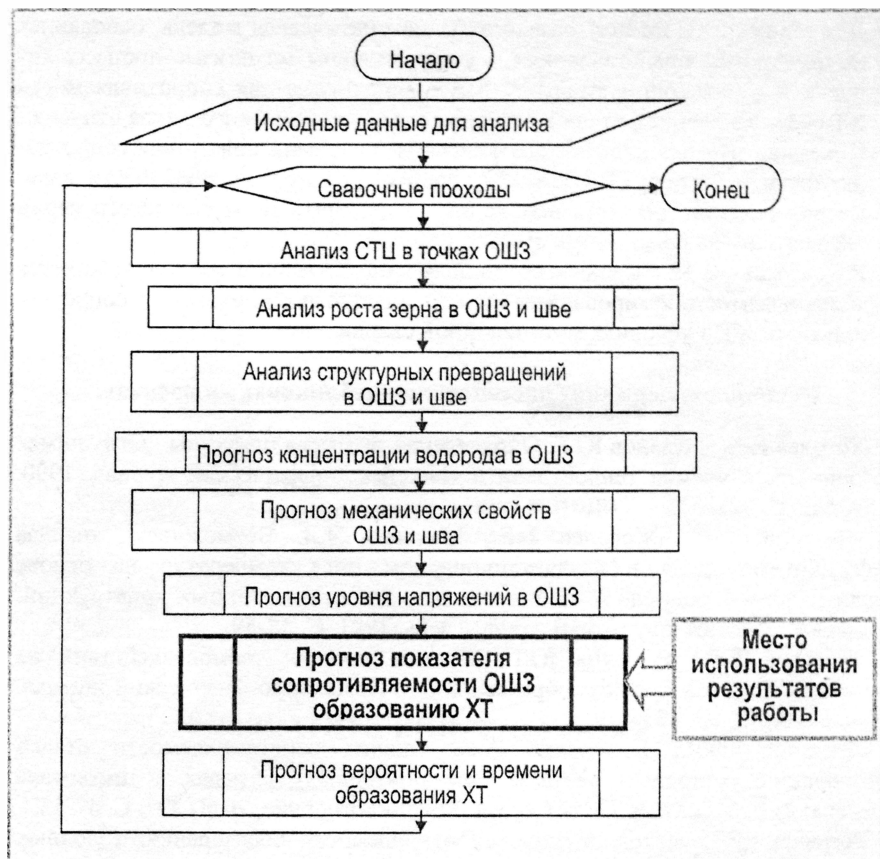


Рис. 5. Алгоритм расчётной оценки свариваемости сталей при многослойной сварке (ИПК «Свариваемость легированных сталей»)

- Предложена и обоснована возможность введения комплексной характеристики y , являющейся оценкой суммарного эффекта влияния структуры на способность стали сопротивляться образованию ХТ.
- Экспериментально установлено, что для свежезакалённых сталей марок 30ХНЗМ2ФА, 12ХНЗА, 30ХГСА, 30Х2Н2М, закон изменения показателя сопротивляемости ХТ при различных температурах повторного нагрева имеет похожий вид, что даёт основание предположить существование единой функциональной зависимости между показателем сопротивляемости ХТ и СТЦ для этих сталей.

4. Для стали 30ХН3М2ФА разработана математическая модель, основанная на априорных представлениях о диффузионном механизме процесса отпуска и отражающая кинетику изменения показателя сопротивляемости ХТ свежезакалённой стали в зависимости от термического цикла отпуска.
5. Показано, что для адекватного описания поведения показателя сопротивляемости ХТ стали 30ХН3М2ФА необходимо определение шести параметров модели, для чего необходимо выполнить не менее шести серий экспериментов по методике ЛТП-3.
6. Разработанная математическая модель использована в составе комплекса «Свариваемость легированных сталей» для прогноза показателя сопротивляемости ХТ в условиях многослойной сварки.

Основное содержание диссертации опубликовано в работах:

1. Жоголев В.Е., Романов Ю.Г. Определение прогрева пластины движущимся источником с учётом теплоотдачи // Инженерно-физический журнал. 1990. Т.59, №2. С. 321.
2. Романов Ю.Г., Жоголев В.Е., Макаров Э.Л. Возможность анализа диффузии водорода в квазистационарном поле температур на основе аналитического подхода // Прочность и диагностика сварных конструкций: Тез. докл. Всесоюз. науч.-техн. конф. Тверь, 1991. С. 58-59.
3. Жоголев В.Е., Романов Ю.Г. Модель влияния термовоздействий на стойкость сталей к трещинообразованию // Инженерно-физический журнал. 1997. Т. 70, №3. С. 476-479.
4. Романов Ю.Г., Коновалов А.В. Оценка сопротивляемости сталей образованию холодных трещин при повторных нагревах в интервале температур отпуска // Известия вузов. Машиностроение, 2011. №7. С. 47-52.
5. Романов Ю.Г. Метод оценки сопротивляемости образованию холодных трещин свежезакалённых легированных сталей при отпуске в условиях многослойной сварки // Электрон. журн. «Наука и образование: научное издание МГТУ им. Н.Э.Баумана», 2012. Вып. 4. Режим доступа: <http://technomag.edu.ru/doc/359525.html>, свободный.
6. Романов Ю.Г. Оценка сопротивляемости легированных сталей образованию холодных трещин в условиях многослойной сварки и наплавки // Научные проблемы развития ремонта, технического обслуживания машин, восстановления и упрочнения деталей: Сборник «Труды ГОСНИТИ». (Москва). 2012. Т.109, ч.2. С.144-147.