М 356155.

НА ДОМ ВЫДАЕТСЯ

Министерство высшего и среднего специального образования СССР

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

На правах рукописи

КАЛЫКОВ Василий Семенович

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПАРАМЕТРОВ ТЕРМОДЕФОРМАЦИОННОГО ЦИКЛА СВАРКИ НА СОПРОТИВЛЯЕМОСТЬ ЛЕГИРОВАННЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ ЗАМЕДЛЕННОМУ РАЗРУШЕНИЮ В УСЛОВИЯХ НАСЫЩЕНИЯ ВОДОРОДОМ

05.04.05 – Технология и машины сварочного производства

Автореферат
диссертации на соискание ученой
степени кандидата технических наук

Москва 1979

Министерство высшего и среднего специального образования СССР

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

На правах рукописи

№ 356155

КАЛМЫКОВ Василий Семенович

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПАРАМЕТРОВ ТЕРМОДЕФОРМАЦИОННОГО ЦИКЛА СВАРКИ НА СОПРОТИВЛЯЕМОСТЬ ЛЕГИРОВАННЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ ЗАМЕДЛЕННОМУ РАЗРУШЕНИЮ В УСЛОВИЯХ НАСЫЩЕНИЯ ВОДОРОДОМ

05.04.05 – Технология и машины сварочного производства

НТБ МГТУ им.Н.Э.Баумана
1356155
Калмыков В.С. Исследование

Автореферат
диссертации на соискание ученой
степени кандидата технических наук

Москва 1979

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

Научный руководитель – д.т.н., профессор Макаров Э.Л.

Официальные оппоненты – д.т.н., профессор Фролов В.В.
к.т.н., с.н.с. Славин Г.А.

Ведущее предприятие – НПО "ЦНИИТМАШ"

Защита диссертации состоится "6" декабря 1979г. на заседании специализированного Совета К053.15.03 по технологии и машинам сварочного производства Московского ордена Ленина и ордена Трудового Красного Знамени высшего технического училища имени Н.Э.Баумана по адресу: Москва, 107005, 2-я Бауманская ул., 5.

Ваши отзывы в 2-х экземплярах, заверенные печатью высылать по указанному адресу.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке Училища.

Автореферат разослан "___"_____1979г.

Ученый секретарь
Специализированного Совета
д.т.н., доцент Ямпольский В.М.

Тип. МВТУ Заказ №1093 Тираж 100 экз.
Дата разрешения к печати 13.07.1979 Л.27885

МВТУ
им. Н. Э. Баумана
ФУНДАМЕНТАЛЬНАЯ
БИБЛИОТЕКА

Общая характеристика работы:

Актуальность проблемы. Легированные конструкционные стали находят широкое применение для производства целого ряда ответственных сварных металлоконструкций. Одной из основных трудностей при сварке мартенситных, бейнитных, перлитных и мартенситностареющих сталей является образование холодных трещин в их сварных соединениях. Трудность прогнозирования и предотвращения образования холодных трещин связана со сложностью протекающих физических процессов в металлах при сварке и взаимным влиянием факторов, обусловливающих их образование. Для разработки научно обоснованных мер предупреждения холодных трещин, предусматривающих ограничение содержания водорода в металле сварного соединения, а также регулирование термодеформационных циклов сварки необходима дифференциальная количественная оценка факторов, ответственных за образование трещин. Создание соответствующей методики оценки и исследование взаимосвязи упомянутых факторов является актуальным.

Целью работы явилась разработка рекомендаций для повышения сопротивляемости легированных конструкционных сталей образованию холодных трещин при сварке.

Методы исследования. Оценка сопротивляемости сталей образованию холодных трещин при сварке выполнялась с помощью разработанной методики ЛТПЗ-6, заключающейся в воспроизведении на образцах ограниченных размеров термодеформационных циклов сварки в условиях предварительного насыщения водородом с последующим испытанием на замедленное разрушение постоянной длительно действующей нагрузкой по схеме четырехточечного изгиба. Измерение среднего содержания диффузионноподвижного водорода в образцах производилось вакуумным методом, разработанным в ЛПИ им.М.И.Калинина. Для установления соотношения между суммарным содержанием диффузионноподвижного водорода во всем объеме образца и содержанием полного и остаточного водорода в образцах на базе испытания в момент приложения нагрузки использовался метод плавления в инертных газах на установке фирмы "Leco". Для количественной оценки соотношения структурных составляющих разработана методика, основанная на частотном распределении значений микротвердости по сечению образца, соответствующему температуре максимального нагрева. Для выявления характера изломов образцов анализировались их фрактографии, полученные с помощью электронного сканирующего микроскопа.

Научная новизна. Сформулировано положение о критическом сочетании основных факторов, обусловливающих появление потенциальной склонности сталей к замедленному разрушению или образованию холодных трещин при сварке: количества мартенсита в структуре, содержания углерода в металле и концентрации диффузионноподвижного свободно выделяющегося из стали водорода, заключающееся в том, что при содержании углерода 0,30% и более для хрупкого межзеренного разрушения замедленного типа достаточно наличие мартенсита свыше критического количества, а при содержании углерода менее 0,30% обязательно также наличие диффузионноподвижного водорода свыше критического количества. При этом критические значения количеств мартенсита и водорода зависят от содержания углерода в стали. Количественные критические значения факторов определяются коэффициентами уравнения регрессии, полученного в результате обработки экспериментальных данных. При условиях, обеспечивающих переход в докритическую область сочетания факторов, гарантируется отсутствие холодных трещин в сварных соединениях максимально возможной жесткости.

Практическая ценность работы заключается в разработке оперативной количественной методики дифференциальной оценки сопротивляемости сталей образованию холодных трещин при сварке, позволяющей существенно снизить продолжительность, металлоемкость и трудоемкость исследований по свариваемости вновь разрабатываемых сталей. Полученное в работе уравнение регрессии позволяет прогнозировать условия появления холодных трещин при сварке сталей мартенситного, бейнитного, перлитного и мартенситностарекющего классов, а также служить основанием для разработки технологии их сварки. Результаты работы внедрены в 1978г. в судостроительной промышленности с годовым экономическим эффектом 23 тыс.рублей и будут внедряться до 1981г., а также могут быть использованы на предприятиях тяжелого, энергетического, транспортного и химического машиностроения.

Апробация. Результаты проведенных исследований коррелируют с данными оценки сопротивляемости холодных трещин, полученными на крупногабаритных технологических пробах, используемых в судостроительной промышленности. Основные положения работы доложены на II Всесоюзной конференции по сварке в тяжелом машиностроении и наплавке в черной металлургии в сентябре 1977г. в г.Жданове,

а также на научном семинаре сварщиков г.Москвы (в МВТУ им.Н.Э.Баумана) в январе 1979г.

Структура и объем работы. Диссертация состоит из введения, трех глав, общих выводов и приложения. Выполнена на 138 машинописных листах, содержит 83 рисунка, 8 таблиц, 122 наименований литературных источников и одного приложения.

В главе I рассмотрена природа и условия образования холодных трещин при сварке легированных конструкционных сталей. Рассмотрены факторы, ответственные за образование холодных трещин, а именно:

I. Наличие продуктов низкотемпературного превращения аустенита.

2. Насыщение водородом металла шва и околошовной зоны непосредственно после сварки.

3. Высокий уровень растягивающих сварочных напряжений первого рода.

Общеизвестно, что наличие первого и третьего факторов является необходимым условием образования холодных трещин. По поводу роли водорода мнения исследователей расходятся: одни считают, что водород может существенно повышать склонность к образованию трещин, но не является необходимым фактором процесса разрушения, другие полагают, что трещины могут возникать только при содержании водорода свыше определенного критического уровня. Такое толкование роли отдельных факторов послужило основанием для формирования двух гипотез образования холодных трещин – "закалочной" и "водородной".

К.Зинер объяснил процесс образования микротрещин при межкристаллическом разрушении и последующее их развитие вследствие релаксации касательных напряжений вдоль границ зерен и концентрации нормальных напряжений на поперечных по отношению к действующим усилиям границах зерен. Применительно к замедленному разрушению сталей эта гипотеза нашла развитие в работах С.С.Шуракова, а применительно к условиям сварки – в исследованиях К.Коттрелла, Н.Н.Прохорова, Э.Л.Макарова, А.М.Макары с сотрудниками, М.Х.Шоршорова с сотрудниками, где была показана общность процессов образования холодных трещин и замедленного разрушения закаленных сталей. Условия сварки оказывают специфическое воздействие на кинетику превращения переохлажденного аустенита и формирование структуры. Так, в работах А.М.Макары с сотрудниками указывается на благоприятное влияние временных сварочных напряжений на сопротивляемость

образованию холодных трещин. Однако в работах М.Х.Шоршорова показано, что временные пластические деформации аустенита в температурном интервале, предшествующем началу превращения аустенита, соизмеримые со сварочными, снижают сопротивляемость образованию холодных трещин. При дальнейшем увеличении степени деформации сопротивляемость возрастает. Дифференциально оценить роль каждого фактора, а именно: состава стали, соотношения структурных составляющих и наличия водорода - затруднительно при использовании применяемых в настоящее время методов исследования технологических сварных проб и сварных образцов при машинных испытаниях. Существующие методики испытания образцов из основного металла ограниченных размеров или не воспроизводят такой важный фактор замедленного разрушения как водород, или допускается некоторая некорректность при его введении. Некорректность заключается в довольно большом промежутке времени (до нескольких часов) между окончанием обработки образца по термическому циклу сварки и испытанием его на замедленное разрушение. Это приводит к так называемому "отдыху" закаленной структуры.

На основании проведенного анализа литературных данных поставленные в работе задачи можно сформулировать следующим образом:

I. Разработка количественной методики дифференциальной оценки сопротивляемости сталей замедленному разрушению в условиях имитации термодеформационного цикла сварки и насыщения водородом с использованием образцов ограниченных размеров.

2. Дифференциальная оценка влияния основных факторов на сопротивляемость сталей замедленному разрушению и образование холодных трещин в сварных соединениях.

3. Установление критических соотношений факторов, обусловливающих образование холодных трещин в сварных соединениях.

Глава II посвящена разработке количественной дифференциальной методики испытания сталей на замедленное разрушение в условиях имитации термодеформационного цикла сварки и насыщения водородом с использованием образцов ограниченных размеров. Анализ возможных форм образца и способа его нагрева показал, что наиболее оптимальным является плоский образец без концентратора с соотношением ширины образца к длине I:I0. Наиболее простым и удобным способом нагрева образца является нагрев проходящим током промышленной частоты. Анализ способов наводороживания образцов позволил сделать вывод,

что оптимальным и простым является электролитическое наводороживание в 0,5 нормальном растворе H_2SO_4 при однократном использовании электролита. Для электролитического наводороживания разработана электролитическая ячейка. Основным параметром, регулирующим содержание диффузионноподвижного водорода в образцах при наводороживании выбрано время наводороживания. Проведенные исследования позволили сделать вывод о различной реакции на процесс наводороживания и последующую десорбцию водорода сталей не только разных структурных классов, но и сталей одного класса с различным содержанием легирующих элементов и разными способами выплавки (мартеновской, ЭШП).

Разработана установка ЛТПЗ-6 для воспроизведения термодеформационных циклов сварки, которая позволяет воспроизводить в образцах, подвергнутых сварочному термическому возбуждению на стадии охлаждения, деформационные процессы по одному из четырех вариантов, а также работать в режиме быстродействующего дилатометра (рис.I). При этом обеспечивается работа установки в автоматическом режиме благодаря разработанной электрической схеме. На предварительно, наводороженных и обработанных затем по термодеформационному циклу сварки образцах наносится концентратор в виде надреза толщиной 0,3мм на глубину I/4 от ширины в его средней части. Образец с концентратором через фиксируемое и выдерживаемое постоянным время (I3мин.) после окончания наводороживания испытывается на замедленное разрушение по схеме четырехточечного изгиба в специальном приспособлении к машине ЛТП2-3, предназначенному для испытаний постоянной длительнодействующей нагрузкой. В процессе испытания визуально фиксируется время появления трещины и время до полного разрушения. По истечении 20 часов с начала испытания неразрушившиеся образцы исследуются под микроскопом при х 200. Если не обнаружено микротрещины, то считается, что в данных условиях испытания разрушение отсутствует.

В главе Ш содержатся экспериментальные данные по влиянию основных факторов, ответственных за формирование структуры и сопротивляемость замедленному разрушению. Рассмотрено влияние скорости охлаждения имитированного термического цикла сварки (Т.Ц.С.), водорода и временных сварочных напряжений и деформаций на стадии охлаждения.

Для оценки соотношения структурных составляющих разработана методика, заключающаяся в подборе таких скоростей охлаждения имитированных Т.Ц.С., при которых отдельные структурные составляющие

при слабом травлении четко разобщены. Выборочный замер микротвердости отдельных составляющих, травящихся с различной интенсивностью, позволяет определить диапазоны изменения их микротвердости. По частотному распределению 50÷100 замеров микротвердости подсчитывается содержание каждой составляющей в смешанной структуре (рис.2).

Показано, что малоуглеродистые ($C \leq 0{,}20\%$) конструкционные легированные стали перлитного, бейнитного и мартенситностареющего классов не склонны к замедленному разрушению в условиях отсутствия диффузионноподвижного водорода при любом соотношении структурных составляющих, даже если в структуре содержится ~90% малоуглеродистого мартенсита. Разрушение в этом случае носит внутризеренный вязкий кратковременный характер при напряжениях, близких к пределу прочности. Углеродистые конструкционные легированные стали ($C > 0{,}30\%$), к примеру, 30ХГСА, 40ХН, 40ХН2МА, склонны к замедленному межзеренному разрушению в условиях отсутствия диффузионноподвижного водорода за счет фактора закаленной структуры, которая формируется в условиях Т.Ц.С.. При этом в структуре сталей должно содержаться определенное для каждой стали количество мартенсита равное или превышающее критическое ($M_{кр}$,%). Для сталей 40ХН и 40ХН2МА – $M_{кр} \sim 30\%$, а для стали 30ХГСА – $M_{кр} \sim 50\%$. Характер изломов образцов подтверждается анализом фрактограмм, полученных на сканирующем электронном микроскопе.

Характер влияния водорода на показатель сопротивляемости замедленному разрушению на сталях разных структурных классов различен. На углеродистых сталях мартенситного класса данное влияние незначительно при скоростях охлаждения $W_{охл}^{600°/500°} \gg W_{охл\ кр}^{600°/500°}$. На малоуглеродистых сталях бейнитного, перлитного и мартенситностареющего классов замедленное разрушение наступает лишь при содержании диффузионноподвижного водорода в количествах свыше критических, различных для каждой стали ($Н_{э.кр.}$). $Н_{э\ кр}$ изменяется для исследованных сталей в пределах 0,10÷0,42см^3/100г, причем по мере увеличения содержания углерода в стали и мартенсита в структуре $Н_{э.кр}$ уменьшается. При $Н_э > Н_{э.кр}$ показатель сопротивляемости $\sigma_{р.min}$ более интенсивно снижается на малоуглеродистых сталях бейнитного класса, чем на сталях перлитного класса. Анализ фрактограмм изломов образцов бейнитной стали типа 15ХН 4МДА(Ш) при содержании диффузионноподвижного водорода в количествах $Н_э \gg Н_{э.кр}$, $Н_э = Н_{э.кр}$ и $Н_э < Н_{э.кр}$ показал, что в первом случае не только у вершины концентратора разрушение хрупкое межзеренное, но и на расстоянии 1,5мм

от нее распространяется зона хрупкого межзеренного разрушения. Во втором случае ($H_э = H_{э.кр}$) у вершины концентратора имеется очаг межзеренного хрупкого разрушения, но в дальнейшем разрушение носит вязкий характер. В третьем случае ($H_э < H_{э.кр}$) очаги хрупкого разрушения отсутствуют и внутризеренное разрушение образца происходит при напряжениях, близких к пределу прочности. По мере увеличения содержания диффузионноподвижного водорода время до разрушения ($t_р$) существенно сокращается при условии постоянства изгибающих напряжений при испытаниях, что показано на примере исследования стали типа 12Х2Н3МДА.

Неизбежным процессом, сопутствующим процессу сварки, являются временные пластические деформации участков околошовной зоны, нагретых выше точки Ac_3. Проведенные в работе исследования по количественной оценке влияния временных пластических деформаций аустенита на стадии охлаждения от максимальной температуры нагрева (T_{max} = 1300°С) в условиях Т.Ц.С. позволили оценить их роль в формировании структуры и влиянии на сопротивляемость замедленному разрушению. Исследовался диапазон деформаций $\varepsilon_{\varphi o} \sim 10\%$ ($\varepsilon_{\varphi o}$ -остаточная деформация относительного сужения по ширине образца, накопленная к окончанию деформирования при Т = 200°С). При этом деформация аустенита к началу его массового превращения $\varepsilon_{\varphi A}$ достигала 1,5÷2%. В период термодеформационного воздействия на ветви охлаждения фиксировались процессы развития деформаций $\varepsilon_\varphi = f_3(T)$, измеряемые поперек образца и сопротивления деформированию $\sigma = f_2(T)$. Анализируя характер развития деформации и напряжений в образце при приложении усилия с постоянной скоростью перемещения нажимного штока, следует отметить весьма неравномерный характер их развития. При $\varepsilon_{\varphi o} \sim 1\%$ (жесткое закрепление образца при T_{max} с последующим охлаждением до комнатной температуры) появляются первые заметные изменения по сравнению с дилатометрической кривой, полученной для свободно подвешенного образца. Фазовая деформация $\varepsilon_{\varphi\phi}$ в интервале $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения начинает уменьшается, а при увеличении интенсивности деформирования ($\varepsilon_{\varphi o} \sim 4\%$) получает отрицательное значение. В последнем случае $\varepsilon_{\varphi o}$ отражает суммарный эффект увеличения объема при превращении аустенита и повышенную текучесть в этот период. Следует отметить, что все критические температуры основного превращения аустенита, соответствующие началу ($T_н$), концу ($T_к$) и концу массового превращения ($T_{км}$) в пределах точности эксперимента (±10%) не изменяются в результате деформирования

(ε_{φ_0}~10%) по сравнению с дилатометрическими данными. При ε_{φ_0}~10% в некотором интервале температур выше $T_н$ имеет место повышение интенсивности развития деформации. Для стали 40ХН2МА этому соответствует интервал температур 550÷420°С для стали типа 12Х2Н3МДА – 670÷500°С, для стали 15Х2МФА – 735÷570°С. На кривых сопротивления деформированию им соответствует спад роста напряжений. Эти изменения показывают, что в указанных выше интервалах температур у каждой стали происходит частичное превращение аустенита в области температур более высоких, чем $T_н$ – температуры начала превращения основной массы аустенита. Используя методику количественной оценки структурных составляющих получено, что у мартенситной стали 40ХН2МА в данных условиях частичное превращение происходит в бейнитной области, у бейнитной стали типа 12Х2Н3МДА – в перлитной области, у перлитной стали 15Х2МФА – в ферритной. Доля продуктов частичного превращения не превышает 10%. Следует отметить, что эффект активизации частичного превращения при температурах, предшествующих $T_н$, повышается при приближении скоростей охлаждения к критическим, что проявляется в увеличении содержания в структуре более высокотемпературной составляющей. Исследования влияния временных сварочных напряжений и деформаций на стадии охлаждения на сопротивляемость легированных конструкционных сталей замедленному разрушению показали, что во всех исследованных случаях временные пластические деформации с интенсивностью $\varepsilon_{\%}$~10% повышают сопротивляемость замедленному разрушению при всех прочих равных условиях. Этот эффект получен на сталях мартенситного класса 40ХН2МА, перлитного 15Х2МФА, сталях типа 15ХГНТФ и 15ХН2МФА, сталях бейнитного класса типов 12Х2Н3МДА, 10ХН14МДА(Ш), 12ХН14МДА(Ш) и 12ХН14МДА и соответствует повышению сопротивляемости замедленному разрушению от 10 до 15%.

Анализ исследований влияния водорода на превращение переохлажденного аустенита в условиях термодеформационного цикла сварки показал, что в количествах характерных для условий сварки легированных конструкционных сталей разных структурных классов, водород практически не влияет на температурные интервалы его превращения. В условиях приложения к образцу, в котором воспроизведены Т.Ц.С., временных пластических деформаций на стадии охлаждения, величина повышенной текучести в момент фазового превращения на 10÷15% больше в присутствии водорода, чем без него.

Проведенные исследования по влиянию структуры и содержания

диффузионноподвижного водорода на замедленное разрушение позволяют сделать вывод о неоднозначности их влияния на сталях с различным содержанием легирующих элементов и в первую очередь углерода. Так как основным фактором, определяющим структуру каждой стали, являются термические условия сварки, то исследование сопротивляемости замедленному разрушению следует начать с изучения реакции стали на изменение этих условий. Представления о реакции стали на термические условия сварки, определяющиеся температурным интервалом превращения переохлажденного аустенита, фазовой дилактацией, соотношением структурных составляющих после охлаждения, размером зерна можно получить из анизотермических диаграмм распада аустенита (А.Р.А.). Однако,судить о склонности сталей к замедленному разрушению только по диаграммам А.Р.А. затруднительно. Для этого необходимо иметь данные о влиянии параметров термодеформационного цикла сварки и содержания водорода в сталях на сопротивляемость замедленному разрушению. Эти данные могут быть представлены в виде обобщенных диаграмм, пример которых представлен на рис.3. Имея данные диаграмм А.Р.А. и обобщенных диаграмм (рис.3) стали одного класса можно выстроить в ряд по сопротивляемости их замедленному разрушению Если разработана новая сталь какого-либо структурного класса, то построив необходимые указанные диаграммы, мы можем отвести новой стали конкретное место в ряду уже исследованных и применяемых в производстве сварных конструкций сталей. Это позволяет существенно упростить, сократить объем и сроки исследований по свариваемости новых сталей, ускорить запуск их в производство.

Проведенные исследования по изучению сопротивляемости замедленному разрушению легированных конструкционных сталей разных структурных классов позволили выявить ряд закономерностей перехода от кратковременного вязкого внутризеренного разрушения при напряжениях близких к пределу прочности, к хрупкому замедленному межзеренному разрушению. Указанный переход наблюдается при достижении критического сочетания факторов, обусловливающих образование холодных трещин при сварке. В табл.I приведены критические условия для ряда исследованных конструкционных сталей, обусловливающих появление потенциальной склонности их к замедленному разрушению. Результаты, приведенные в табл.I можно представить в трехмерной системе координат (рис.4). Полученная таким образом поверхность представляет поверхность критических сочетаний факторов, обусловливающих появление

потенциальной склонности стали к замедленному разрушению. Порядковым номером точек поверхности соответствуют порядковые номера данных, представленных в табл.I. В точках ниже этой поверхности стали потенциально не склонны к замедленному разрушению. Если сочетание рассмотренных выше факторов таково, что обеспечивается выход изображающей ее точки на критическую поверхность или выше нее, то при достаточно высоком уровне сварочных напряжений становится возможным разрушение замедленного характера, а в сварных конструкциях – образование холодных трещин. При обработке экспериментальных данных (табл.I) по методу наименьших квадратов на ЭВМ ЕС-1030 с использованием стандартной подпрограммы *D.L.L.S.D.* из библиотеки программ ЕС получено аналитическое выражение, связывающее критические значения факторов, обусловливающих замедленное разрушение или образование холодных трещин при сварке легированных конструкционных сталей применительно к околошовной зоне со средним размером зерна до 70 мкм.

$$M_{кр} = 460C^2 + 455 \cdot C \cdot H_э + 216H_э^2 - 526C - 456H_э + 169 \qquad (I)$$

Выражение I позволяет научно обоснованно выбирать технологию и режимы сварки сталей, обеспечивающие отсутствие холодных трещин в сварных соединениях с максимальной жесткостью при условии получения докритического сочетания основных факторов.

Общие выводы по работе:

I. Разработана дифференциальная количественная методика испытаний сталей на замедленное разрушение в условиях имитированного сварочного термодеформационного цикла и различного насыщения водородом, позволяющая исследовать легированные конструкционные стали разных структурных классов. Методика позволяет выполнить дифференциальную оценку влияния факторов, обусловливающих образование холодных трещин, а также получить сведения о свариваемости сталей в сравнительно короткий период времени, малой трудоемкости и металлоемкости образцов. Последнее важно в период разработки новых сталей при наличии малого количества металла.

2. Установлено критическое количество мартенсита в структуре сталей, выше которого углеродистые легированные конструкционные стали потенциально склонны к замедленному разрушению без наличия диффузионноподвижного водорода. Показано, что это количество зависит от содержания углерода и изменяется от 25 до 50% в сталях

мартенситного класса с содержанием углерода 0,3÷0,4%.

3. Установлено, что для сталей бейнитного, перлитного и мартенситностарекющего классов, содержащих в структуре ~ 90% малоуглеродистого мартенсита, необходимым условием появления склонности к замедленному разрушению является наличие диффузионноподвижного водорода. Установлены критические значения диффузионноподвижного водорода, свыше которых данные стали становятся потенциально склонными к замедленному разрушению. Эти значения находятся в диапазоне 0,10÷0,42см^3/100г и зависят от содержания углерода в стали и мартенсита в структуре.

4. Показано, что пластическая деформация аустенита перед его превращением в диапазоне 1-2% ($\delta_{уд}$) приводит к некоторому повышению сопротивляемости замедленному разрушению, в среднем на 10-15%. Установлено, что деформация аустенита вызывает дополнительное превращение его в высокотемпературной области: у перлитных сталей - ферритного превращения; у бейнитных - перлитного; у мартенситных - бейнитного. Однако, процент высокотемпературной фазы составляет всего 5-10%, которые практически не фиксируются обычными металлографическими методами и макротвердостью. Она была зафиксирована с помощью разработанной в работе специальной методики количественной оценки микроструктуры в условиях сварки. При этом температура начала массового мартенситного и бейнитного превращения остается неизменной.

5. Показано, что деформирование в процессе массового мартенситного и бейнитного превращения сопровождается снижением сопротивления пластической деформации и развитием повышенной текучести. Применяемая схема замера деформации позволяет количественно оценить эффект повышенной текучести в момент фазового и структурного превращения.

6. Насыщение аустенита водородом до 12см^3/100г в стали 15ХН4МДА(Ш), 3см^3/100г в ст.40ХН2МА и 10см^3/100г в ст.08Х15Н5Д2Т не оказывает влияния на положение температур начала и конца превращения аустенита. Однако, при этом установлено, что водород несколько снижает сопротивление пластической деформации в период структурного превращения аустенита.

7. В результате работы установлены критические сочетания основных факторов: количества мартенсита и содержания в нем углерода, концентрации диффузионноподвижного водорода и деформации аустенита, обусловливающих потенциальную склонность к замедленному разрушению и возможность образования холодных трещин при сварке. Эти данные

могут быть использованы для расчета технологических режимов, обеспечивающих отсутствие трещин в сварных соединениях.

8. Результаты работы внедрены в судостроительной промышленности в 1978г. с фактическим годовым экономическим эффектом 23 тыс.рублей.

Внедрение будет продолжаться до 1981г.

Таблица I

№№ п/п	Марка стали	C, %	$M_{кр}$, % $H_д=0$	M, % $H_д \neq 0$	$H_{д.кр}$, $\frac{см^3}{100г}$
I	40ХН2МА	0,40	30	–	–
2	–"–	0,40	–	20	0,I0
3	40ХН	0,40	30	–	–
4	30ХГСА	0,30	50	–	–
5	–"–	0,30	–	35	0,I5
6	–"–	0,30	–	0	0,29
7	I5Х2МФА	0,I5	–	78	0,I2
8	I5ХН4МДА(Ш)	0,I5	–	25	0,30
9	–"–	0,I5	–	0	0,38
I0	I0ХН4МДА(Ш)	0,I0	–	0	0,42
II	I2ХН4МДА	0,I7	–	I0	0,20
I2	I2Х2Н3МДА	0,I5	–	I0	0,35
I3	08ХI5Н5Д2Т	0,08	–	90	0,I0

Основное содержание диссертации опубликовано в следующих работах:

I. Новиков Н.Н., Макаров Э.Л.,Калмыков В.С., Методы и результаты исследований технологической прочности при сварке на образцах с имитацией сварочного термодеформационного цикла. Сб.трудов МВТУ, № 248, М.,I977, с.66-84.

2. Новиков Н.Н., Макаров Э.Л.,Калмыков В.С. Влияние параметров термодеформационного цикла сварки на сопротивляемость холодным трещинам. Тезисы докладов II Всесоюзной конференции по сварке в тяжелом машиностроении,наплавке в черной металлургии. г.Жданов,I977, с.I24-I26.

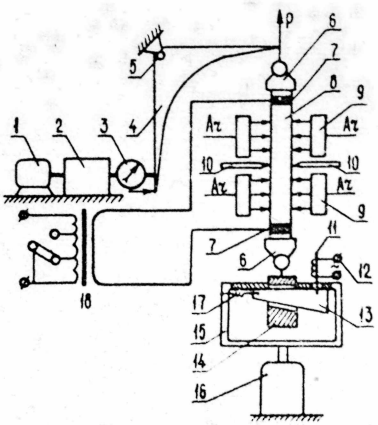
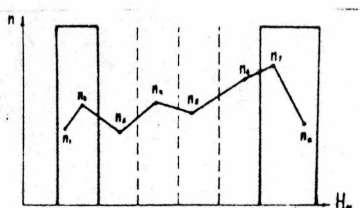


Рис.I Схема установки ЛТПЗ-6 для моделирования термического и термодеформационного циклов сварки



$$n_1 + n_2 + \dots n_i + \dots + n_n = N$$

$$n_i' = \frac{n_i}{N}$$

$$\Sigma Б\% = (n_1' + n_2') \cdot 100 + n_3' \cdot 75 + n_4' \cdot 50 + n_5' \cdot 50 + n_6' \cdot 25$$

$$\Sigma М\% = n_1' \cdot 25 + n_2' \cdot 50 + n_3' \cdot 50 + n_4' \cdot 75 + (n_7 + \dots n_n) \cdot 100$$

Рис.2 Схема расчета процентного содержания составляющих в микроструктуре по частотному (n_i)-распределению микротвердости n_i – число замеров при $H_\mu = const$; N – суммарное число замеров, N =50÷I00; М, %–содержание мартенсита, %;Б, % – содержание бейнита, %.

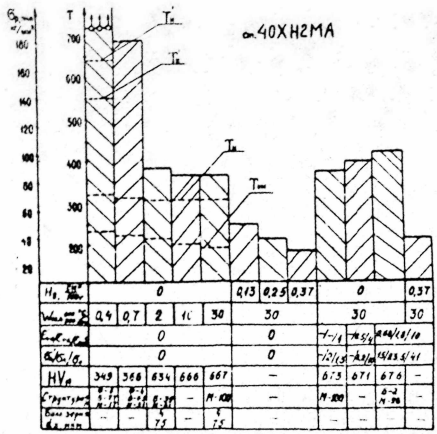


Рис.3 Результаты испытаний стали 40ХН2МА на замедленное разрушение в зависимости от содержания водорода ($H_э$), скорости охлаждения ($W_{охл}^{600°/300°}$), временных деформаций ($\varepsilon_{\varphi_0} \sim 10\%$) и напряжений ($\sigma_0 \sim 40$кгс/мм^2).

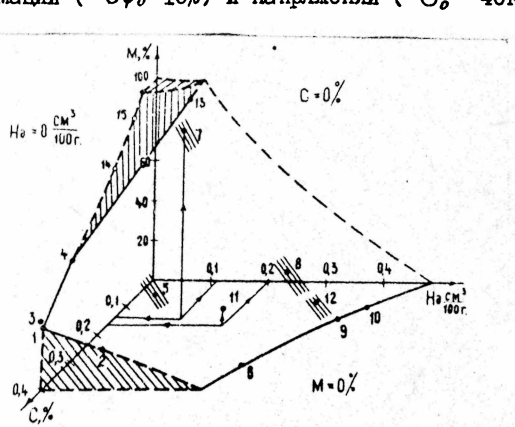


Рис.4 Критическое количественное сочетание факторов, обусловливающих появление потенциальной склонности к замедленному разрушению или образованию холодных трещин при сварке конструкционных легированных сталей.

МВТУ
им. Н. Э. Баумана
ФУНДАМЕНТАЛЬНАЯ
БИБЛИОТЕКА