

НАЦИОНАЛЬНАЯ АКАДЕМИЯ НАУК УКРАИНЫ
Институт электросварки им. Е. О. Патона

На правах рукописи

ЛЕБЕДЕВ
Юрий Михайлович

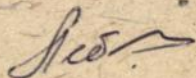
УДК 621.791.052:630:18:669.15 — 194.2

РЕГУЛИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ
И СВОЙСТВ ЗОНЫ ТЕРМИЧЕСКОГО ВЛИЯНИЯ
ПРИ СВАРКЕ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ

05.03.06 —

технология и машины сварочного производства

АВТОРЕФЕРАТ
диссертации на соискание ученой степени
доктора технических наук



Киев 1995



НВ 31.929

Дисертація являється рукописом.

Робота виконана в Николаевском кораблестроительном институте
им. адмирала С. О. Макарова

Научний консультант: член-корреспондент НАН України
доктор технічних наук

КАСАТОН Б. С.

Офіційні експоненти: доктор технічних наук

САВИЦКИЙ М. М.

доктор технічних наук

МИНАКОВ В. Н.

доктор технічних наук

КУЗНЕЦОВ В. Д.

Ведуче підприємство ПО ЧСВ, г. Николаев.

Захита состоится "29" *марта* 1995 г. в 10⁰⁰ часов

на заседании специализированного ученого совета Д 016.08.01 при
институте электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины по адресу:
252650, Киев-5, МСП, ул. Боженко, П.

Вали штампы на автореферат / I экземпляр, заверенный печатью /
просим выслать по указанному выше адресу.

С диссертацией можно ознакомиться в научно-технической биб-
лиотеке института.

Автореферат расслан 13 февраля 1995 г.

Учений секретарь
специализированного ученого совета
кандидат технических наук


БЕРНАДСКИЙ В. М.

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность проблемы. Снижение веса металлоконструкций и себестоимости их изготовления с одновременным повышением их надежности и долговечности достигается применением высокопрочных свариваемых сталей.

Одной из основных проблем свариваемости таких сталей является обеспечение их стойкости к образованию холодных трещин. Возникновение таких дефектов обусловлено особенностями фазовых превращений в участках основного металла примыкающих к шву, с процессами замедленного разрушения закаленного при сварке металла.

Для высокопрочных закаливавшихся сталей сужается диапазон возможных режимов сварки. Получение качественных сварных соединений требует предварительного и послесварочного подогрева, их термической обработки после сварки. Это увеличивает трудоемкость изготовления конструкций. Несмотря на это, себестоимость сварных конструкций из высокопрочных сталей все же ниже, чем из обычных низкоуглеродистых низколегированных сталей. Экономия металла, повышение энергоемкости и долговечности конструкции является более весомым показателем, чем увеличение затрат на сварку.

Эффективное использование высокопрочных сталей в сварных конструкциях выдвигает ряд новых научных и технических задач, связанных с разработкой научных основ технологии их сварки. Это требует глубокого знания закономерностей влияния легирования на фазовые превращения и изменение свойств металла при сварке, поиска новых технологических способов воздействия на сварные соединения высокопрочных сталей, повышающих их качество и надежность.

Цель работы. На основе исследования закономерностей структурных изменений в ЗТВ при воздействии на металл сварочных термометформационных циклов, изучения влияния различных технологических факторов на склонность сварных соединений из высокопрочных сталей к образованию холодных трещин создать научные основы регулирования структуры и свойств ЗТВ при сварке таких сталей и разработать новые способы послесварочного воздействия на ЗТВ, позволяющие получить свойства соединений на уровне свойств основного металла.

Научная новизна диссертации. Выполненные исследования, их анализ и математическая обработка экспериментальных результатов позволили разрешить проблему получения качественных сварных соединений из высокопрочных конструкционных закаливавшихся сталей.

Установлено, что при воздействии сварочных деформаций и напряжений, возникающих в процессе нагрева и охлаждения в высокотемпературных участках ЗТВ углеродистых и низколегированных сталей, превращение

переохлажденного аустенита ускоряется на 20-25 % по времени в перлитной и бейнитной областях превращений и ведет к расширению температурного интервала мартенситного превращения.

Получены диаграммы термокинетического превращения аустенита металла ЗТВ в условиях воздействия сварочных термомеханических циклов для большого числа свариваемых сталей разного легирования, которые позволяют с более высокой точностью прогнозировать влияние режимов охлаждения на структуру и твердость ЗТВ.

На основе разработанной флюктуационной модели зарождения центров перекристаллизации α - фазы из аустенита и выведенного кинетического уравнения с использованием экспериментальных данных получена аналитическая зависимость, позволяющая с достаточной для практики точностью оценить влияние углерода, кремния, марганца, никеля, хрома, молибдена и ванадия на условия закаливаемости высокотемпературных участков ЗТВ при сварке углеродистых и низколегированных сталей.

Показано, что наиболее существенное влияние на склонность к образованию холодных трещин в ЗТВ закаливающихся сталей оказывает температурный интервал мартенситного превращения аустенита, скорость его охлаждения, величина его зерна и концентрация диффузионного водорода в наплавленном металле. Анализ экспериментальных данных по замедленному разрушению сварных соединений позволил получить уравнение для расчета критических напряжений замедленного разрушения ЗТВ с мартенситной структурой от этих параметров для диапазона скоростей охлаждения, характерных для дуговой сварки.

На базе собственных исследований и математической обработки литературных данных установлено, что при сварке комплекснолегированных сталей на сопротивляемость образованию холодных трещин положительно влияют Ni , Mo и Zr .

Разработаны способы послесварочного термического воздействия на металл ЗТВ закаливающихся сталей, которые повышают сопротивляемость сварных соединений образованию холодных трещин или полностью устраняют возможность возникновения этих дефектов. Установлены оптимальные режимы нагрева при послесварочной термической обработке сварных соединений высокопрочных сталей, обеспечивающие свойства соединений на уровне основного металла.

На основе полученных аналитических зависимостей разработаны алгоритмы расчета на ЭВМ технологических параметров и условий сварки низколегированных высокопрочных сталей, обеспечивающих качественные сварные соединения.

Практическая ценность работы. Результаты выполненных автором и при его участии исследований послужили теоретической базой для созда-

ния технологических процессов изготовления качественных сварных соединений из высокопрочных сталей. Результаты работ внедрены в промышленности и используются при изготовлении тяжелонагруженных конструкций и при восстановлении сваркой и наплавкой деталей и узлов из конструкционных сталей.

Внедрение подтверждено актами Николаевского ремонтно-механического завода "Гидрореммаш", Николаевского областного объединения "Сельхозтехника", Криворожского турбинного завода, ЦНИИ "Прометей", ВПО "Ремдеталь", Черноморского судостроительного завода, ИЭС им. Е.О.Патона /долевое внедрение в технологиях изготовления платформ БелАЗ грузоподъемностью 75-110 т и рабочего оборудования горнорудных машин и механизмов на Уралмашзаводе/.

На защиту выносятся:

- закономерности структурных превращений в ЗТВ конструкционных углеродистых и низколегированных сталей, полученные в условиях моделирования сварочных термометформационных циклов;

- физическая модель образования α -фазы из переохлажденного аустенита с учетом упруго-пластического деформирования металла за счет разности удельных объемов сосуществующих α и γ фаз и скорости образования концентрационных флуктуаций по углероду в аустените;

- количественная зависимость влияния углерода и легирующих элементов Si , Mn , Cu , Ni , Mo и V на время охлаждения металла высокотемпературных участков ЗТВ низколегированных сталей от критической точки A_3 до температуры начала мартенситного превращения, когда в ЗТВ образуется структура с 50 % мартенсита;

- взаимосвязь между технологическими параметрами сварки, составом сталей и склонностью мартенсита ЗТВ к замедленному разрушению;

- способ повышения стойкости сварных соединений низколегированных высокопрочных сталей к образованию холодных трещин путем ее легирования $0,12-0,16\% Zr$, приводящему к замедлению роста зерна в высокотемпературных участках ЗТВ и расширению диапазона режимов охлаждения, когда аустенит претерпевает бейнитное превращение;

- способы локальной послесварочной термической обработки закаляющихся при сварке сталей с регулируемым мартенситным превращением аустенита ЗТВ, которые позволяют предотвратить образование холодных трещин и получить свойства соединений равноценные основному металлу;

- алгоритмы расчета на ЭВМ технологических параметров и условий сварки низколегированных высокопрочных сталей и сталей мартенситного класса, когда обеспечивается стойкость сварных соединений против образования холодных трещин.

Апробация работы. Отдельные разделы диссертационной работы дкла-

дывались на трех международных, восьми всесоюзных конференциях, совещаниях и семинарах, а также на многих республиканских, отраслевых, региональных конференциях и совещаниях. В целом работа обсуждалась на расширенном семинаре технологических отделов ИЭС им. Е.О.Патона НАНУ Украины.

Публикации. Основное содержание опубликовано в 50 работах, включая 5 авторских свидетельств.

Структура и объем диссертации. Диссертация состоит из введения, шести глав и заключения, изложенных на 462 страницах машинописного текста с 21 таблицами и 138 иллюстрациями, списка литературы на 380 наименований.

Первая глава посвящена обзору об основах легирования, способах производства и особенностях служебных свойств, разработанных в последнее время высокопрочных сталей, а также методам оценки их свариваемости, физическим закономерностям, сопровождающим образование холодных трещин в сварных соединениях закаливаемых сталей, постановке задач дальнейших исследований.

Во второй главе рассмотрены вопросы разработки методики исследования структурных превращений применительно к металлу околосовной зоны в условиях воздействия на него сварочных термометформационных циклов, а также некоторые методические усовершенствования по проведению испытаний сварных соединений-вставок на замедленное разрушение.

В третьей главе представлены результаты исследований особенностей протекания упруго-пластической деформации в сталях различных структурных классов при воздействии сварочных термометформационных циклов.

В четвертой главе изложены результаты исследований кинетики фазовых превращений металла зон термического влияния для сталей различного легирования. Впервые обобщены результаты исследования кинетики превращения аустенита в виде термокинетических диаграмм для ЗТВ более, чем 20 марок сталей, полученных с учетом воздействия на металл сварочных упруго-пластических деформаций и показана роль влияния последних на эти процессы.

В пятой главе приводятся результаты исследований по влиянию различных факторов на свариваемость сталей и свойства сварных соединений. Изучено влияние режимов охлаждения и концентрации диффузионного водорода на замедленное разрушение ЗТВ сварных соединений высокопрочных сталей, влияние на свариваемость способа производства сталей, состояние поверхности свариваемых кромок, состава металла шва, ультразвуковой обработки и послесварочного нагрева. Выполнен анализ влияния легирующих элементов на склонность сварных соединений к образованию холодных трещин и разработан радиоанализ состава низколегированной литей-

ной высокопрочной стали.

Шестая глава посвящена рассмотрению теоретических вопросов фазового превращения аустенита, разработке аналитических методов оценки свариваемости высокопрочных закаливающихся сталей и алгоритмов расчета на ЭВМ технологических условий получения качественных сварных соединений.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

I. Состояние вопроса и задачи исследования в области свариваемости высокопрочных закаливающихся сталей.

Исследование свариваемости высокопрочных закаливающихся сталей посвящено большое количество работ. Целесообразность применения таких сталей в ответственных сварных конструкциях поставило перед исследователями целый ряд задач, связанных с получением сварных соединений с гарантированными качеством.

Важнейшей проблемой свариваемости высокопрочных низколегированных сталей является предотвращение образования холодных трещин при их сварке. Возникновение таких дефектов происходит в закаленных участках ЗТВ и усиливается под воздействием диффузионно-подвижного водорода, вносимого в сварной шов при сварке, а также остаточных сварочных напряжений и напряжений от внешней нагрузки.

Большой вклад в выяснение условий образования холодных трещин при сварке закаливающихся сталей внесли работы А.М.Макары, М.Х.Шорлорова, Н.П.Прохорова, Б.С.Касаткина, Б.И.Медовара, Ю.А.Стеренбогена, В.Н.Земзина, Л.Э.Макарова, В.Ф.Мусияченко, Р.А.Козлова, О.Г.Касаткина, К.Котрелла, Д.Сефериана, Н.Гранкона, К.Сато, Е. Ито, Х.Сузуки, И.Гривняка, П.Зайферта и др..

Закаливаемость ЗТВ высокопрочных сталей зависит от их химического состава, а также условий и режимов сварки, которые определяют характер термического цикла в ЗТВ. В металловедении не разработано четких теоретических и расчетных рекомендаций по влиянию легирования на закаливаемость таких сталей. Поэтому сварщикам для решения этого актуального вопроса потребовалось выполнить огромный объем работы по опытному определению на сварных пробах влияния легирующих элементов и режимов сварки на свойства ЗТВ и ее склонность к образованию холодных трещин. Результаты этих исследований математической обработкой были обобщены в различные показатели свариваемости. Впервые показатель свариваемости в виде эквивалентного содержания углерода /С_{экв.}/ предложен в 1940 г. Диорденом и О'Нилом. В этом показателе учитывалось влияние

легированных элементов на увеличение твердости ЗТВ при сварке покрытыми электродами угловых соединений сталей из пластин толщиной 12 мм. Оценка свариваемости по этому показателю была ограничена сравнительно узкими пределами по химическому составу сталей и режимам их сварки. Дальнейшие исследования по расширению пределов такой оценки привели к тому, что в 1974 г. было предложено уже 34 различных выражений для $S_{эжв}$. Естественно, что при таком разнообразии эффективное их использование для оценки свариваемости сталей было затруднено. Кроме того, оценка склонности ЗТВ сталей к образованию холодных трещин по $S_{эжв}$ во многих случаях являлась качественной, так как при достижении определенных значений $S_{эжв}$ отвечала лишь на вопрос о возможности образования холодных трещин. При этом влияние конкретных режимов и условий сварки не учитывалось.

Некоторые выражения $S_{эжв}$ были использованы для определения температуры предварительного подогрева при сварке низколегированных сталей /Англия, Франция/, а также для расчета других показателей свариваемости типа R_w , R_n , R_i /Япония/, где было учтено влияние режимов сварки, водорода и напряженного состояния. Однако они не решают всю проблему в целом, так как их применение ограничено сравнительно узким составом низколегированных сталей.

Наряду с опытными работами на сварных пробах проводились исследования фазовых превращений металла ЗТВ сталей. Большой объем этих исследований выполнен в России, Украине, Германии, Франции, Англии, Японии и др.. В результате этих исследований были построены диаграммы термокинетического /анизотермического/ распада аустенита для ЗТВ большого числа сталей. Они позволяют по известному сварочному термоциклу предсказать структуру и твердость ЗТВ сварных соединений. Этими же исследованиями было установлено, что малейшие изменения в легировании ведут к существенному различию кинетики превращения аустенита. Поэтому располагая диаграммой термокинетического распада аустенита ЗТВ какой-либо марки стали нельзя с уверенностью прогнозировать ее конкретное поведение при сварке для всего диапазона изменения легирования, регламентируемого ее марочным составом.

Эта проблема в определенной степени была решена в совместной работе О.Г. Касаткина и П. Зайберта. Путем удачного выбора аппроксимирующего уравнения фазовой перекристаллизации и математической обработки около 150 диаграмм анизотермического распада аустенита ЗТВ низколегированных сталей ими были получены выражения, позволяющие в зависимости от состава стали и режима охлаждения при их сварке рассчитать относительное количество структурных составляющих в ЗТВ и по ним ее механические свойства. Использование этих расчетов при разработке технологии

сварки низколегированных сталей требует иногда опытной корректировки. Это обусловлено тем, что полученные зависимости базируются на результатах исследований кинетики превращения аустенита ЗТВ в условиях имитации сварочных термических циклов без учета влияния деформационных процессов, сопровождающих формирование сварных соединений. Несмотря на сравнительно малую степень таких деформаций она оказывает заметное влияние на характер превращения аустенита ЗТВ о чем свидетельствуют работы А.М.Макары и М.Х.Шоршорова с сотрудниками, а также результаты последних исследований кинетики превращения методом " *in situ* ", выполненных непосредственно в процессе формирования сварных соединений.

Учет структурного состояния ЗТВ наряду с другими основными факторами, влияющими на образование холодных трещин позволяет научно обоснованно рассчитать критические условия свариваемости закаляющихся сталей.

Такой подход отражен в параметре относительной скорости охлаждения R_s /Франция/, где сравнивается десятичный логарифм отношения действительной скорости охлаждения ЗТВ при 300 °С к критической скорости закалки. С учетом концентрации диффузионного водорода в наплавленном металле и интенсивности напряженного состояния по конкретным значениям R_s устанавливаются вероятностные оценки возможности образования холодных трещин. Из-за большого диапазона изменения относительной скорости охлаждения от 0,3 до 10 при переходе к 100 % вероятности такую оценку следует отнести еще к качественной.

Более строгий научный подход к оценке склонности ЗТВ к образованию холодных трещин предложен Э.Л.Макаровым. По результатам испытаний на замедленное разрушение ЗТВ и их математической обработки им получены аналитические выражения для расчета критического состава структуры, критической концентрации водорода и критического уровня средних разрушающих напряжений. Для оценки стойкости к холодным трещинам необходимо сравнить с критическими значениями действительную структуру или же максимальную концентрацию диффузионного водорода и максимальное значение компоненты сварочных напряжений в ЗТВ. Расчетное определение последних является сложной задачей, так как требует решения процессов диффузионного перераспределения водорода из металла шва в ЗТВ и расчета сварочных деформаций и напряжений. Поэтому оценка склонности ЗТВ к образованию холодных трещин по этому методу в полной мере может быть реализована пока лишь для некоторых отдельных случаев сварки.

Приведенный анализ состояния проблемы свидетельствует, что создание научно обоснованных решений при разработке технологии сварки высокопрочных закаляющихся сталей, широкое их внедрение при производстве ответственных, тяжело нагруженных сварных конструкций требует решения следующих задач:

1. Исследовать влияние сварочных напряжений и деформаций на кинетику превращения аустенита ЗТВ углеродистых и низколегированных сталей и получить экспериментальные данные по влиянию углерода и легирующих элементов на закаливаемость ЗТВ в условиях воздействия сварочных термодеформационных циклов для сталей широкого легирования.

2. Изучить влияние состава сталей и различных технологических факторов на склонность закаленной ЗТВ к образованию холодных трещин и произвести поиск эффективных способов послесварочного воздействия, позволяющих получить свойства сварных соединений на уровне свойств основного металла.

3. Выполнить теоретический анализ результатов полученных экспериментальных исследований и разработать научно обоснованные методы расчета параметров технологического воздействия при сварке низколегированных конструкционных закаливаемых сталей, которые обеспечивают высокое качество сварных соединений.

2. Особенности фазовых превращений в ЗТВ углеродистых и низколегированных сталей при воздействии сварочных термодеформационных циклов.

Из-за локального характера нагрева металла при сварке формирование сварного соединения сопровождается сложными процессами деформационных явлений, охватывающих металл шва и околошовную зону основного металла. При изучении процессов, происходящих в околошовной зоне на отдельных образцах, трудно воспроизвести закономерности изменения напряжений и деформаций путем программируемого нагружения. Наиболее просто это достигается в методиках нагрева-охлаждения жестко закрепленных образцов, разработанных Н.Н. Прохоровым и К. Сато. Базируясь на этих работах была разработана методика и изготовлена установка, в которой на отдельных образцах имитируются условия нагрева и охлаждения металла околошовной зоны при сварке сталей. Обоснование метода нагрева и охлаждения, регистрируемых параметров изменения физических свойств позволили с достаточной точностью изучать особенности деформирования металла околошовной зоны и кинетику структурных превращений для различных участков ЗТВ.

При нагреве жестко закрепленных образцов сталей по сварочным термоциклам в них возникают напряжения сжатия, которые растут до момента достижения предела $\sigma_{\text{т}}$ и далее их изменение подчиняется его температурной зависимости вплоть до критической точки $A_{\text{с1}}$. При фазовом превращении феррита и цементита в аустенит в межкуритическом

интервале температур $Ac_1 - Ac_3$, сопровождающимся уменьшением объема металла, величина этих напряжений снижается, а иногда они из сжимающих переходят в растягивающие. После нагрева выше критической точки Ac_3 напряжения сжатия вновь достигают значения предела текучести и с дальнейшим повышением температуры вновь следуют его температурной зависимости.

Последующее охлаждение приводит к появлению напряжений растяжения, которые достигнув предела текучести при дальнейшем охлаждении характеризуют напряжения пластической деформации аустенита до начала его фазового превращения. Перекристаллизация аустенита ведет к резкому уменьшению напряжений, что связано с увеличением удельного объема стали. Величина этих изменений зависит от особенностей кинетики фазового перехода. Затем после полного завершения фазового превращения напряжения изменяются пропорционально понижению температуры.

В образцах углеродистых сталей, в которых после фазовой перекристаллизации образуется ферритная, ферритно-перлитная и перлитная структура растягивающие напряжения достигают значений предела текучести, а далее происходит пластическая деформация, сопровождаемая скачкообразными изменениями напряжений, подобно эффекту Портевена-Ле-Шателье при механических испытаниях некоторых материалов. Для исследованных сталей Ст.3, 45, У8 и армо-железа скачкообразное изменение напряжений происходит начиная с температур $220 \dots 80$ °С. Наибольшая величина скачков напряжений /около 30 МПа/ наблюдается у образцов из армо-железа с чисто ферритной структурой после их охлаждения от температур нагрева $900 - 1000$ °С. Минимальная величина скачков напряжений в образцах стали У8 /около 10 МПа/, в которой при охлаждении от температур выше Ac_1 сформировалась полностью перлитная структура. По мере увеличения температуры нагрева этот эффект уменьшается и затем исчезает. Однако для армо-железа он сохраняется и после нагрева образца до 1320 °С.

В марганцовистых сталях 09Г2 и 18Г2АФ, нагреваемых по сварочным термомодеформационным циклам до температур выше критических, обнаружен при охлаждении низкотемпературный эффект снижения растягивающих напряжений. Он наблюдается начиная от температур 150 °С. Максимальное уменьшение этих напряжений наблюдается для образцов из стали 09Г2 при охлаждении от 1000 °С и составляет 45 МПа, а для стали 18Г2АФ соответственно 30 МПа при охлаждении от 860 °С. При дальнейшем повышении температуры нагрева жестко закрепленных образцов этих сталей величина этого эффекта уменьшается.

После полного охлаждения от температур выше критических точек, величина остаточных напряжений в жестко закрепленных образцах сталей

зависит от температурного интервала превращения переохлажденного аустенита и сформированной при этом структуры. При ферритно-перлитном превращении остаточные напряжения достигают предела текучести стали, при бейнитном превращении они ниже и самые низкие остаточные напряжения наблюдаются в жестко закрепленных образцах сталей, в которых после фазовой перекристаллизации образуется структура мартенсита.

Характер изменения напряжений, возникающих при нагреве-охлаждении жестко закрепленных образцов, которые получили название временных, зависит не только от состава стали, но и от исходного структурного состояния. В процессе нагрева при температурах ниже критической A_1 , возникающие временные напряжения выше для легированных сталей и особенно для сталей упрочненных выделениями карбонитридных фаз ванадия и ниобия. В улучшенных сталях со структурой мелко распределенных карбидов, расположенных в ферритной матрице, они также выше, чем в сталях с исходной ферритно-перлитной структурой.

Временные напряжения пластической деформации аустенита, зависят от максимальной температуры аустенизации. С увеличением этой температуры они заметно уменьшаются для всех исследованных сталей. Наиболее сильно это проявляется для сталей с карбонитридным упрочнением, так как с повышением температуры нагрева увеличивается растворение этих фаз в аустените. При значениях временных напряжений меньших предела текучести наблюдаются, кроме упругой, также процессы микроскопической деформации. Такая деформация происходит как на стадии нагрева, так и на стадии охлаждения жестко закрепленных образцов сталей, когда временные напряжения превышают порог упругости материала.

Об интенсивности микропластической деформации судили по величине отклонения коэффициента пропорциональности между напряжениями и деформациями от значений истинного модуля упругости этого материала в рассматриваемом интервале температур, а также по изменению остаточных напряжений.

Экспериментальное определение среднего значения коэффициента пропорциональности между напряжениями и деформациями E_{cp} / условное значение модуля нормальной упругости / в предположении протекания только упругой деформации для температурного интервала нагрева-охлаждения жестко закрепленных образцов можно рассчитать по формуле:

$$E_{cp} = \frac{S(\Delta\sigma_{св} - \Delta\sigma_{упр})}{\Delta P \cdot l}, \quad //$$

где: ΔP - величина внутренних усилий, возникающих в образце из-за стесненности свободной деформации;

S - площадь поперечного сечения образца; l - его длина;

$\Delta\sigma_{св}$ и $\Delta\sigma_{упр}$ свободная и упругая температурные деформации образца.

Величину усилий определяли в зависимости от прогиба динамометрической балки по градуированному графику. Изменение температуры образца и прогиба балки во время опытов регистрировали с помощью осциллографа Н-700. Изменение длины образца при свободной температурной деформации изучали при аналогичных условиях нагрева-охлаждения образца без жесткого закрепления.

Из этих исследований установлено, что в углеродистых сталях интенсивность микропластической деформации на стадии охлаждения жестко закрепленных образцов зависит от температуры максимального нагрева. Если нагрев производился выше критической точки A_{c2} , то при последующем охлаждении в температурном интервале после завершения фазового превращения аустенита процессы микропластической деформации происходят более интенсивно по сравнению с таковыми при охлаждении образца из той же стали, но нагретого до температур ниже критической точки A_{c1} . Так, для жестко закрепленных образцов стали Ст.3 после нагрева до 1090°C при последующем охлаждении среднее значение условного модуля упругости в температурном интервале $600-100^\circ\text{C}$ составляет 100 ГПа , а после нагрева до 640°C соответственно 138 ГПа . При этом среднее значение истинного модуля нормальной упругости для того же интервала температур составляет 184 ГПа .

На примере высокопрочной стали $14X2ГМР$ установлено, что после ее высокотемпературного нагрева и охлаждения по сварочным термомодеформационным циклам наблюдается микропластическая деформация "свежеобразованного" мартенсита. Она происходит после завершения мартенситного превращения при напряжениях ниже порога упругости и связана с релаксацией возникших при превращении нескомпенсированных внутренних микронапряжений. После нагрева жестко закрепленного образца стали $14X2ГМР$ до 1100°C и охлаждения среднее значение модуля упругости металла с мартенситной структурой для интервала температур $M_n - 20^\circ\text{C}$ составляет 120 ГПа , что на $80-100\text{ ГПа}$ ниже его истинного значения. Это указывает на существенную роль нескомпенсированных внутренних напряжений в проявлении склонности к замедленному разрушению свежезакаленной стали.

Исследование кинетики превращения аустенита металла $3ТВ$ сталей изучали при имитации сварочных термомодеформационных циклов. Жестко закрепленные образцы нагревались до температур аустенизации и охлаждались с различными скоростями. По результатам исследований построены диаграммы термикинетического превращения аустенита после нагрева образцов до $1200 - 1500^\circ\text{C}$ и до температур, незначительно превышающих критическую точку A_{c2} . При этом изучены также особенности изменения временных напряжений в процессе нагрева-охлаждения образцов. Для установления закономерностей влияния углерода и легирующих элементов на кинетику

структурных превращений в ЗТВ было исследовано более 20 марок углеродистых и низколегированных сталей.

Влияние сварочных напряжений и деформаций на кинетику превращения аустенита высокотемпературных участков ЗТВ оценено для сталей Ст.3, 45, 40X и 30XГСН2А. С этой целью были построены диаграммы термокинетического превращения аустенита для этих сталей и в условиях свободной температурной деформации без закрепления образцов. При сравнении термокинетических диаграмм, полученных в условиях воздействия сварочных термодеформационных циклов и просто термических циклов видно, что сварочные напряжения и деформации ускоряют распад аустенита в перлитной и бейнитной областях и повышают температуру начала мартенситного превращения.

При нагреве-охлаждении по одинаковому режиму превращение аустенита в условиях воздействия сварочных деформаций происходит при более высокой температуре, т.е. несколько раньше, чем в случае отсутствия таких деформаций. При этом разность температур фиксированных значений превращений зависит от состава аустенита и температурной области его превращения. Наибольшая разность этих температур при диффузионном распаде аустенита наблюдается в углеродистой стали Ст.3, которая достигает 50-100 °С, а самая малая 20-25 °С для аустенита стали 30XГСН2А при его бейнитном превращении.

Эффект ускорения по времени от воздействия сварочных деформаций в перлитной и бейнитной областях фазового превращения аустенита составляет для сталей 45, 40X, 30XГСН2А 20-25 % и несколько больше для стали Ст.3.

Повышение температуры начала мартенситного превращения по воздействию сварочных деформаций на 20-40 °С и ускорение его на первых этапах сменяется некоторым замедлением на стадии завершения. В итоге расширяется температурный интервал мартенситного превращения. Это подтверждается также тем, что в термоциклированных жестко закрепленных образцах стали 40X количество остаточного аустенита, определенное с помощью рентгеноструктурного анализа, несколько больше, чем в аналогичных образцах термоциклированных без закрепления.

Такой же эффект расширения температурного интервала фазового превращения наблюдается и при распаде аустенита стали 30XГСН2А в бейнитной области.

Хотя при воздействии сварочных термодеформационных циклов создаются условия для ускорения процессов самоотпуска мартенсита из-за более высокой температуры начала мартенситного превращения, но твердость такого мартенсита на 20-40 HV выше, по сравнению с твердостью мартенсита, полученного в условиях воздействия только термических циклов.

Это дополнительное повышение твердости может быть обусловлено эффектом деформационного упрочнения.

Выполненные исследования показали заметное отличие кинетики превращения аустенита в условиях воздействия на металл сварочных деформаций. Поэтому диаграммы термокинетического превращения, полученные в условиях воздействия сварочных термомеханических циклов, полнее отражают реальные процессы в ЗТВ сталей при сварке и позволяют с более высокой точностью анализировать влияние режимов и условий сварки на изменение ее структуры и твердости.

При исследовании влияния температуры нагрева на структурные превращения в ЗТВ сталей установлено, что быстрый сварочный нагрев до температур, незначительно превышающих критическую точку A_{c3} , формирует еще неоднородный по составу аустенит. На степень химической неоднородности такого аустенита влияет состояние исходной структуры и состав стали. Неоднородность аустенита оказывает заметное влияние на его структурные превращения при последующем охлаждении. Это выражается в ускорении его распада в перлитной и бейнитной областях и в повышении температуры начала и понижении температуры конца при мартенситном превращении. Наиболее высокая неоднородность такого аустенита наблюдается в сталях с исходной структурой феррита и перлита.

В марганцовистых низколегированных сталях 09Г2 и 18Г2АФ при их нагреве и охлаждении по сварочным термомеханическим циклам обнаружено, кроме основного, также низкотемпературное превращение аустенита, которое начинается с 200-150 °С. Оно наиболее отчетливо проявляется при охлаждении с различными скоростями для аустенита, полученного после быстрого нагрева до температур чуть выше критической точки A_{c3} и связано с мартенситным превращением аустенитных участков, обогащенных углеродом и марганцем. Это приводит к уменьшению временных напряжений в процессе охлаждения жестко закрепленных образцов за счет дополнительного увеличения объемов этих участков при $\gamma \rightarrow \alpha_m$ превращении, вызывающего пластическую деформацию образцов. Наличие участков, обогащенных углеродом и марганцем в этих сталях установлено рентгеноструктурным анализом по значениям параметра решетки остаточного аустенита.

Нагрев до высоких температур 1200-1300 °С со скоростью 150 - 200 °С/с практически устраняет неоднородность аустенита сталей, приводит к росту зерна до 2-3 балла и вызывает повышение его устойчивости при последующем охлаждении.

Изменение временных напряжений при охлаждении жестко закрепленных образцов после их нагрева подчиняется описанной ранее закономерности. Влияние скорости охлаждения на характер развития временных напряжений заметно сказывается лишь начиная с температуры начала фазового превра-

щения аустенита и приводит к возникновению в жестко закрепленных образцах разных по величине остаточных растягивающих напряжений. С увеличением скорости охлаждения величина остаточных напряжений уменьшается.

Для сталей с большим содержанием никеля и марганца /15ХНЗМ, 12Х2Н4 ОЗГ4АФ/ пластическая деформация аустенита, полученного после высокотемпературного нагрева, происходит при более низких напряжениях, чем в других легированных бейнитных сталях. Это дополнительно снижает и величину остаточных напряжений на 30-40 МПа.

В среднеуглеродистых сталях 45 и 40Х и высокоуглеродистой У8 нагрев жестко закрепленных образцов до температур аустенизации и последующая закалка с быстрым охлаждением со скоростями более 300 °С/с приводит к их самопроизвольному разрушению через несколько секунд после охлаждения при очень малой величине остаточных растягивающих напряжений /10-50 МПа/. Это указывает на существенную роль процессов самоотпуска мартенсита и релаксации в нем внутренних напряжений на его склонность к замедленному разрушению.

Электронно-микроскопическими исследованиями установлено, что после высокотемпературного нагрева и быстрого охлаждения жестко закрепленных образцов стали 40Х образуются кристаллы мартенсита реечного типа с двойниковой ориентацией [110] и [211]. В структуре нижнего бейнита этой стали на электроннограммах присутствуют отражения (112) и (021) цементита. Цементит ориентирован в направлениях [211] и [110] мартенсита.

Анализ полученных экспериментальных данных позволил установить количественное влияние углерода в легированных сталях на закаливаемость высокотемпературных участков ЗТВ. Так, образование структуры с 50 % мартенсита при изменении концентрации углерода в аустените от 0,21 до 0,8 % наблюдается после охлаждения по режимам, когда время охлаждения аустенита от критической A_3 до температур начала мартенситного превращения $/\Delta t_{c0,5}^M/$ изменяется соответственно от 2,5 до 17,5 с и хорошо аппроксимируется уравнением:

$$\Delta t_{c0,5}^M = (C \cdot 9)^{1,45} \quad /2/,$$

где: C - % содержание углерода в аустените.

Влияние на закаливаемость ЗТВ легирующих элементов поддается лишь качественной оценке. Из сравнения диаграмм термокинетического превращения аустенита сталей различного легирования следует, что слабее всего на устойчивость переохлажденного аустенита влияет легирование никелем, а марганец и хром более сильно замедляют распад аустенита в перлитной и бейнитной областях превращения.

Установление количественных закономерностей потребовало анализа и

разработки ряда вопросов теории фазового превращения аустенита и последующей математической обработки полученных экспериментальных результатов.

3. Влияние состава и технологических факторов на склонность закаливаемых при сварке сталей к замедленному разрушению и разработка способов повышения их стойкости к образованию холодных трещин.

Анализ литературных материалов по исследованию склонности сварных соединений к образованию холодных трещин показал, что некоторые явления этой проблемы остаются еще не совсем ясными. Теоретическая интерпретация процесса замедленного разрушения ЗТВ с мартенситной структурой в рамках какой-либо физической модели является сложной задачей. Это, прежде всего, связано с трудностями оценки микропластической деформации свежезакаленного мартенсита, обусловленного неясной картиной распределения нескомпенсированных микронапряжений, возникающих в сталях при мартенситном превращении. Наличие диффузионного водорода, сварочных напряжений и напряжений от внешней нагрузки еще больше затрудняет теоретическое решение этой задачи. Поэтому наиболее рациональным подходом к решению технологических задач по свариваемости закаливаемых сталей является использование обобщенных зависимостей по влиянию состава и технологических факторов на образование холодных трещин, полученных прямыми количественными методами испытаний.

Для изучения влияния состава сталей и различных технологических факторов на процессы замедленного разрушения ЗТВ сварных соединений был выбран метод вставок - "имплант". Накопленный опыт испытаний по этому методу показывает, что на процессы замедленного разрушения ЗТВ влияет не только ее структурное состояние и присутствие диффузионного водорода, но и целый ряд других факторов. Отмечается существенная роль типа концентратора напряжений в виде надрезов различной формы, размера сечения образца, состава металла шва. Поэтому все испытания проводили по единой методике.

В качестве объектов исследования были выбраны высокопрочные закаливаемые стали с различным содержанием углерода и разным легированием. Приварка образцов к базовой планке осуществлялась по ртутным электродами, обеспечивающих безынтную структуру металла шва. Регулирование режимов охлаждения достигалось изменением длины наплавленного валика и путем предварительного подогрева базовой планки. Во всех случаях осуществлялся контроль за концентрацией водорода в наплавленном металле. Выполнен анализ влияния состава сталей, структурного состояния

высокотемпературных участков ЗТВ, ее твердости, уровня микронапряжений второго рода и склонности сварных соединений - вставок к замедленному разрушению.

Результаты исследований показали, что между средним содержанием углерода в мартенсите ЗТВ и критическими напряжениями замедленного разрушения $\sigma_{кр}$ при прочих равных условиях нет прямой корреляционной связи. Так, при сварке электродами, дающими концентрацию диффузионного водорода в наплавленном металле около $1 \text{ см}^3/100 \text{ г}$, для мартенсита ЗТВ стали 03Г4АФ $\sigma_{кр}$ ниже, чем для мартенсита ЗТВ сталей 14ХГНМД и 15ХНЗМ, полученного при одинаковой скорости охлаждения

$W_{550} = 25 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$, и сравним с таковыми для ЗТВ с мартенситной структурой стали 40Х /рис. 1/. Не являются определяющими показателями для $\sigma_{кр}$ также твердость мартенсита и уровень в нем средних микронапряжений второго рода, поскольку для стали 03Г4АФ эти показатели немного ниже, чем для сталей 14ХГНМД, 15ХНЗМ и 40Х.

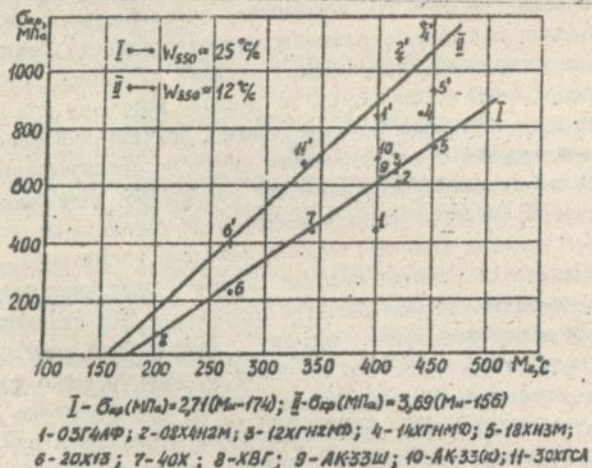


Рис. 1. Влияние температуры t и скорости охлаждения W_{550} на критические напряжения замедленного разрушения при $H_0 = 1 \text{ см}^3$ на 100 г.

Установлено, что при одинаковом режиме охлаждения ЗТВ и равной концентрации диффузионного водорода в наплавленном металле критические напряжения замедленного разрушения для металла с полностью мартенситной структурой линейно зависят от температуры близкой к запереванию мартенситного превращения. Появление же значительного количества

ва бейнита в закаленной ЗТВ резко повышает ее сопротивляемость замедленному разрушению.

Обработкой литературных данных по влиянию концентрации диффузионного водорода в наплавленном металле на склонность ЗТВ к замедленному разрушению установлено, что $\sigma_{кр}$ обратно пропорционально корню квадратному его концентраций. Аналогичное влияние на $\sigma_{кр}$ оказывает величина бывшего аустенитного зерна в ЗТВ. В итоге получено уравнение, позволяющее аналитически оценить $\sigma_{кр}$ мартенита ЗТВ стали от его состава, определяющего температуру M_n , скорости охлаждения ЗТВ $W_{6/5}$, концентрации диффузионного водорода в наплавленном металле H_0 и величины бывшего аустенитного зерна d , мм/ высокотемпературных участков ЗТВ для диапазона скоростей охлаждения $W_{6/5}$ от 12 до $12^{\circ}C/c$

$$\sigma_{кр} (МПа) = (4,6 - 0,075 W_{6/5}) (M_n - 140 - 1,4 W_{6/5}) \frac{1}{\sqrt{H_0}} \cdot \sqrt{\frac{0,08}{d}}; S = \pm 75 / 3$$

Важным фактором при изготовлении сварных конструкций из высокопрочных закаливающихся сталей является выбор сталей такого легирования в которых, кроме требуемого уровня свойств, достигается и более высокая сопротивляемость образованию холодных трещин. На примере исследования свариваемости низкоуглеродистых литейных сталей различного легирования установлено положительное влияние на сопротивляемость замедленному разрушению ЗТВ с мартенситной структурой Ni, Mo , и особенно Zr . Отрицательно влияют на этот процесс C, Co, V и в меньшей степени Mn . Положительное влияние Zr , вводимого в сталь до 0,12 - 0,16% обусловлено резким замедлением роста зерна в ЗТВ и расширением диапазона скоростей охлаждения, когда в высокотемпературных участках ЗТВ образуется бейнитная и бейнитно-мартенситная структура.

На сопротивляемость образованию холодных трещин влияет также способ производства стали. Выполненные исследования на сталях типа ХНЗМ конверторного способа производства и после ЭШП с практически одинаковым химическим составом показали целесообразность применения последних для ответственных сварных конструкций. Более высокий комплекс механических свойств стали ЭШП сохраняется и для металла ЗТВ, претерпевшего структурные изменения под действием сварочных термометформационных циклов. При близких значениях показателей прочности у ЗТВ стали ЭШП более высокая пластичность и особенно ударная вязкость и хладостойкость. Однако ЭШП сталь несколько уступает конверторной по склонности к образованию холодных трещин. Так, критические напряжения замедленного разрушения для ЗТВ стали ЭШП примерно на 15 % ниже, чем для конверторной. Объясняется это образованием в высокотемпературных участках ЗТВ ЭШП стали более крупного аустенитного зерна. Последнее можно привести в соответствие для ЭШП стали путем дополнительного ее микролегирования

элементами, тормозящими рост зерен при высокотемпературном нагреве.

Повышение сопротивляемости образованию холодных трещин при сварке высокопрочных закаливающихся сталей с аустенитным металлом шва обусловлено целым рядом факторов. В наших исследованиях прямыми экспериментами при сварке стали 40X установлено, что кроме интенсификации пластической деформации металла ЗТВ и некоторого повышения температуры начала мартенситного превращения Мн происходит также замедление охлаждения ЗТВ в сварном соединении с аустенитным металлом шва по сравнению с аналогичным охлаждением соединения с ферритно-перлитным швом, которое наблюдается начиная с температуры Мн. В совокупности это приводит к усилению процессов самоотпуска мартенсита ЗТВ релаксации в нем микронапряжений и повышению сопротивляемости ее образованию холодных трещин при соблюдении прочих равных условий. Кроме того, более низкие значения подела текучести аустенитного металла шва $\sigma_{т.ш.}$ ограничивают возникновение высоких напряжений в ЗТВ, что при соблюдении условия $\sigma_{кр} > \sigma_{т.ш.}$ обеспечивает стойкость сварного соединения против образования холодных трещин. Это подтверждается исследованиями склонности к замедленному разрушению сварных образцов-вставок из стали 30Х2Н2М и практикой получения качественных сварных соединений этой стали с применением аустенитных присадочных материалов.

Увеличить стойкость к образованию холодных трещин закаливающихся при сварке сталей можно также ультразвуковой обработкой сварных соединений. Она эффективна не только в температурном интервале мартенситного превращения, но и при температурах, когда ЗТВ еще находится в аустенитном состоянии. При определенных параметрах ультразвуковой деформации она приводит к ускорению превращения переохлажденного аустенита ЗТВ и образованию немартенситных структур, что повышает сопротивляемость образованию холодных трещин. Положительное влияние такой обработки подтверждается сравнительными испытаниями сталей 35Х и 30Х3.

Эффективное повышение качества сварных соединений закаливающихся сталей позволяет получить разработанные способы локальной послесварочной термической обработки. Они не только исключают возможность образования холодных трещин, но и во многих случаях устраняют вредное воздействие перегрева металла высокотемпературных участков ЗТВ. Это способы послесварочной термической обработки сварных соединений закаливающихся сталей с регулируемым мартенситным превращением.

Такая термическая обработка производится с момента, когда в высокотемпературных участках ЗТВ на стадии охлаждения после сварки образуется определенная доля мартенсита, количество которого еще не вызывает опасности образования холодных трещин. Последующий нагрев ЗТВ с мартенситно-аустенитной структурой и охлаждение должны обеспечить в

ней образование преимущественно немартенситных структур. Рациональный режим нагрева такой обработки назначается с учетом особенностей состава свариваемых сталей и изменения свойств металла ЗТВ под влиянием предшествующего термометформационного цикла.

Исследования, выполненные на имитированных образцах сталей 40Х, 07ХЗГНМ, 14ХГНМДБ и 20Х13 показали, что сварочные термциклы с нагревом до различных температур по разному изменяют свойства основного металла. Так показатели ударной вязкости для сталей без сильных карбонитридообразующих элементов существенно увеличиваются после нагрева в межкритический интервал температур, а при их наличии эффект противоположный. Дальнейшее повышение температуры резко снижает ударную вязкость сталей 20Х13 и 40Х, а у сталей 07ХЗГНМ и 14ХГНМДБ она становится даже несколько больше, чем у основного металла в нормализованном состоянии.

Исследование кинетики структурных изменений при послесварочном нагреве металла ЗТВ и изменения ее свойств позволили разработать режимы послесварочной термической обработки для закаливающихся сталей различного легирования.

Для сталей, не содержащих сильных карбонитридообразующих элементов, наиболее эффективным является послесварочный быстрый нагрев ЗТВ в межкритический интервал температур $A_{c1} - A_{c3}$, когда в структуре металла сохраняется еще около 20 % ферритной фазы. Такой нагрев приводит к измельчению крупнозернистой структуры высокотемпературных участков ЗТВ, формирует аустенит со значительной неоднородностью по углероду и сохраняет еще некоторую часть нерастворенных карбидов. Последующее охлаждение такого металла у сталей перлитного класса на порядок ускоряет кинетику распада аустенита по сравнению с таковой для аустенита высокотемпературных участков ЗТВ после сварки. У более легированных сталей мартенситного класса охлаждение металла ЗТВ после ее повторного нагрева в межкритический интервал температур значительно повышает температуру начала превращения аустенита.

Применение такой послесварочной обработки формирует в ЗТВ сложную структуру. При этом существенно снижается ее твердость по сравнению с твердостью без термообработки, а показатели ударной вязкости достигают или превосходят таковые основного металла. При сварке низколегированных сталей такая термообработка ЗТВ полностью устраняет опасность возникновения холодных трещин, а при сварке средне- и высоколегированных сталей значительно повышает сопротивляемость их образованию. В последнем случае необходимо произвести для ЗТВ еще дополнительный высокий отпуск с быстрым локальным нагревом.

Для высокопрочных сталей, содержащих в своем составе сильную

карбонитридообразующие элементы V и Nb, послесварочный нагрев металла ЗТВ в межкуритический интервал температур приводит к ее охрупчиванию. Поэтому максимальная температура послесварочного нагрева ЗТВ ограничивается температурой интенсивного образования карбонитридов, которая обычно ниже критической точки A_{c1} . Ускорение распада аустенита и формирование в ЗТВ преимущественно немартенситных структур достигается охлаждением ЗТВ после сварки до температур образования менее 50% мартенсита, а затем нагревом в бейнитную или перлитную области превращения аустенита. При этом происходит отпуск ранее образованного мартенсита и частичный или полный распад оставшегося аустенита на ферритно-карбидную смесь.

Использование такого способа позволяет сократить в несколько десятков раз время достижения определенного структурного состояния по сравнению с изотермическим распадом аустенита. Выполненные исследования на стали 25ХНЗМФ подтверждают целесообразность использования такой послесварочной термообработки при изготовлении сварных конструкций.

4. Разработка расчетных методов оценки свариваемости высокопрочных закаливающихся сталей с учетом физических закономерностей фазового превращения аустенита.

Установление количественной закономерности влияния легирующих элементов на закаливаемость высокотемпературных участков ЗТВ низколегированных сталей потребовало анализа и разработки ряда вопросов теории фазового превращения аустенита. Из анализа этой теории следует, что изотермический процесс диффузионного распада пересохлажденного аустенита в перлитной и бейнитной областях описывается четырьмя уравнениями, которые трудно применить для математической обработки полученных экспериментальных результатов. При описании процесса зарождения α -фазы основное внимание уделено процессам перестройки решетки без учета возникновения концентрационных флуктуаций и работы деформации, которая возникает из-за различия удельных объемов δ и α фаз. Поэтому разработка дальнейших теоретических представлений фазового превращения аустенита потребовало выяснения важности указанных факторов.

С использованием теории пластичности выведены соотношения для расчета напряжений и деформаций в матричной δ -фазе и работы упруго-пластической деформации при зарождении центра кристаллизации α -фазы.

Выполнена оценка повышения температуры начала мартенситного превращения с учетом того, что упруго-пластическая деформация при этом превращении в ЗТВ компенсируется сварочной. Она зависит от предела текучести аустенита, модуля его нормальной упругости и линейного эффекта

фазового $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения. Для значений предела текучести аустенита 100-200 МПа, которые наблюдаются в ЗТВ низколегированных сталей при температурах предмартенситного превращения, расчетное повышение температуры M_n составляет 10-15 °С. Обнаруженное экспериментальное повышение температуры M_n на 30-40 °С может быть обусловлено эффектом усиления химической неоднородности аустенита по углероду, возникающей за счет сварочной пластической деформации металла ЗТВ.

В сталях при превращении аустенита по диффузионному механизму состав продуктов превращения /феррит, карбиды/ существенно отличается от состава исходной фазы. Поэтому их образованию предшествует процесс перераспределения углерода в аустените.

Рассмотрены закономерности образования флуктуаций по углероду в переохлажденном аустените и выведено уравнение для скорости образования центров кристаллизации α -фазы в единичном объеме аустенита:

$$J = N_v \cdot \gamma \cdot \delta^{-n} \cdot \exp\left(\frac{Q + \Delta F}{kT}\right) \quad /4/$$

где N_v - число атомов Fe и легирующих элементов, образующих твердый раствор замещения, в единице объема аустенита;

γ - частота колебаний атомов углерода;

Q и ΔF - энергии активации диффузии атомов углерода в аустените и перестройки решетки из ГЦК в ОЦК;

n - число упорядоченных скачков атомов углерода в аустените, необходимых для образования флуктуации состава размером, равного размеру критического центра кристаллизации α -фазы /рассчитывается по специальному уравнению/.

Анализ этого уравнения показывает, что учет процесса образования флуктуаций в аустените по углероду позволяет объяснить появление двух S-кривых на диаграммах изотермического распада аустенита, характеризующих долю превращения аустенита в перлитной и бейнитной областях некоторых легированных сталей, и четко разграничить перлитное от бейнитного превращений.

С учетом выражения J для скорости образования центров кристаллизации α -фазы и объема растущего во времени α кристалла путем интегрирования уравнения кристаллизации А.Н. Колмогорова получено кинетическое уравнение для определения времени t_2 , образования $\frac{1}{2}$ доли

$$t_2 = - \left[\frac{15 \ln(1-\frac{1}{2}) \cdot \delta^{-n}}{64\pi \cdot \gamma \cdot N_v \cdot \delta_0^{2/3} \cdot \beta^3} \right]^{2/5} \cdot \exp\left(\frac{Q + \frac{2}{5}\Delta F}{kT}\right) \quad /5/$$

где $\frac{1}{2} = \frac{V(t)}{V_0}$ - отношение объема α -фазы в момент времени t к общему объему металла;

D_0 - предэкспоненциальный множитель в уравнении расчета коэффициента диффузии углерода в аустените ;

β - множитель, входящий в выражение скорости роста кристаллов, который находится по специальному уравнению.

С помощью этого уравнения можно рассчитать выделение во времени доэпитектоидного феррита или бейнита в низко и среднеуглеродистых сталях для изотермических условий. Оно показывает, что время превращения зависит от диффузионной подвижности атомов углерода в аустените, а также от механических свойств аустенита и присутствия в нем легирующих элементов. Последние факторы влияют на показатель степени n вследствие изменения термодинамических параметров твердых растворов α и δ фаз и их свойств.

В реальных случаях при сварке и термообработке сталей теоретический анализ превращения аустенита требует учета дополнительных особенностей. Экспериментальные данные исследования структуры ЗТВ в сварных соединениях указывают, что местами преимущественного выделения феррита являются границы зерен аустенита. Кроме того, игольчатые выделения феррита / видманштеттова структура/, получаемые из крупного зерна аустенита, свидетельствуют о неодинаковой скорости роста зерна феррита в различных кристаллографических направлениях.

Приведенный анализ показывает сложность математического описания процессов перекристаллизации в металлических сплавах. Однако значение основных физических закономерностей процесса перекристаллизации аустенита позволяет более корректно произвести математическую обработку экспериментальных данных кинетики превращения аустенита и вывести полезные для практики зависимости.

Для оценки закаливаемости высокопрочных низколегированных сталей при их сварке наибольший интерес представляет определение условий образования структуры с 50 % мартенсита.

Анализ практики изготовления сварных конструкций из таких сталей и многочисленные исследования их свариваемости позволили установить достаточно надежные условия, исключающие возникновение в них холодных трещин. При сварке, обеспечивающей низкую концентрацию диффузионного водорода в наплавленном металле / $< 2 \text{ см}^3$ на 100 г/ холодные трещины не возникают, если структура металла шва и ЗТВ содержит менее 50 % мартенсита.

Таким образом, о свариваемости сталей можно судить по условиям образования при их сварке структуры с 50 % мартенсита. В качестве этого условия можно взять время охлаждения аустенита ЗТВ от критической точки A_2 до температуры начала мартенситного превращения M_s , когда из него образуется 50 % немартенситных структур и 50 % мартенсита.

Назовем это время критическим $\Delta t_{0,5}^M$. При режимах охлаждения ЗТВ более $\Delta t_{0,5}^M$ сварные соєдинения не будут склонны к образованию холодных трещин.

Выражение для t_s можно использовать для нахождения этого времени, если заменить реальную кривую охлаждения ступенчатой с изотермическими отрезками по времени. Влияние легирующих элементов на $\Delta t_{0,5}^M$ оценивается методом сравнения. В качестве эталона служит нелегированная сталь с таким же содержанием углерода, как и в оцениваемой низколегированной.

При близости температур A_3 и M_n , незначительном влиянии малых добавок легирующих элементов на коэффициент диффузии углерода в аустените и на градиенты концентрации вблизи поверхности раздела α и γ фаз в условиях роста первой можно прийти к следующему простому выражению:

$$\Delta t_{0,5}^M = \Delta t_{c0,5}^M \cdot b^{2/5 \Delta n_{эф}} \quad /6/;$$

где $\Delta n_{эф}$ эффективная разность упорядоченных скачков атомов углерода в аустените низколегированной и нелегированной сталей, необходимых для образования флуктуации состава объемом критического центра кристаллизации α -фазы.

Основание "6" справедливо для идеального разбавленного твердого раствора. Оно обработано пропорционально вероятности скачка атома углерода в нужном направлении при выходе его из объема аустенита, равному критическому. В реальном растворе эта вероятность зависит от концентрации, энергии взаимодействия атомов углерода между собой и легирующими элементами, напряженного состояния кристаллической решетки и др.. Поэтому для сталей различного легирования оценку $\Delta t_{0,5}^M$ целесообразно выполнять по уравнению вида:

$$\Delta t_{0,5}^M = \Delta t_{c0,5}^M \cdot N^{2/5 \Delta n_{эф}} \quad /7/$$

Наиболее приемлемое значение N можно определить математической обработкой экспериментальных данных.

Математическую обработку выполняли по результатам исследования кинетики превращения аустенита в высокотемпературных участках ЗТВ с учетом воздействия сверхочных термодеформационных циклов для 18 низко- и среднелегированных сталей при значениях N равных 6, 8, 10 и 12. С использованием уравнений /2/ и /7/ методом наименьших квадратов множественной регрессии получены уравнения для расчета $\Delta t_{0,5}^M$ при разных N . Наименьшее отклонение расчетных $\Delta t_{0,5}^M$ от экспериментальных получено для $N = 10$:

$$\Delta t_{0,5}^M = (C \cdot 9)^{1,45} \cdot 10^{0,418(Si-0,3) + 0,73(Mn-0,6) + 0,75(C-0,15) + 0,32(N-0,15) + 0,63 M_0 + 1,14 V}$$

Среднеквадратичное отклонение по этому уравнению составляет $\pm 19,8\%$, величина $\sqrt{\sigma^2} = 0,115$ или $\pm 30\%$, множественный коэффициент корреляции $R = 0,98$. Следует указать, что такие значения ошибок в основном определяются точностью химического анализа исследованных сталей. Содержание элементов в них изменялось в пределах С от 0,04 до 0,59%; Si от 0,3 до 1,85%; Mn от 0,15 до 3,7%; Cr от 0,15 до 3,0%; Ni от 0,15 до 3,6%; Mo от 0 до 0,5% и V от 0 до 0,21%. Влияние углерода и легирующих элементов на закаливаемость высокотемпературных участков ЗТВ сталей показано на рис. 2.

Расчет $\Delta t_{0,5}^M$ с использованием рис. 2. производится по формуле:

$$\Delta t_{0,5}^M = \Delta t_{0,5}^M \cdot K_A \quad /9/$$

где K_A - произведение коэффициентов увеличения закаливаемости легирующих элементов Si, Mn, Cr, Ni, Mo и V для стали с заданным содержанием углерода.

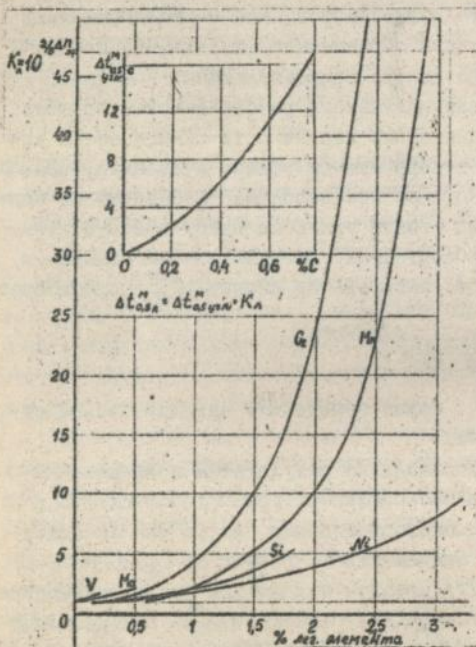


Рис. 2. Влияние углерода и легирующих элементов на закаливаемость высокотемпературных участков ЗТВ

сварочных деформаций в процессе охлаждения ЗТВ по режиму образования

Проверка применимости уравнения /8/ выполнена для 18 низколегированных сталей, кинетика превращения аустенита которых применительно к сварочным процессам исследована М.Х.Шорпоровым и В.В.Беловым. Среднеквадратичное отклонение составляет 21,8%. Причем почти все расчетные $\Delta t_{0,5}^M$ отклоняются в меньшую сторону от экспериментальных. Последнее можно объяснить тем, что структурные превращения в исследованиях М.Х.Шорпорова изучались в условиях нагрева и охлаждения металла, способного свободно расширяться - сокращаться при изменении его температуры.

Полученные результаты позволяют утверждать, что среднестатистическая величина ускорения во времени диффузионного превращения аустенита при воздействии

структуры с 50 % мартенсита составляет примерно 20 %.

Анализ расчетных данных закаляемости ЗТВ для ряда конструктивных сталей с химическим составом по нижнему и верхнему пределам показал, что $\Delta t_{0,5}^M$ для одной и той же марки стали может отличаться в несколько раз. Это время изменяется более чем на порядок в низкоуглеродистых низколегированных сталях и несколько меньше для сталей с содержанием углерода 0,3...0,4 %. Поэтому оценку свариваемости низколегированных высокопрочных сталей необходимо производить не по названию самой марки стали, а только с учетом ее конкретного химического состава.

С использованием установленных зависимостей по расчетному определению критических напряжений замедленного разрушения и склонности к закалке ЗТВ низколегированных сталей, а также критериев свариваемости и теории распространения тепла при сварке разработаны алгоритмы расчета на ЭВМ технологических условий получения качественных сварных соединений высокопрочных закаляющихся сталей.

Для сталей с регулируемыми при сварке структурными превращениями в ЗТВ производится оценка их закаляемости - свариваемости и рассчитывается минимальное значение температуры предварительного подогрева основного металла, гарантирующего при заданном режиме сварки формирование сварного соединения не склонного к образованию холодных трещин.

Для сталей глубокой прокаливаемости, преимущественно мартенситного класса, рассчитываются критические напряжения замедленного разрушения для заданного режима сварки при мартенситной структуре ЗТВ и определяются конкретные условия, предупреждающие образование холодных трещин.

ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ

1. Представленная работа направлена на решение крупной научно-технической проблемы, имеющей важное народнохозяйственное значение. Определены научные основы для разработки и внедрения прогрессивных технологических процессов при изготовлении ответственных сварных конструкций из высокопрочных закаляющихся сталей, которые направлены на улучшение качества и свойств ЗТВ сварных соединений путем анализа их свариваемости, выбора требуемых термических циклов и технологических условий сварки, способов послесварочной обработки.

2. На базе разработанных методики моделирования сварочных термодеформационных циклов установлены закономерности структурных изменений в ЗТВ сталей различного легирования. Воздействие сварочных деформаций на металл ЗТВ приводит к ускорению по времени на 20-25 % превращение аустенита в перлитные и бейнитной областях и расширяет темпе-

температурный интервал мартенситного превращения. Полученные диаграммы термокинетического превращения аустенита ЗТВ более 20 марок сталей позволяют с более высокой точностью прогнозировать влияние режимов охлаждения при сварке на изменение структуры и твердости ЗТВ.

3. С использованием предложенной физической модели образования α -фазы в переохлажденном аустените, выведенного кинетического уравнения и полученных экспериментальных данных установлена количественная закономерность влияния углерода и легирующих элементов на закаляемость высокотемпературных участков ЗТВ низколегированных сталей. По степени возрастающего влияния легирующих элементов на этот процесс их можно расположить в следующей последовательности: Ni, Si, Mo, Mn, C, V .

4. Установлено, что между содержанием углерода в мартенсите ЗТВ, уровнем в нем средних микронапряжений и его твердостью нет прямой корреляционной связи со склонностью к образованию холодных трещин. Наиболее существенное влияние на этот процесс оказывает температурный интервал мартенситного превращения аустенита и особенно температура, близкая к его завершению, скорость охлаждения ЗТВ, величина зерна аустенита и концентрация диффузионного водорода в наплавленном металле. Полученная зависимость для расчета критических напряжений замедленного разрушения ЗТВ с мартенситной структурой от этих параметров позволяет оценить возможность образования холодных трещин в закаливавшихся при сварке сталях.

5. На склонность к замедленному разрушению сварных соединений высокопрочных сталей влияет также и способ их производства. У стали ЭШП в ЗТВ сварных соединений сохраняется ее преимущество по пластичности, вязкости и хладостойкости по сравнению со свойствами ЗТВ такого же состава конверторной стали, но критические напряжения замедленного разрушения примерно на 15 % ниже. Это обусловлено более высокой склонностью к росту зерна рафинированной стали. Для устранения этого ЭШП стали следует дополнительно легировать элементами, тормозящими рост зерна при нагреве до высоких температур.

6. Установлено, что положительное влияние аустенитного металла шва на склонность ЗТВ закаливающихся сталей к образованию холодных трещин кроме известных факторов, связанных с меньшей температурой солюдуса, интенсификацией пластической деформации аустенита ЗТВ при охлаждении сварного соединения и некоторого повышения температуры Mn, обусловлено также и замедлением охлаждения в интервале температур мартенситного превращения по сравнению с аналогичным охлаждением соединения с ферритно-перлитным металлом шва, что усиливает самоотпуск мартенсита ЗТВ и релаксацию в нем микронапряжений.

7. Показано, что сопротивляемость замедленному разрушению ЗТВ мартенситной структурой сварных соединений литейных низколегированных сталей положительно влияет Ni до 3 %, Mo до 0,5 % и особенно Zr . При легировании сталей Zr около 0,15 % наблюдается сильное замедление роста зерна ЗТВ и расширяются диапазоны скоростей охлаждения, когда в высокотемпературных участках ЗТВ образуется преимущественно мартенситная структура.

8. Перспективными способами повышения качества сварных соединений конструкционных закаливающихся сталей является ультразвуковая деформация металла ЗТВ от температурной области существования аустенита при амплитудах выше порогового значения и особенно послесварочная термическая обработка. Последняя позволяет не только исключить образование холодных трещин при сварке закаливающихся сталей, но и устранить вредное влияние перегрева металла ЗТВ. Послесварочная термическая обработка с регулируемым мартенситным превращением производится с момента, когда в ЗТВ на стадии охлаждения образуется определенная доля мартенсита, количество которого еще не вызывает образования холодных трещин. Рациональный режим послесварочного нагрева назначается с учетом состава стали и изменения свойств ЗТВ под влиянием предшествующего сварочного термомодеформационного цикла.

9. Установленные закономерности позволили разработать алгоритмы расчета на ЭВМ технологических условий получения качественных сварных соединений конструкционных закаливающихся сталей. Для сталей с регулируемым при сварке структурными превращениями производится расчет в зависимости от химического состава времени охлаждения от критической точки A_3 до температуры начала мартенситного превращения при котором в ЗТВ образуется структура с 50% мартенсита и по этому времени для заданных условий сварки, если необходимо, вычисляется минимальное значение температуры предварительного подогрева. Для сталей преимущественно мартенситного класса для заданного режима сварки и известной концентрации диффузионного водорода в наплавленном металле рассчитываются критические напряжения замедленного разрушения в ЗТВ и в зависимости от σ_{a2} основного металла определяются условия, при которых исключается образование холодных трещин.

10. Разработаны и научно обоснованы основные положения регулирования структуры и свойств ЗТВ конструкционных высокопрочных сталей и осуществлено их внедрение при изготовлении сварных конструкций в судостроении, тяжелом машиностроении, автомобилей большой грузоподъемности, специзделий и восстановлении сваркой и наплавкой изношенных деталей. Установленные закономерности и положения позволяют научно обосновано решать вопросы, связанные с технологией сварки конструкционных

закаливающихся сталей, и способствует их более широкому использованию при изготовлении ответственных сварных изделий.

Основное содержание диссертационной работы опубликовано в следующих публикациях:

1. Лебедев Ю.М., Кравченко Л.П. Исследование особенностей распада аустенита сталей 20, 45, 40X и влияние их на характер напряженного состояния в условиях жесткого заземления //Тезисы докладов Всесоюзного тематического совещания по свариваемости термически упроченных низколегированных конструкционных сталей. - Москва: МНХиГП-1972. С. 16-18.
2. Лебедев Ю.М., Кравченко Л.П. Установка для исследования структурных превращений в условиях жесткого заземления образцов //Труды НКИ-1973. -Вып.66. -С.98-100.
3. Лебедев Ю.М., Кравченко Л.П. Исследование влияния температуры нагрева и характера возникновения напряженного состояния на кинетику распада аустенита сталей 20, 45 и 40X - Там же.С.101-106.
4. Лебедев Ю.М., Кравченко Л.П. Влияние напряженного состояния и пластической деформации на кинетику распада аустенита в сталях 20, 45 и 40X //Труды НКИ. -1974. -Вып.80. -С.63-66.
5. Лебедев Ю.М., Кравченко Л.П., Хлуднев В.И. и др. Повышение точности и надежности деталей сельскохозяйственных машин, восстановленных сваркой и наплавкой //Тезисы докладов Международного симпозиума стран членов СЭВ. Совершенствование методов организации ремонта и технического обслуживания машинно-тракторного парка. -М: ГОСНИТИ. -1975. -Ч.2. -С.68-74.
6. Лебедев Ю.М., Кравченко Л.П. Характер развития временных и остаточных напряжений в сталях различных структурных классов в условиях имитации сварочных термомеханических циклов //Труды НКИ. -1977. -Вып.121. -С.98-101.
7. Лебедев Ю.М., Коршенко Е.А., Кравченко Л.П. Исследование кинетики распада аустенита стали 14X2ГМР //Тезисы докладов. Применение в сварных конструкциях низколегированных термоупроченных сталей с пределом текучести 60...80 кгс/мм². - Киев: ИЭС им.Е.О.Патона. -1977. -С.19-20.
8. Лебедев Ю.М., Кравченко Л.П. Исследование структурных и термомеханических процессов в углеродистой стали У8 в условиях сварки //Труды НКИ. -1978. -Вып.133. -С.36-41.
9. Лебедев Ю.М., Кравченко Л.П., Данилюк Н.М. Влияние состава металла шва на образование реактивных напряжений при сварке стали 40X // Автоматическая сварка. -1978. -№3. -С.34-36.

10. Исследование структуры и механических свойств листовой стали 09Г2, подвергнутой локальному нагреву токами высокой частоты/ А.Д.Ковтун, Ю.М.Лебедев, Л.П.Кравченко, Л.А.Жучинский//Технология судостроения.-1978.-№8.
11. Лебедев Ю.М., Кравченко Л.П., Данилюк Н.М. Методика моделирования сварочных термомеханических циклов//Автоматическая сварка.-1978.-№12.-С.31-33.
12. Лебедев Ю.М., Кравченко Л.П., Данилюк Н.М. Исследование упруго-пластических деформаций и кинетики распада аустенита стали ИВГ2АФ при моделировании сварочных термомеханических циклов//Автоматическая сварка.-1979.-№8.-С.4-8.
13. Лебедев Ю.М., Радецкий В.Г. Влияние сварочных термомеханических циклов на кинетику превращения аустенита сталей I4XГНМ и I4XГНМД//Труды НКИ.21980.-Вып.158.-С.72-74.
14. Лебедев Ю.М. Условие образования центров кристаллизации в твердой фазе с учетом упруго-пластической деформации матрицы. Там же.-С.77-82.
15. Лебедев Ю.М., Заруба В.И. Восстановление рессорных листов из стали 60С2//Автоматическая сварка.-1980.-№4.-С.52-55.
16. Лебедев Ю.М., Данилюк Н.М., Иващенко Г.М. Применение номограмм для выбора режимов сварки судостроительных сталей//Судостроение.-1981.-Вып.30.-С.50-54.
17. Влияние временных напряжений на характер превращения аустенита и сопротивляемость зоны термического влияния стали 30ХГСНА образованию холодных трещин/Ю.М.Лебедев, Н.М.Данилюк, Ю.А.Стеренбоген, В.Г.Гордонный, Д.П.Новикова//Автоматическая сварка.-1981.-№7.-С.8-12.
18. Лебедев Ю.М., Лазарев В.Н., Уваров В.Г. Исследование структурных превращений в условиях сварки и термообработки соединений стали 20Х13//Судостроение.-1982.-Вып.31.-С.88-92.
19. Кистерев Э.В., Кулемин А.В., Лебедев Ю.М. Влияние ультразвуковой обработки на свариваемость среднеуглеродистых конструкционных сталей//Сб. науч. тр. Технологии судостроения и сварочного производства.- НКИ.-1983.-С.79-85.
20. Лебедев Ю.М. Особенности упруго-пластических деформаций сталей при воздействии сварочных термомеханических циклов//Сб. науч. тр. Технологии судостроения и сварочного производства.- НКИ.-1984.-С.62-72.
21. Лебедев Ю.М., Кравченко Л.П., Летвчий В.Н. Испытания на склонность к замедленному разрушению жаропрочных сталей//Тезисы докладов Всесоюзной конференции. Проблемы сварки теплоустойчивых, жаростойких, жаропрочных высоколегированных сталей и сплавов.- Киев: ИЭС

им. Е.О. Патона. - 1985. - С. 100.

22. Лазарев В.Н., Лебедев Ю.М., Титушина Л.П. Исследование свариваемости мартенситных и мартенситно-ферритных сталей. Там же. - С. 28.

23. Структурные превращения стали I4XГНМД при сварке и их влияние на свойства соединений/В.Ф.Мусяиченко, Л.И.Миходуй, С.Л.Жданов, Ю.М.Лебедев, Л.П.Кравченко//Автоматическая сварка. - 1985. - №4. - С. 10-14.

24. Лебедев Ю.М. Влияние флуктуаций состава на кинетику превращения аустенита при сварке и термообработке доэвтектоидных сталей//Сб. науч. тр. Технология судостроения и сварочного производства: НКИ. - 1985. - С. 67-76.

25. Структурные превращения в стали I4XГНМ при сварке и сопротивляемость сварных соединений образованию холодных трещин/М.Ф.Мусяиченко, Л.И.Миходуй, В.Г.Гордонный, С.Л.Жданов, Ю.М.Лебедев, Л.П.Кравченко// Доклады симпозиума СЭВ. Трещины в сварных соединениях. - Братислава: 1985. - Т. I - С. 90-102.

26. Повышение свойств свариваемых мартенситно-бейнитных сталей/Е.В.Коноплева, Р.И.Энтин, О.В.Абрамов, В.М.Баязитов, Л.И.Коган, Ю.М.Лебедев//Известия АН СССР. Серия Металлы. - 1986. - №1. - С. 117-122.

27. Структурные превращения в зоне термического влияния при сварке стали 20ХН3М/В.С.Касаткин, А.К.Царук, Ю.М.Лебедев, Л.П.Кравченко//Автоматическая сварка. - 1986. - №2. - С. 6-9.

28. Лебедев Ю.М., Летучий В.Н., Цюх С.М. Структурные превращения при сварке стали 30ХГСА и ее свариваемость//Сварочное производство. - 1986. - №12. - С. 19-20.

29. О влиянии ультразвука на структуру и свойства зоны термического влияния сварного соединения из среднеуглеродистых легированных сталей/С.В.Кистерев, О.В.Абрамов, Р.И.Энтин, А.В.Кулемин, С.З.Некрасова, Г.А.Июффе, Ю.М.Лебедев//Физика и химия обработки материалов. - 1986. - №5. - С. 114-118.

30. Структурные превращения в ЗТВ и свариваемость конструкционных сталей/Ю.М.Лебедев, Л.П.Кравченко, Н.М.Данилюк, Л.П.Титушина//Тезисы докладов всесоюзной конференции. Экономия материальных, энергетических и трудовых ресурсов в сварочном производстве. - Челябинск: ЧПИ. - 1986. - С. 122-123.

31. Лебедев Ю.М., Кравченко Л.П., Летучий В.Н. Исследование свариваемости стали 25ХГТ применительно к процессам восстановления шестерен наплавкой//Сб. науч. тр. Прогрессивная технология судостроения и сварочного производства: НКИ. - 1986. - С. 30-35.

32. Лебедев Ю.М. Аналитическое определение закаливаемости зоны термического влияния при сварке низколегированных сталей//Сб. науч. тр. Прогрессивная технология судостроения и сварочного производства:

НКИ. - 1987. - С. 27-32.

33. Установка для испытаний сварных соединений на склонность к замедленному разрушению/Ю.М.Лебедев, Л.П.Кравченко, Н.М.Данилюк, В.Н.Лазарев//Технология судостроения. - 1987. - №6. - С.24-27.

34. Структура, механические свойства и сопротивляемость замедленному разрушению соединений высокопрочной стали ВС-4/В.Ф.Мусяченко, Л.И.Миходуй, С.Л.Жданов, Ю.М.Лебедев//Автоматическая сварка. - 1987. - №12. - С.3-7.

35. Лебедев Ю.М., Репин В.А., Цимбалистий А.Г. Разработка составов низколегированной стали для литых сварных конструкций//Известия ВУЗов. Черная металлургия. - 1988. - №3. - С.87-91.

36. Свойства сварных соединений высокопрочных сталей, выполненных по слою грунта/Г.М.Иващенко, В.М.Ралькова, А.И.Губон, Ю.М.Лебедев, Н.М.Данилюк//Сварочное производство. - 1988. - №3. - С. 11-12.

37. Лебедев Ю.М., Лебедева В.Ф. Оптимизация расчетов на ЭВМ тепловых процессов сварки//Сварочное производство. - 1988. - №5. - С. 25-26.

38. Лебедев Ю.М. Аналитическая оценка свариваемости высокопрочных низколегированных сталей//Тезисы докладов Всесоюзной конференции. 100-летие изобретения сварки по методу Н.Г.Славянова и современные проблемы развития сварочного производства. - Пермь-1988. Ч.1. - С. 16-18.

39. Лебедев Ю.М., Лебедева В.Ф., Миропниченко С.Г. Расчеты на ЭВМ температуры предварительного подогрева при сварке и наплавке высокопрочных низколегированных сталей с использованием структурного критерия свариваемости/Тезисы докладов IV Всесоюзного семинара по сварке ПО "Уралмаш". Производство сварных конструкций из высокопрочных сталей. - Свердловск. - 1989. - С. 23-24.

40. Лебедев Ю.М. Аналитический метод расчета критических условий свариваемости для высокопрочных сталей мартенситного класса. Там же. - С. 21-22.

41. Структурные превращения при сварке стали 08Х4НГМ и свойства сварных соединений/В.Ф.Мусяченко, Л.И.Миходуй, С.Л.Жданов, Ю.М.Лебедев, Л.П.Тишушина//Автоматическая сварка. - 1989. - №2. - С.3-7.

42. Исследование свариваемости низкоуглеродистой мартенситной стали 07ХЗГНМ/Ю.М.Лебедев, В.Н.Лазарев, Р.И.Энтин, Л.М.Клейнер//Автоматическая сварка. - 1989. - №9. - С. 1-4.

43. Лебедев Ю.М., Лебедева В.Ф. Разработка алгоритмов расчета на ЭВМ технологических условий получения качественных сварных соединений.//Тезисы докладов Всесоюзной научно-технической конференции. Математические методы и САПР в сварочном производстве. - Свердловск. - 1990. - С. 21.

44. Влияние структуры высокопрочной стали 14ХГЭСАД на сопротивляемость сварных соединений замедленному разрушению/С.Л.Жданов, Л.И.Миходуй, П.А.Стрижак, Ю.М.Лебедев//Автоматическая сварка.-1992.-№3.-С.9-12.

45. Структурные превращения в ЗТВ и сопротивляемость сварных соединений высокопрочных мартенситных сталей замедленному разрушению/В.Ф.Мусяиченко, В.Г.Гордонный, А.А.Гайворонский, Ю.М.Лебедев, В.Н.Летучий//Автоматическая сварка.-1992.-№4.-С.3-6.

Авторские свидетельства

46. А.с.973642 СССР МКИ С 21 Д 9/50. Способ термической обработки сварных соединений/Лебедев Ю.М., В.Н.Лазарев.-Опубл.15.11.82.Бюл.№42.

47. А.с. 1006516 СССР МКИ С 21 Д 9/50. Способ обработки сварных соединений конструкционных сталей/С.З.Некрасова, ? В.Кистерев, А.Г.Сучков, Р.И.Энтин, А.В.Кулемин, Г.А.Иоффе, О.В.Абрамов, В.В.Верятинский, Ю.М.Лебедев, В.Н.Лазарев.- Опубл. 23.03.83. Бюл.№11.

48. А.с. 1077948 СССР МКИ С 22 38/5Р Литейная сталь /В.Г.Бычков, В.А.Репин, М.А.Медведев, Ю.М.Лебедев и др.- Опубл. 07.03.84.Бюл.№9.

49. А.с. 1588786. СССР МКИ С 21 Д 9/50. Способ термической обработки сварных соединений/Ю.М.Лебедев, В.Н.Лазарев, Л.П.Титушина.- Опубл. 30.08.90. Бюл.№32.

50. А.с. 1588785. СССР МКИ С 21 Д 9/50. Способ термической обработки сварных соединений/Ю.М.Лебедев, Л.П.Титушина.-Опубл.30.08.90. Бюл.№32.

АНОТАЦІЯ

Лебедев Ю.М. Регулювання структури та властивостей зони термічного впливу при зварюванні високоміцних сталей.

Дисертація на здобуття вченого ступеня доктора технічних наук за спеціальністю 05.03.06 "Технологія та машини зварювального виробництва", Інститут електрозварювання ім. Е.О.Патона НАН України, Київ, 1995.

Захищається 50 наукових робіт, які вміщують дані експериментальних та теоретичних досліджень по кінетиці структурних перетворювань зони термічного впливу низьколегованих сталей різного легування в умовах впливу зварювальних термомоделювальних циклів. Вивчено вплив різних технологічних факторів на схильність зварних з'єднань високоміцних сталей до утворення холодних трещин.

Розроблені способи технологічного впливу на ЗТВ, які дозволяють уникнути утворення холодних тріщин при зварюванні гартуючих сталей і досягнути властивостей з'єднань на рівні властивостей основного металу.

Установлена кількісна залежність впливу по вуглецю та легуючих елементів на гартуємість високотемпературних ділянок ЗТВ низьколегованих сталей і одержана аналітична залежність для розрахунку критичних напруг сповільненого руйнування ЗТВ в мартенітної структури в залежності від складу сталі і технології зварки. Розроблені алгоритми розрахунку на ЕМ технологічних умов одержання якісних зварних з'єднань гартуючих високоміцних сталей.

Ключові слова:

низьколеговані високоміцні гартуючі сталі, зона термічного впливу, діаграми термометричного перетворення аустеніту, холодні тріщини, сповільнене руйнування, післязварювальна термічна обробка.

А Б С Т Р А К Т

Lebedev Yu.M. Control of Structure and Properties of Affected Zone at High-Strength Steels Welding.

Thesis for a doctor of technical sciences degree in speciality 05.03.06. - "Technology and Machines for Welding Production" E.O.Paton Electric Welding Institute of the National Academy of Sciences of Ukraine, Kiev, 1995.

Defended are 50 scientific papers containing the data on the experimental and theoretical studies on kinetics of structural changes of low alloying steels affected zone (various alloying) under the influence of welding thermodeformed cycles; effect of various technological factors on the tendency of high-strength steels welded joints for cold cracking formation.

The tests for elimination of cracking at hardened steels welding and getting welded joints properties at the level of the parent metal have been substantiated. The Carbon and alloying elements quantitative influence on the hardenability of hightemperature affected zone s areas of low alloying steels has been established and analytical dependence for design of critical stresses of delayed fracture of affected zone with martenstinoy structure in dependence of steel content and welding production has been studied. Algorithms of electronic computer calculation in technological conditions for getting qualitative welded joints of hardened high-strength steels have been designed.

Key words:

low alloying high-strength hardened steels, affected zone, diagrams of austenit thermokinetic changes, cold cracking, delayed fracture, after welding thermal treatment.

Подп. в печ. 08.02.95. Формат 60x84/16. Бум. офс. № 2. Офс. печ. Усл.печ.л. 1,86. Усл. кр.-шт. 2,09. Уч.-изд.л. 1,89. Тираж 110 экз. Зак. 5-25.

ИЭС им.Е.О.Патона. 262650 Киев 5, ГСП, ул. Горького, 69.
ПОП ИЭС им.Е.О.Патона. 262650 Киев 5, ГСП, ул. Горького, 69.

456152

AB 31.929

AB 31.929