

На правах рукописи

Якушин Борис Федорович

**Разработка научных основ и способов обеспечения
технологической прочности сварных соединений
крупногабаритных конструкций из сталей и сплавов
ограниченной свариваемости.**

Специальность 05.03.06 – Технология и машины сварочного
производства

АВТОРЕФЕРАТ
диссертации на соискание ученой степени
доктора технических наук

Москва 2000 г

МТУ

Работа выполнена в Московском Государственном Техническом
Университете имени Н.Э. Баумана

Официальные оппоненты доктор технических наук, профессор
С. Н. Киселев

доктор технических наук, профессор
С. И. Феклистов

доктор технических наук, профессор
И. Н. Шиганов

Ведущая организация ГП ВИАМ ГНЦ РФ г. Москва

Защита диссертации состоится «2» ноября 2000 г.
на заседании диссертационного совета Д053.15.07 при Московском
государственном техническом университете имени Н.Э. Баумана по
адресу: 107005, Москва, 2-я Бауманская ул., дом 5

Ваш отзыв о диссертации просим выразить
печатью, просим подписать
С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке
ГП ВИАМ ГНЦ РФ

Телефон для связи

Автореферат диссертации

1568952

Подписано к печати
Заказ № 137

Актуальность проблемы.

Применение высокопрочных материалов – одно из перспективных направлений развития современного машиностроения. Сложности на этом пути обусловлены малой технологичностью таких материалов, в том числе недостаточной свариваемостью, особенно в условиях производства или ремонта крупногабаритных сварных конструкций – морских буровых платформ, ледоколов и подводных лодок, нефтехимических аппаратов, атомных реакторов, ракетных двигателей и бронетехники. Специфика их сварки обусловлена использованием массивных заготовок в термоупрочненном состоянии, в большинстве случаев практической невозможностью послесварочной упрочняющей термообработки, большой протяженностью сварных швов при безусловном требовании равенства их надежности с основным металлом. Указанная специфика осложняет проблему обеспечения свариваемости, вследствие опасности деградации свойств металла в зонах сварного соединения и появления несплошностей в виде микротрещин различной природы, а также препятствует применению известных приемов борьбы с ними.

Недостаточная свариваемость затрудняет комплексное решение основных технологических задач машиностроения:

- обеспечение надежности машин и установок;
- снижение их веса и расхода материалов, энергоресурсов;
- увеличение производительности труда при производстве и эксплуатации машин.

Уровень надежности сварных конструкций формируется на проектном, технологическом и эксплуатационном этапах. Под проектным обеспечением надежности понимают обоснованный выбор материалов, допускаемых напряжений, расчет необходимых сечений сварных соединений, а под эксплуатационным – выполнение требований по эксплуатации в пределах ресурса. Технологическое обеспечение надежности – новое многоплановое понятие. Оно предусматривает разработку технологических процессов сварки на базе количественной оценки показателей свариваемости, что должно гарантировать сплошность сварных соединений и эксплуатационные свойства на заданном уровне независимо от действия случайных технологических возмущений в процессе их производства.

В настоящее время для получения качественных сварных соединений из сталей и сплавов недостаточной свариваемости применяют сложную трудоемкую технологию, включающую многопроходную сварку, специальные высоколегированные сварочные материалы, предварительный, сопутствующий и последующий подогрев, промежуточные

отпуск и контроль сплошности, послесварочную упрочняющую термообработку и т.д., что существенно снижает производительность сварочных работ по сравнению с техническими возможностями современных процессов сварки.

Однако сварные соединения остаются наиболее вероятным местом ($P=90\%$) преждевременного разрушения конструкций, что свидетельствует о недостаточной технологической надежности сложных сварочных процессов и обуславливает необходимость научных работ, направленных на комплексное повышение свариваемости и производительности. Перспективность этого направления подтверждается также тем, что технический прогресс в машиностроении идет по пути увеличения единичной мощности машин, установок и требует применения крупногабаритных заготовок из все более прочных материалов, что соответственно приводит к росту объемов сварки вследствие снижения их литейных свойств, ковкости и штампуемости. В замкнутой системе материал - конструкция - технология эту проблему целесообразно решать путем создания новых сварочных технологий, соответствующих новым конструкционным материалам, поскольку другие факторы системы заданы условиями эксплуатации машин.

Указанное выше позволяет утверждать, что поиск и обоснование способов технологического обеспечения надежности крупногабаритных сварных конструкций путем повышения свариваемости материалов является актуальным. Это научное направление развивается многими научными школами в нашей стране и за рубежом (МГТУ, ЦНИИКМ Прометей, ЦНИИТМАШ, ИМЕТ, ЦКТИ, ВНИИСТАЛИ, ВИАМ, НИКИМТ, ВНИИНМ им. Бочвара, ГАНГ, ИЭС им. Патона, VYZ (Братислава), BAM (Берлин) и др.).

Следует заметить, что разработанные приемы и способы повышения свариваемости, как правило, имеют односторонний характер, т.е. способствуют повышению отдельных показателей свариваемости, что недостаточно для высокопрочных сталей и сплавов. Способы борьбы с холодными трещинами (например, подогрев, однофазные аустенитные швы) могут усиливать вероятность образования горячих трещин, а применение стойких против горячих трещин двухфазных швов - холодных трещин и охрупчивания при повторных нагревах.

Таким образом, системный подход к решению проблемы свариваемости особенно целесообразен для высоколегированных и высокопрочных сталей, потенциально склонных к образованию дефектов различной природы. С позиций системного подхода в этой ситуации необходим анализ причинно-следственных связей между сопротивляемостью образованию трещин в высокотемпературных и низкотемпературных интервалах сварочного цикла, т.е. учет явлений технологического наследования. Объектом такого анализа должна стать структу-

ра металла шва как носитель технологической наследственности и как системный критерий качества соединений по показателям свариваемости, включающий технологическую прочность и эксплуатационные структурочувствительные свойства.

Цель работы

Технологическое обеспечение надежности сварных соединений путем регулирования структуры и технологической прочности аустенитных швов.

Задачи работы

1. Разработка моделей, устанавливающей корреляционную связь между сопротивляемостью образованию горячих трещин кристаллизационного вида, режимом сварки, типом первичной структуры и схемой кристаллизации аустенитных швов.
2. Выявление природы и причин образования горячих трещин в твердофазном состоянии аустенитного металла шва и ОШЗ при лучевой и многопроходной дуговой сварке.
3. Установление связей между показателями технологической прочности и другими показателями свариваемости.
4. Разработка методов оценки технологической прочности шва и ОШЗ в различных интервалах хрупкости и сравнение их с другими применяемыми в мировой практике.
5. Разработка принципиальных основ обеспечения технологической прочности путем формирования "композиционных" швов, управления типом, схемой кристаллизации металла шва и структурой в ОШЗ.
6. Создание нормативно-технических материалов по оценке технологической прочности и принципиальных основ конструирования испытательных машин.

Методы исследований.

Кристаллизацию металла шва и формирование структуры соединений изучали на промышленных высоколегированных сталях и сплавах никеля, а также модельных сплавах, с помощью киносъёмки, ударного и статического деформирования образцов в диапазоне скоростей 0,0025-25 мм/сек., оптической и электронной микроскопии, микрорентгеноспектрального и рентгеноструктурного анализа. Кинетику изменения прочности и пластичности металла шва и ЗТВ изучали в процессе сварки и имитации сварочных нагревов с помощью специально разра-

ботанных для выполнения настоящего исследования методик, машин серий ЛТП 1, ЛТП 3, МИС и приборов.

Исследование сварочных деформаций проводили экспериментально контактными и бесконтактными методами, а также расчетными методами. Планирование экспериментов и обработку результатов выполняли с использованием корреляционного и регрессионного анализа.

Научная новизна

1. Разработана расчетно-экспериментальная модель, устанавливающая зависимость показателя сопротивляемости кристаллизационным трещинам $B_{кр}$ – от структуры шва и режима сварки. В качестве критерия режима обосновано применение параметра $R=q \cdot V_{св}$ – энергозатраты на секундную длину шва. Выявлено, что зависимость $B_{кр}(R)$ имеет максимум для режима R_0 , принятого за оптимальный при котором минимален угол (θ) между осями срастающихся в центре шва кристаллитов. Величина $B_{кр}^0$, соответствующая режиму R_0 , определяется типом первичной микроструктуры, зависящим от химического состава сплава и оптимального режима сварки.

2. Выявлены природа и причины горячих трещин в твёрдофазном состоянии металла шва и околошовной зоне при повторных нагревах в температурных интервалах хрупкости ТИХ₂ и ТИХ₃.

ТИХ₂ проявляется при повторном нагреве металла шва до 900-1100°C в условиях многопроходной сварки вследствие развития сварочных деформаций по механизму высокотемпературной дислокационной ползучести, приводящей к охрупчиванию путем образования пор и сегрегатов при выходе дислокаций на границе зерен. Сопротивляемость образованию горячих трещин в ТИХ₂ повышается при сокращении времени пребывания в ТИХ₂ и легировании азотом, молибденом и др. Элементами, снижающих подвижность расщепленных дислокаций, которая пропорциональна энергии дефектов упаковки, определяемой расчетным путем.

ТИХ₃ имеет место в ОШЗ при режимах повторного нагрева, вызывающих одновременное выделение упрочняющих фаз и релаксацию сварочных напряжений, что приводит к охрупчиванию металла в ОШЗ путем локализации высокотемпературной ползучести в приграничных зонах пониженной жаропрочности, обедненных упрочняющими элементами в результате их восходящей диффузии на оплавливаемые при сварке границы зерен. Сопротивляемость образованию горячих трещин в ТИХ₃ повышается при сокращении времени нагрева ОШЗ выше нижней границы ТИХ, повышении скорости дисперсионного твердения

металла ОШЗ по отношению к металлу шва в течение всего периода повторного нагрева и рационализацией исходного состояния сплавов, ускоряющей миграцию границ при сварке.

3. Выявлено, что при малом уровне запаса технологической прочности в ТИХ₁ (<50%) происходит снижение соответствующих показателей в ТИХ₂ – ТИХ₃ а также других структурочувствительных показателей свариваемости металла шва и околошовной зоны (жаропрочности, коррозионной стойкости и т.п.), что отнесено к технологическому наследованию при сварке. Выдвинуто предположение, что механизм технологического наследования состоит в суммировании однотипных дефектов кристаллической решетки, возникающих в результате пластической деформации при различных температурах сварочного термодеформационного цикла.

4. Разработан принцип повышения свариваемости сплавов путем получения "композиционных" сварных швов с заданным составом и структурой по его сечению, основанный на раздельном легировании периферии и центра шва элементами, препятствующими образованию соответственно горячих трещин в центре шва и холодных в околошовной зоне при сварке аустенитным швом сталей мартенситного класса. Он предусматривает ввод в охлаждающую часть сварочной ванны твердого металла в виде проволоки, подогретой до высокой температуры (1200 – 1300° С) в количестве, соизмеримом с расходом плавящегося электрода.

Практическая ценность

Результаты проведенных исследований позволили разработать

- новую технологию сварки высоколегированных сплавов, предусматривающую оптимизацию типа, схемы кристаллизации и химического состава металла шва;
- новые способы дуговой, лучевой сварки и наплавки, обеспечивающие формирование композиционных сварных швов с переменным фазовым составом по сечению, предотвращающие возникновение горячих и холодных трещин при сварке легированных и высоколегированных сталей;
- новые машинные и технологические методики оценки технологической прочности, предназначенные для совершенствования технологии сварки ограниченно-свариваемых материалов на основе впервые разработанного ГОСТ 26.389-84 "Методы оценки сопротивляемости металлов образованию горячих трещин при сварке плавлением";
- принципиальные основы конструкции трех поколений универсальных машин типа ЛТП1, ЛТП3, МИС для оценки показателей технологи-

ческой прочности в различных интервалах хрупкости, прикладные программы для компьютерного управления процессами испытаний, а также организовать их выпуск мелкими сериями и внедрить в лабораторную практику 40 организаций, в Р.Ф. и за рубежом.

Апробация работы

Материалы диссертационной работы докладывались на 6 международных конференциях и 11 Всесоюзных и республиканских конференциях по сварке и наплавке.

Диссертационная работа в целом обсуждалась на научно-техническом семинаре в МГТУ им. Баумана.

Публикации

По теме диссертационной работы опубликовано более 150 работ, получено 27 авторских свидетельств и один патент РФ.

Структура, объем и краткое содержание работы

Диссертационная работа состоит из введения, 6 глав, изложена на 414 страницах машинописного текста и включает 30 таблиц и список использованных источников из 236 наименований.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Глава 1. Исследование функциональных связей режима сварки, структуры и технологической прочности аустенитных швов.

В первой главе рассмотрена взаимосвязь трех свойств соединений: надежности, свариваемости и технологической прочности при сварке. Изложены критерии технологической прочности и их развитие в работах Н.Н. Прохорова, А.А. Бочвара, Б.А. Мовчана, И.И. Новикова, М.Х. Шоршорова, Т.А. Чернышовой, Ю.И. Казеннова, В.С. Савченко, Borland J.C., Savage W.F., Nippes E.H., Wilken K., Lippold J.S., Pellini W.R., Duvall D.S., Gelev A.N. и др. Дан анализ современного состояния теории и методов оценки технологической прочности применительно к проблеме свариваемости высокопрочных сталей аустенитным швом. Выдвинута предпосылка, что пониженная свариваемость связана с наличием нескольких интервалов хрупкости, а также с влиянием степени истощения пластичности в высокотемпературных интервалах на запас пластичности в низкотемпературных. Показано, что основной метод повышения свариваемости состоит в обоснованном выборе химического состава и режимов сварки на основе определения показателей технологической прочности в каждом интервале. Для этого в мировой

практике расширяют применение методик, реализуемых с помощью испытательных машин, впервые разработанных в СССР. Однако они ограничиваются сравнительной оценкой влияния химического состава сплавов. Необходимо его распространение на оптимизацию режимов сварки по критериям технологической прочности, в том числе по критическому темпу деформации $A_{кр}$.

Однако широко применяемые методики и условные критерии $A = V_{кр} = \frac{\partial \epsilon}{\partial t}$, предложенные Н.Н. Прохоровым, недостоверны при варьировании режимов сварки, так как не учитывают изменение времени пребывания в ТИХ. Разработан способ определения критического темпа деформации $V_{кр}$ путем растяжения шва при сварке со скоростью, пропорциональной скорости охлаждения " ω " и выявлена его зависимость от $V_{кр}$: $V_{кр} = V_{кр}/\omega$, что позволило исследовать его изменение при сварке на различных режимах. Выявлено, что скорость сварки вызывает наибольшие изменения структуры и технологической прочности. Однако погонная энергия при постоянстве высоты шва изменяется в узких пределах (в 2 – 3 раза при варьировании скорости сварки в 10 – 20 раз), что препятствует ее применению для количественной оценки структуры шва. Для построения модели предложено принять в качестве обобщенного критерия режима величину $R = q \cdot V_{св}$ – энергозатраты на секундную длину шва, пропорциональную критерию схемы кристаллизации. Выявлено, что зависимости $V_{кр} = f(R)$ имеют для всех исследованных сплавов экстремум в зоне режима, где угол θ между осями срастающихся в центре кристаллитов минимален, а показатель технологической прочности максимален.

При сварке с повышенной скоростью, когда $R > R_0$, $V_{кр1}$ снижается пропорционально росту угла встречи кристаллитов, срастание которых происходит передними гранями, имеющими плоские торцы при ячеистом и ячеисто-дендритном типе кристаллизации. Дальнейшее увеличение скорости сварки приводит к переходу в полиздрический тип кристаллизации, характеризуемый появлением малого числа крупных полиздров в центре шва, не способствующих повышению технологической прочности и особенно механических свойств швов. При $R > R_0$ в шве формируется осевой кристаллит, приводящий к возрастанию угла между осевым и боковым кристаллитами.

Режим, соответствующий минимуму θ , является оптимальным (R_0), он также рекомендован для применения при исследовании влияния химического состава сплава на $V_{кр}$ и составления параметрических уравнений в условиях постоянства схемы кристаллизации.

Совместное влияние на сопротивляемость горячим трещинам химического состава швов и режимов их сварки возможно описать моделью (1).

$$V_{кр}^I = V_{кр}^0 - k \cdot \lg(R/R_0) \quad (1)$$

где составляющая $B_{кр}^0$ определяет вклад химического состава на фиксированном режиме R_0 , оптимальном для данного состава по структурным и деформационным показателям, а составляющая $KlgR/R_0$ характеризует величину снижения $B_{кр}$ при увеличении от R_0 до R , с учетом коэффициента пропорциональности k . Предложены уравнения, устанавливающие связь $B_{кр}^0$ с химическим составом аустенитных сталей.

Так, для сталей δ -Fe:

$$B_{кр1}^0 = a \times \frac{Cr_s}{Ni_s} + b \times (FN) - c \times (S + P) \quad (2)$$

где Cr_s/Ni_s - хромоникелевый эквивалент;

FN - ферритное число (% δ - Fe);

$S+P$ - содержание серы и фосфора;

a, b, c - коэффициенты регрессии.

Для учета комплексного влияния создана методика, включающая определение $B_{кр1}(R)$ и темпа деформации в ТИХ, $B(R)$, а также методика экспериментальной оценки их опорных значений с помощью нормативного ряда сварочных материалов.

На основе анализа технологической прочности по моделям $B_{кр} = \Pi/ТИХ = f(R)$ и темпа деформации $B = \dot{\epsilon}/\delta T = f(R)$ разработана вероятностная модель, учитывающая их дисперсии под воздействием технологических возмущений и определяющая риск истощения технологической прочности в зависимости от режима сварки и химического состава сталей.

Глава 2. Исследование границ ТИХ, природы и причин нарушения технологической прочности аустенитных швов в твердофазном состоянии.

Исследования посвящены технологической прочности аустенитных швов в условиях многопроходной сварки.

Металлографическими исследованиями дефектных мест многопроходных сварных швов на базе Севмашзавода выявлена аномалия их топографии. Из обнаруженных дефектов этого типа ($N=793$) подавляющее количество малых трещин залегает в предшествующем слое, не выходя в последующий. Наиболее часто такие дефекты залегают в местах двукратного максимального нагрева, что неизбежно при заполнении V-образной разделки.

Для количественной оценки сопротивляемости металла шва образованию трещин указанного типа разработаны две методики. Первая методика позволяет воспроизвести их топографию, морфологию и оценивать показатель - критический темп деформации при повторном

нагреве металла шва – $V_{кр2}$, определяемый в условиях деформирования первого слоя при выполнении второго.

Вторая методика была разработана для определения температурного интервала образования трещин рассматриваемого типа и механических свойств швов в условиях повторного нагрева при имитации сварочного цикла.

Обе методики отличается тем, что испытанию подвергают металл шва в неравновесном состоянии, который нагревают и испытывают при температурах ниже солидуса. Выявлено, что аустенитные швы типа Х20Н25 с различным легированием в фазе нагрева имеют, наряду с кристаллизационным, интервал весьма малой пластичности (850-1100°C) при сохранении значительной прочности. Металл того же состава в рекристаллизованном состоянии имеет малую пластичность и прочность лишь в ТИХ₁ ($T > 1300^\circ\text{C}$). Ряд составов с высоким марганцем и с δ - ферритом также не имеют ТИХ₂ и в литом, неравновесном состоянии. Установлено, что сплавы, имеющие ТИХ₂, отличаются высоким уровнем энергии дефектов упаковки, контролирующей склонность к высокотемпературной ползучести. Установлена пропорциональность между $V_{кр2}$ – критическим темпом деформации в ТИХ₂, т.е. в условиях повторного нагрева шва и энергией дефектов упаковки γ , рассматриваемой в качестве обобщенного критерия химического состава в ТИХ₂.

Второй фактор, определяющий образование трещин в ТИХ₂ – термический цикл повторного нагрева, критерием которого может быть длительность повторного нагрева металла в ТИХ₂. Путем варьирования $q/V_{св}$ установлена зависимость $V_{кр}(t_{тих})$. Суммированием указанных факторов по принятой линейной зависимости разработана модель, отражающая принципиальную зависимость $V_{кр}$ от химического состава сплавов и режимов сварки:

$$B'_{кр2} = n \frac{1}{\gamma} + m \frac{t_0 - t_i}{t_0} \quad (3)$$

где: γ - энергия дефектов упаковки подсчитываемая согласно работы В.С. Савченко, по следующему уравнению:

$$\gamma = -67 + 4,75\%Cr + 2\%Ni + 0,5\%Mn + -43,3\%N - 5\%Mo \quad (4)$$

где t_0 и t_i - время пребывания в ТИХ₂ при сварке на оптимальном и исследуемом режимах;

m и n - коэффициенты пропорциональности.

Показана неэффективность сокращения времени пребывания в ТИХ₂ путем увеличения скорости сварки, так как согласно данных главы 3, при этом возрастает скорость пластической деформации. Более результативно интенсивное охлаждение внутренними стоками тепла, сочетающееся с локальным легированием центра шва, применение щелевой разделки, снижающей кратность высокотемпературного нагрева,

а также электромагнитное перемешивание ванны. Эти приемы позволяют практически подавить склонность швов исследованных составов к горячим трещинам в условиях многопроходной сварки.

Важно отметить различное влияние отдельных легирующих элементов (например, титана) на сопротивляемость образованию горячих трещин в ТИХ₁ и ТИХ₂. Проведенные исследования позволили заключить, что в условиях многопроходной сварки стабильно-аустенитного шва образуются трещины в твердофазном состоянии. Ранее, в работах ИЭС им Патона (В.С.Савченко) указывалось, что они образуются по жидким прослойкам сульфидов никеля, возникающих в твердом металле по схеме ретроградного солидуса, т.е. путем увеличения сегрегации при высокотемпературном деформировании металла до значений, приводящих к расплавлению приграничного слоя металла. Однако отсутствие провалов прочности при испытаниях образцов малого сечения не позволяет подтвердить эту гипотезу нашими исследованиями.

Отмеченное выше различное влияние легирующих элементов в ТИХ₁ и ТИХ₂ также свидетельствует о принципиальном различии в механизме зарождения трещин в этих интервалах. В ТИХ₁ ответственными за понижение пластичности являются ликваты зависящие от диффузионных процессов в жидкой фазе у фронта кристаллизации, а в ТИХ₂ – сегрегаты, образуемые на границах зерен при выходе дислокаций с атмосферами Сузуки, т.е. в результате диффузионных процессов в твердой фазе, интенсифицированных пересыщением вакансиями литого металла и пластической деформацией, которая играет в данных условиях и структурообразующую роль.

Наряду со швом, околошовная зона сварных соединений аустенитных сталей также проявляет склонность к образованию трещин в твердофазном неравновесном состоянии при повторном нагреве, в том числе – термической обработке. В.Н. Земзин указал главные причины явления с позиций деформационной теории:

- высокотемпературная ползучесть в результате релаксации сварочных, либо эксплуатационных напряжений;
- охрупчивание при распаде твердого раствора.

Однако не вскрыты причины локальности образования трещин в ОШЗ, несмотря на равномерность температуры и отсутствие явных концентраторов напряжений. Опираясь на усовершенствованные методы исследований прочности и пластичности в ТИХ₁, а также в условиях ТО, нами совместно с Богдасаровым Ю.С. и Носовским Б.И. выявлено, что при сварочном нагреве существует критический узкий интервал температур (НгТИХ₁) и времени, при котором создается высокий уровень микронеоднородности на мигрирующих границах зерен. Для гомогенных аустенитных сталей это приводит к оплавлению границы, обогащению ее углеродом и формированию карбидов Ti, Nb, Cr пло-

ской формы, несмотря на кратковременность сварочного нагрева. Это объясняется отмеченным рядом работ резким ускорением диффузии (до 10^{14}) при пластической деформации при $0,4 \div 0,6 T_{пл}$. Выявлено, что такой участок ОШЗ характеризуется пониженной жаропрочностью при ТО в результате развития ползучести по обедненным приграничным зонам зерен и малой пластичностью из-за образования пор у карбидов при межзеренном проскальзывании.

Для гетерогенных сталей и сплавов оплавление границ приводит к формированию прослойки, обогащенной упрочняющими элементами. После затвердевания прослойки граница зерна смещается в обедненную зону, где медленнее идет термическое старение и развивается процесс высокотемпературной ползучести. Изложенное подтверждено экспериментально измерением механических свойств в процессе старения, металлографическими и металлофизическими методами, позволившими выявить температурный интервал хрупкости ОШЗ при повторном нагреве. ($650-750^{\circ}\text{C}$), для Cr-Ni сплавов – при $750-850^{\circ}\text{C}$.

Разработаны методы количественной оценки сопротивляемости горячим трещинам при термической обработке сварных соединений, отличающиеся тем, что в качестве критерия служит работа разрушения ОШЗ, точнее, ее отношение к работе разрушения основного металла.

Показано, что предотвращение таких разрушений возможно путем исключения концентрации напряжений в ОШЗ при повторном нагреве, в том числе в результате снижения интенсивности старения шва в сравнении с основным металлом, а также регулированием роста зерна при сварочном нагреве путем рационализации исходного состояния металла.

Глава 3. Закономерности развития высокотемпературных деформаций в процессе сварки.

В главе 3 приведены результаты экспериментального и расчетного анализа влияния различных факторов на уровень деформаций в ТИХ. При изучении влияния ширины, т. е. жесткости свариваемых заготовок на темп деформации отмечено, что величина темпа имеет максимум, обусловленный развитием изгибной составляющей в плоскости сварки. Это приводит к несинхронности между термическим и деформационным циклом, когда металл на базе измерения претерпевает растяжение в фазе его охлаждения, что, согласно дифференциального метода Н.Н. Прохорова, приводит к суммированию составляющих деформаций от усадки и формоизменения.

Выявленная зависимость позволила разработать "гибкую" пробу, отличающуюся регулируемым в широких пределах темпом деформаций, апробированную с положительным эффектом в условиях дуговой,

лучевой и электрошлаковой сварки. В этой пробе велики высокотемпературные деформации, но малы остаточные напряжения.

Указанная проба внесена нами в ГОСТ 26-389-84. Она отличается тем, что заменяет испытательную машину при испытаниях на горячие трещины в ТИХ₁, когда затруднено ее применение (в замкнутых камерах малого объема, и т.п.). Однако она не пригодна при многопроходной сварке.

При сравнении темпов деформации в "гибкой" пробе и круговой пробе отмечено противоположное влияние подогрева, геометрической жесткости заготовок и погонной энергии, связанное с тем, что в круговой пробе несинхронность отсутствует. Уменьшение ϵ_n в этой пробе увеличивает темп деформации шва, а в "гибкой" пробе - снижает.

Для расчета запаса технологической прочности реальных конструкций необходимы данные об уровне высокотемпературных деформаций. Его определяли с помощью созданного нами нормированного ряда аустенитных электродов, сплавов, флюс-паст. Этот прием позволил измерить темп деформации в сложных сварных узлах, а также в условиях движения объекта (сварка труб на станах АДС). Отмечено, что темп деформации в ТИХ_{1,2} возрастает по мере увеличения скорости сварки и мощности источника тепла.

Выявленная несинхронность термического и деформационного цикла в шве и ОШЗ обнаружена во многих случаях, характеризующихся повышенной вероятностью образования горячих трещин, в том числе при сварке судокорпусных обечаек однопроходным швом. В частности, эта аномалия позволила объяснить причины повышенного темпа деформаций при электроннолучевой сварке в направлении толщины, характерного для жаропрочных сплавов средних толщин.

В работах, выполненных нами совместно с В.Е. Эйдельштейном и В.И. Махненко, экспериментальным и расчетным путем определены деформации в ТИХ₁ при сварке круговых и кольцевых узлов из жаропрочных сплавов в условиях многопроходной дуговой и однопроходной лучевой сварки.

Выявлено, что в отличие от углеродистой стали (Ст.45), малая теплопроводность и высокая жаропрочность сплавов приводит к увеличению скорости и темпа деформации в ТИХ₁, по мере повышения толщины металла и скорости сварки, несмотря на снижение погонной энергии. Измерения показали, что увеличение толщины листа в зоне нагрева значительно больше, по сравнению с развитием продольной и поперечной деформации. Наибольшую скорость и темп деформации металл ОШЗ претерпевает "под грибком", где замедлена скорость охлаждения в результате совместного действия двух источников - луча и теплоты металла, выдавленного из парогазового канала при сварке лучом в нижнем положении.

Эти выводы получили подтверждение в последующих расчетах, выполненных нами совместно с А.С.Киселевым. По мере увеличения толщины листа скорость деформации в ТИХ достигает максимума при толщине 18 мм. При уменьшении погонной энергии путем увеличения скорости сварки темп и скорость деформации возрастают. Степень не-синхронности и темп уменьшается при снижении скорости сварки. Этот прием одновременно снижает деформации как в ОШЗ, так и в металле шва, что подтверждено нами совместно с Д.М.Чернавским путем киносъемки затвердевающего шва при нанесении на поверхность инородных частиц, служащих отметками баз. Этим путем установлена зависимость деформаций в ТИХ от схемы кристаллизации и их пропорциональность ее критериям (углу θ). По мере перехода от объемной к плоской и линейной схеме кристаллизации возрастает главным образом степень концентрации деформаций в центре шва, что увеличивает темп деформации в ТИХ₁ и одновременно снижает деформационную способность металла шва в целом повышая вероятность образования горячих трещин в ТИХ₁.

Глава 4. Технологическое наследование поврежденности при сварке и его влияние на надежность сварных соединений.

Уровень надежности сварных соединений, измеряемый, в основном, ресурсом безотказной работы, зависит от риска образования при сварке технологических трещин, структурных аномалий, а также от возможности их обнаружения при неразрушающем контроле. Однако разрешающая способность современных средств контроля применительно к микротрещинам в высоколегированном металле весьма ограничена. Поэтому технологический этап является главным, где активными средствами обеспечивают надежность соединений.

Согласно представленной в предыдущей главе вероятностной оценке технологической прочности, образование при сварке трещин имеет случайный характер и определяется главным образом величиной дисперсии темпа высокотемпературной деформации и сопротивляемости их возникновению, точнее – отклонениями этого показателя в сторону понижений. Поэтому выяснение причин и механизма снижения технологической прочности весьма важно для решения проблемы надежности соединений, что и являлось целью работ, описанных в настоящей главе.

Анализ факторов, приводящих к снижению показателей технологической прочности, позволил классифицировать их на три группы.

- К первой относятся те факторы технологического, металлургического или конструктивного плана, которые детерминировано снижают запас технологической прочности. Сюда следует отнести неблагоприят-

ятное легирование, форсированную скорость сварки или повышенную жесткость заготовок.

- Вторая группа объединяет технологические отклонения от процесса, которые известны до его выполнения. Негативное влияние таких отклонений должно быть компенсировано корректировкой технологии сварки

- В третью группу отнесены те отклонения, величина которых непредсказуема при выполнении сварочных операций. В нее входят отклонения по химическому составу основного и сварочных материалов отклонения по величине зазора в зоне сваривания, вызываемые временными деформациями заготовок, возмущениями по силе тока и скорости сварки, отражающиеся на форме ванны и схеме кристаллизации металла шва. Но наиболее существенные отклонения возникают по параметрам напряженно-деформированного состояния при сварке, частично инициируемые и указанными выше возмущениями. Так, деформации от усадки и формоизменения заготовок различны не только по величине, но и по знаку в начале, середине и конце каждого прямолинейного, кольцевого и кругового шва, что не учитывается при разработке технологических процессов сварки. Указанные деформации являются лишь по факту случайного образования трещин при совпадении во времени ряда неблагоприятных отклонений. Особая роль сварочных деформаций и напряжений состоит в их непрерывном воздействии на соединение не только в период сварки, но и после сварки, в сопряженных операциях термообработки и высокотемпературной эксплуатации, как это показано в главе 2.

Последнее позволяет предположить, что имеет место передача дефектов, созданных деформацией в высокотемпературных интервалах хрупкости, в низкотемпературные интервалы и их суммирование с дефектами, генерируемыми в низкотемпературном интервале хрупкости в результате деформирования металла в процессе многопроходной сварки и других сопутствующих процессов. Такое наследование и суммирование особо существенно при сварке высоколегированных сталей и сплавов, имеющих несколько температурных интервалов хрупкости (что показано в главе 2), в которых деформация протекает по аномальному, но однотипному механизму межзеренного проскальзывания и может исчерпывать пластичность металла даже при незначительном среднем уровне макропластического деформирования в сварном узле.

Указанная гипотеза названа нами технологическим наследованием поврежденности при сварке, а способность металла переносить изменения, полученные в процессе предшествующих операций, на свойства при последующих операциях или этапах технологического процесса - технологической наследственностью при сварке. Ранее подобный тер-

мин применительно к механообработке использован в работах А.М. Дальского. Он характеризовал явление передачи погрешности формы заготовки на деталь.

Для экспериментального исследования этого явления в условиях сварки разработана специальная методика. Она предусматривала получение серии сварных соединений с различной степенью истощения пластичности в ТИХ₁ и последующее испытание этих соединений в других температурных интервалах хрупкости с целью определения показателей сопротивляемости трещинам другой природы и установления их зависимости от степени истощения пластичности в ТИХ₁.

В результате такой обработки каждая серия образцов воспроизводила металл сварной конструкции с определенным уровнем жесткости и соответствующим запасом технологической прочности в ТИХ₁. Исследования, проведенные по этой методике, позволили установить, что повышение темпа деформации в ТИХ₁ кристаллизующегося металла шва и ОШЗ снижает сопротивляемость образованию трещин различной природы в последующих интервалах хрупкости, если истощение пластичности в ТИХ₁ превышает 50%. Это подтверждено для шва 08Х15Н23Г2М5ФАТ (при испытаниях на подсолидусные трещины), для стали 12Х18Н12Б и 15ХНМФА (при испытаниях на трещины повторного нагрева), а также для стали 18ХН4МДА (при испытаниях на холодные трещины и прочность при малоцикловом нагружении). Металлографическими исследованиями выявлено, что принудительная деформация кристаллизующегося аустенитного шва в ТИХ₁ не вызывающая микротрещины, приводит к линейной форме ликватов, усилению травимости границ зерен и к большей сегрегированности и линейности границ, что является причиной снижения технологической прочности в ТИХ₂ и ТИХ₃.

Для объяснения полученных результатов проведены исследования и привлечены литературные данные, показавшие:

а) высокотемпературная деформация приводит к интенсификации выхода дислокаций на границы, а следовательно и тех примесных атомов, которые движутся вместе с дислокациями (с помощью ОЖЕ - спектроскопии этому явлению в работе В.С. Савченко получено прямое подтверждение (выход серы и кислорода на границы)).

б) высокотемпературная деформация увеличивает плотность вакансий, что ускоряет самодиффузию, миграцию границ и сегрегацию всех примесных и легирующих атомов на границах, а также выделение упрочняющих фаз в теле зерна, т.е. интенсифицирует старение.

в) усиление процесса миграции границ способствует снижению их фрагментарности и тем самым способствует аномальному механизму пластической деформации – межзеренному проскальзыванию. В работе Сахарнова А.А. показано, что негативные последствия высокотем-

пературных деформаций практически не устраняются термической обработкой.

Изложенное выше позволяет говорить об определяющем влиянии высокотемпературных деформаций на показатели свариваемости конструкционных материалов и надежность сварных соединений. При риске существенного снижения свойств для обеспечения надежности необходимо повысить запас технологической прочности, либо ослабить наследуемое влияние экстремальных условий сварки на деградацию свойств соединения, что достижимо путем управления структурообразованием при сварке.

Глава 5. Разработка новых способов сварки, обеспечивающих управление структурой шва и ОШЗ для повышения технологической прочности и надежности сварных соединений.

Исследования, изложенные в главах 2-4 позволяют сделать вывод о том, что при производстве сверхкрупных сварных конструкций из высокопрочных сталей не решены комплексно проблемы надежности, производительности и автоматизации в связи с усложнением химического состава сплавов, увеличением потенциальных механизмов образования трещин и более глубокими изменениями структуры в зоне сварного соединения.

Настоящая работа предусматривает решение указанных выше проблем на основе новой технологической концепции управления структурообразованием металла при сварке и наплавке, которая состоит из суммы следующих положений:

1. Увеличение скорости кристаллизации металла шва при одновременном снижении скорости сварки. Это достигается путем применения высококонцентрированных источников тепла (луч, лазер) а также дуговых, путем усложнения траектории движения источника тепла, что позволяет получить благоприятную схему кристаллизации, повысить дисперсность структуры металла шва и снизить темп высокотемпературных деформаций и долю мартенсита в ОШЗ в связи с уменьшением скорости охлаждения в интервале $\gamma - \alpha$ превращения;

2. Формирование в центре шва зоны мелких равноосных кристаллитов путем усиления термического переохлаждения за счет ввода стоков тепла в центр ванны, что позволяет увеличить число центров кристаллизации, вносимых с ассимилируемым и охлаждающим присадочным металлом, не проходящим через столб дуги и не претерпевающим перегрева в стадии капли и тем самым предотвратить направленную кристаллизацию;

3. Локальное раздельное легирование центра и периферии шва путем формирования "композиционных" швов для одновременного

предотвращения горячих и холодных трещин типа "отрыв" в центре и на периферии шва соответственно.

4. Перевод свариваемого металла в метастабильное состояние, обеспечивающее ускорение миграции границ зерен в ЗТВ при сварочном нагреве для снижения уровня их сегрегированности и повышения технологической прочности металла околошовной зоны;

5. Количественная оценка запаса технологической прочности металла шва и околошовной зоны в ТИХ₁-ТИХ₄ и применения его в качестве параметра оптимизации при выборе химического состава шва, соответствующего основному металлу.

Реализация указанных положений позволяет:

- предотвратить или существенно сузить некоторые температурно-временные интервалы хрупкости в результате легирования шва, приводящего к подавлению ликвации в шве, ослаблению диффузионных процессов и сегрегации в ЗТВ.
- снизить темп высокотемпературных деформаций путем перехода к режимам, обеспечивающим синхронизацию термического и деформационного цикла и к составам швов, приводящим к равенству агрегатной прочности в ТИХ металла шва и ОШЗ.
- повысить пластичность за счет измельчения зерна в металле шва с полидрической структурой, что приводит к снижению степени ее истощения в ТИХ_{1,2} и ослабляет негативное влияние последней на эксплуатационную прочность сварных соединений по гипотезе технологического наследования.

Для практической реализации новой технологической концепции сварки в настоящей работе предложены следующие способы:

- Дуговая сварка "композиционным" швом путём ввода в сварочную ванну дополнительной горячей присадки.
- Сварка толстолистового металла горизонтальным лучом с вводом присадочного металла в ванну.
- Электрошлаковая сварка с вводом охлаждающей и легирующей присадки в жидкий металл сварочной ванны.
- Двухслойная дуговая наплавка закаливающихся сталей путем формирования подслоя за счет дополнительной горячей присадки.
- Оптимизация исходного состояния сплавов и режимов сварки, химического состава основного и дополнительного металла по критериям технологической прочности.

Для дуговой сварки исследованы технологические возможности и произведена производственная апробация ввода присадочного металла в ванну. Выявлен ряд принципиальных отличий состоящих в следующем.

- присадка в виде проволоки, нагретая до высокопластичного состояния ($T=1200-1300^{\circ}\text{C}$), вводится в хвостовую часть сварочной ванны в

большом количестве /равном массе расходуемого электрода/, что вдвое повышает коэффициент наплавки, производительность процесса и соответственно снижает тепловложение;

- присадка идентичного с электродом состава усиливает термическое переохлаждение сварочной ванны, повышая скорость кристаллизации, что способствует формированию равноосной структуры шва с высокой степенью дисперсности;

- горячая присадочная проволока, вводимая в жидкий металл ванны, играет роль охладителя, что существенно снижает перегрев металла околошовной зоны, повышая тем самым все структурочувствительные показатели свариваемости (сопротивляемость подсолидным и холодным трещинам, ударную вязкость и др.);

- присадка из стали другого, чем электрод, состава, вводимая на определенном (более одной трети длины ванны) расстоянии от электрода, позволяет исключить ее перемешивание с металлом ванны и тем самым формировать двухслойный шов (например, с глубокоаустенитной периферией и с двухфазным ($\alpha+\gamma$) центром, что одновременно предотвращает склонность к образованию как горячих, так и холодных трещин типа "отрыв" при сварке и наплавке мартенситных сталей). Холодные трещины типа "отрыв" образуются при вылеживании на периферии аустенитного шва в результате микропластической деформации по границам зерен в интервале температур $T_{мк} - (-70^{\circ}\text{C})$, названном нами ТИХ₄.

- присадка, вводимая в ванну, не содержит водорода и азота, в отличие от капель электродного металла, что вдвое снижает газонасыщение металла шва;

- присадка, вводимая в ванну минуя дугу, в твердом состоянии, исключает потери содержащихся в ней легирующих и модифицирующих элементов, что облегчает процесс легирования шва редкими и редкоземельными элементами (иттрием, церием и др.), а также азотом. Способы апробированы при сварке прочных корпусов судов на Севмашзаводе и опытном заводе ВНИИСТАЛИ.

При лучевой сварке толстолистового металла применение присадочного металла позволяет перейти к формированию вертикально-ориентированных соединений горизонтальным лучом по щелевому зазору, что способствует:

- снижению давления в парогазовом канале проплавления, устраняющее грибовидность формы шва;

- выполнению сварки по щелевому зазору 1-1,5 мм, поскольку подача дополнительного металла устраняет его дефицит в кристаллизующемся шве, не допуская горячих трещин усадочного происхождения;

- легирование шва по его объему элементами, содержащимися в присадке, путем сканирования места ее плавления в точке пересечения с лучом;

- возможность выполнения сварки по переменному зазору путем слежения за уровнем ванны и изменения скорости подачи присадки.

Указанный процесс разработан и апробирован на Севмашзаводе применительно к сварке пазовых швов обечаек из высокопрочных сталей.

Особенности электрошлаковой сварки с вводом охлаждающей присадки в жидкий металл сварочной ванны состоят в том, что проволоочная присадка в отличие от электрода плавится не в шлаковой, а в металлической ванне, что способствует переохлаждению ванны, ее легированию и модифицированию без потерь и повышению механических свойств шва.

Преимущества дуговой композиционной наплавки закаливающихся сталей состоят в том, что получаемая этим способом наплавка имеет износостойкий верхний слой, под которым за один проход формируется аустенитный подслоя, исключающий конвективное перемешивание и снижающий интенсивность диффузионных потоков элементов высокоуглеродистой основы и наплавки, содержащей ряд карбидообразующих элементов, что позволяет предотвратить холодные трещины типа "отрыв" в ТИХ₄. Двухслойный шов образуется путем ввода на определенном расстоянии от электрода проволоочного присадочного металла, нагреваемого электроконтактным способом. Такая технология не требует предварительного нагрева и позволяет исключить горячие трещины в износостойкой наплавке и холодные трещины в закаливаемом основном металле за счет применения стабильноаустениного подслоя. Способ апробирован при холодной наплавке шеек коленчатых валов крупных двигателей и при наплавке гребней железнодорожных колес из сталей 65ГС. Наличие аустенитного подслоя позволяет исключить и послесварочную термическую обработку. Способ наплавки защищен патентом Российской Федерации.

Для технологического обеспечения указанных способов сварки исследованы процессы массопереноса, нагрева, ассимиляции присадочного металла в сварочной ванне и разработаны соответствующие математические модели, а также элементы сварочного оборудования и технические требования на создание специализированного оборудования в рамках судостроения и специального машиностроения.

Глава 6. Разработка экспресс - методики, ГОСТа и испытательных машин для определения показателей свариваемости металлов и сплавов.

Алгоритм технологического обеспечения надежности при сварке конструкций в условиях ограниченной или недостаточной свариваемости требует, при разработке технологии сварки, анализа показателей свариваемости и оптимизации процесса таким образом, чтобы прежде всего обеспечивался необходимый запас технологической прочности наряду с повышением, в возможных пределах, производительности, экологичности, автоматизации.

Расчетный анализ таких показателей, как склонность к горячим трещинам при сварке в настоящее время возможен лишь для сплавов нескольких простейших систем легирования: Fe-Cr-Ni, Al-Mg. Однако горячие трещины являются типичным дефектом при сварке всех конструкционных сплавов на любой основе.

Поэтому экспериментальные методы оценки показателей в ближайшее время будут основными в исследованиях. Это позволит накопить статистический материал и осуществить переход к расчетным методам в более широких масштабах.

Исходя из вышеизложенного, цель настоящего раздела работы состоит в совершенствовании экспериментальных методов и машин для определения показателей свариваемости, пригодных к построению математических моделей.

В главе 6 приведена детальная классификация и критический анализ методов испытаний, опирающаяся на ряд современных публикаций отечественных и зарубежных авторов. Из работ K. Wilken (Берлинский институт аттестации материалов – BAM), где наиболее полно классифицированы современные машинные методы испытания на горячие трещины, применяемые в нашей стране и за рубежом, отчетливо виден общий недостаток - все они нацелены лишь на сравнительный анализ сплавов, и не учитывают тепловой и структурный фактор, т.е. схему кристаллизации металла шва, которая является более значимым фактором. Например, в ряде методов испытанию подлежит сварная точка, структура которой далека от реального шва.

Второй недостаток – отсутствие дифференциации трещин по природе их образования. Непрерывное деформирование шва в ТИХ₁ и ТИХ₂ по методике PVR, распространяемой ныне по Европейским институтам, приводит к суммарному результату, что завышает показатели для одних сплавов и снижает для других.

Третий недостаток - произвольный выбор показателей: длина трещин, их частота, суммарное количество, геометрические параметры свариваемого образца, различные соотношения химических элементов Mn/S, [Cr/Ni]_{экв}, С_{эжв} и т.п.

Такие показатели весьма условны и имеют частный характер. Они могут служить лишь для оценки склонности к трещинообразованию при

сварке, что позволяет из ряда сплавов выбрать наименее склонный к возникновению и развитию горячих трещин.

Однако при построении функциональных зависимостей, описывающих влияние режима сварки, важна не склонность, а сопротивляемость и стойкость. Это позволяет получить количественные данные, необходимые для оптимизации. Например, реализация предложенного вероятностного подхода к оценке технологической прочности требует применения показателей, размерность которых соответствует второй классической теории прочности, т.е. сравнения деформаций с деформационной способностью швов. Поскольку деформации при сварке определяются расчетно-экспериментальным путем и измеряются абсолютным или относительным удлинением измерительных баз, то и показатели деформационной способности швов должны иметь идентичную размерность, пригодную для построения математических моделей.

Всё отмеченное обусловлено как недостаточным развитием теории технологической прочности, так и несовершенством испытательных машин, применяемых для принудительного деформирования свариваемых образцов, по следующим позициям:

- Скорость растяжения не синхронизирована со скоростью охлаждения сварного соединения.

- В методах с принудительным деформированием, реализующих деформационный подход, сопротивление растяжению не измеряется и не входит в показатель технологической прочности.

- Неуниверсальность, т.е. узкие пределы регулирования параметров испытания, что препятствует применению машин для системной оптимизации технологии сварки по критериям свариваемости. Так, методы типа Transvarestraint, Gleibl (США), MVT (Германия) с ударным изгибом образца применимы лишь для высокотемпературных испытаний, поскольку ударное деформирование препятствует учету влияния диффузионных процессов в $ТНХ_2$ - $ТНХ_3$, протекающих во времени. Методы и машина Thermorestor - W, разработанные в Японии, а также Gleibl (США) предусматривают лишь испытания основного металла при имитации сварочного цикла с малыми скоростями, что исключает испытания кристаллизующегося шва.

В соответствии с поставленной целью логическим завершением настоящей работы является создание новой экспресс-методики, государственного стандарта и испытательной машины для определения запаса технологической прочности, отвечающие следующим требованиям:

- Количественная оценка всех показателей свариваемости в $ТНХ_1$ - $ТНХ_4$ для металла шва и ЗТВ, а также отдельных критериев технологической прочности ($ТНХ$ пластичности в $ТНХ$).

- Соответствие термических циклов и структуры испытываемых образцов способу и режиму сварки (дуговой, электрошлаковой, лучевой) и типовым соединениям (стык, тавр) по критериям схемы кристаллизации.

- Высокая точность реализации и регистрации параметров испытания путем адаптивного управления испытательной машиной с помощью микропроцессорной аппаратуры и персональных компьютеров.

Новизна предложенной экспресс - методики состоит в следующем:

1. Определяют показатели сопротивляемости в ТИХ₁-ТИХ₄ при варьировании режимов сварки или параметров ее имитации;

2. Применяют универсальные образцы, деформируемые по схеме растяжения, что обеспечивает их пригодность для низкотемпературных испытаний;

3. Образцы для испытаний в ТИХ₂-ТИХ₄ предварительно деформируют в ТИХ₁ до подкритических значений в режимах, соответственно п.1;

4. Для определения границ ТИХ₁ применяют деформирование ударом, границы ТИХ₂₋₄ и $V_{кр}$ оценивают при малых ($10^{-1} \div 10^3$ %/°C) скоростях деформации;

5. Измеряют границы ТИХ, деформационную способность в ТИХ, а также сопротивление деформированию, данные которого функционально включены в алгоритм испытания (при выборе максимальной температуры имитационного цикла, при определении работы и зоны преимущественного разрушения соединения: металл шва, ЗТВ и пр.);

6. Расчетно-экспериментальный характер испытаний, включающий расчет термического цикла, деформации соединения в ТИХ, деформационной способности в широком диапазоне режимов по экспериментально определенным опорным значениям, учитывающим специфику теплофизических свойств материалов по соответствующим моделям, что позволяет определять запас технологической прочности;

7. Для реализации методики применяют оборудование, осуществляющее компьютерное управление испытаниями, а также их регистрацию и воспроизведение с высокой точностью их параметров.

Для практической реализации предложенных методов испытания на технологическую прочность и свариваемость необходимы специальные машины, позволяющие моделировать условия разрушения металлов в процессе сварки. До настоящего времени такие машины отечественной промышленностью не выпускаются. Известные зарубежные машины не отвечают требованиям, предъявляемым к ним при реализации новых методов испытания.

В связи с этим в МГТУ им. Баумана нами выполнен ряд опытно-конструкторских работ по созданию испытательной машины и организации ее мелкосерийного выпуска. Итогом этой большой работы явились 3 поколения испытательных машин.

Первое поколение машин представлено машиной ЛТП1-4 (лаборатория технологической прочности, первое направление, четвёртая модель). Она предназначена для испытания кристаллизующегося металла шва на сопротивляемость горячим трещинам по четырем вариантам: растяжение и изгиб вдоль и поперек оси шва. Опытная партия машин ЛТП1-4 изготовлена на ЭОЗ МГТУ.

Второе поколение машин представлено комплексом ЛТП1-6 и ЛТП3-5, который наряду с оценкой показателя сопротивляемости ГТ, позволяет определить границы ТИХ и пластичность в ТИХ при сварке и имитации сварочного цикла.

Третье поколение представлено машинами серии МИС (машины для испытания на свариваемость), предназначенными для определения всех основных показателей свариваемости. Отличительные особенности – универсальность и компьютерное управление процессом испытания. Универсальность состоит в возможности сварочного нагрева образцов и имитационного, статического деформирования и динамического, а также в наличии комплекта сменных узлов, позволяющих проводить испытания по зарубежным методикам Varenstraint (США), Thermorestor-W (Япония), MVT (Германия), и др. Компьютерное управление позволило проводить с высокой точностью имитационный нагрев образцов вплоть до температур выше неравновесного солидуса, строго дозировать деформацию образцов в интервалах хрупкости.

Машина МИС-1 изготовлена в ЭОЗ МГТУ и поставлена в ИЭС им. Патона, МЭИ, Чебоксарский завод промышленных тракторов, ВИАМ, а также в лабораторию свариваемости МГТУ им. Баумана. Машина экспонировалась в Праге, Братиславе и Кошице в 1990 г.

Для реализации испытаний на свариваемость по предложенной экспресс-методике в МГТУ им. Баумана совместно с рядом организаций СЭВ были проведены многочисленные сравнительные исследования показателей свариваемости различных сталей и сплавов, что позволило под руководством диссертанта разработать впервые ГОСТ 26.389-84, редакции которого получили одобрение практически всеми головными сварочно-технологическими организациями и предприятиями СССР. Позднее указанный ГОСТ послужил основой для чехословацкого стандарта и стандарта НРБ (БН 283).

Преимущества изложенной выше методики, подтверждены в сравнительных испытаниях сплавов Ni-Cr-Fe фирмы Круппа, проведенных по программе международного института сварки с участием и по инициативе Берлинского центра аттестации материалов (ВАМ) во многих странах (Австрия, Франция, США, Словакия, Россия).

Общие выводы и результаты работы.

1. Современные тенденции применения в сварных конструкциях высокопрочных сталей и увеличения габаритов и массивности свариваемых заготовок обуславливают усложнение проблем сохранения технологической прочности и обеспечения на требуемом уровне показателей свариваемости. Указанные проблемы наиболее актуальны для аустенитного металла многопроходного шва и зоны его термического влияния, где склонность к образованию дефектов сплошности в виде горячих кристаллизационных, ликвационных, подсолидусных трещин, трещин повторного нагрева, а также трещин послесварочной термообработки, локальных, холодных трещин типа "отрыв" и т.д. совмещены с негативными изменениями служебных свойств соединений. Указанное обстоятельство вызвало необходимость перехода от частных проблем технологической прочности к проблеме обеспечения свариваемости, включающей как показатели сплошности, так и показатели эксплуатационных свойств.

2. При формировании первого прохода многопроходного шва наибольшую опасность представляют горячие трещины кристаллизационного типа (в ТИХ₁). Разработана расчетно-экспериментальная модель для выбора режима сварки, обеспечивающего максимальную сопротивляемость образованию горячих трещин в зависимости от химического состава аустенитного шва. Показано, что дополнительному повышению сопротивляемости способствует электромагнитное перемешивание шва и ввод охлаждающей присадки, одновременно легирующей центр шва.

3. При формировании многопроходного шва со стабильно-аустенитной структурой образуются горячие трещины в литом металле шва твердофазного состояния (в ТИХ₂), в условиях термодформационного воздействия от выполнения последующих проходов. Выявлено, что склонность к образованию горячих трещин в ТИХ₂ пропорциональна погонной энергии, а также энергии дефектов упаковки, зависящей от химического состава и обуславливающей высокотемпературную ползучесть. Локальное легирование шва и увеличение скорости охлаждения, достигаемые вводом охлаждающей присадки, ограничивает развитие ползучести и движение примесей на границы совместно с дислокациями, что повышает пластичность в ТИХ₂ и сопротивляемость образованию горячих трещин.

4. Повторный нагрев сварных соединений при термической обработке с целью стабилизации структуры или дисперсионного твердения приводит к образованию ТИХ₃ в результате деформации металла по механизму релаксации сварочных напряжений и локализации высокотемпературной ползучести в зонах пониженной жаропрочности, возникших на участках оплавления границ, и обеднения их периферии легирующими элементами вследствие образования ликватов. Предот-

вращению горячих трещин в ТИХ₃ способствует увеличение жаропрочности металла ОШЗ по отношению к металлу шва на этапе повторного нагрева, достигаемое регулированием структуры основного металла и химического состава металла шва.

5. Увеличение геометрической жесткости заготовок, их креплений, повышает темп внутренних деформаций в ТИХ₁, ТИХ₂. Но наиболее значительно возрастает темп деформаций в ТИХ₁, ТИХ₂ при увеличении скорости сварки, несмотря на снижение погонной энергии, что характерно для аустенитных сплавов, отличающихся малой теплопроводностью, но высокой жаропрочностью. Указанные особенности обуславливают несинхронность в развитии термического и деформационного цикла (временное увеличение измерительных баз в процессе охлаждения) и вызывают повышенную склонность к образованию горячих трещин в металле многослойного шва и ОШЗ, в том числе "под грибом" при лучевой сварке толстолистового металла. Применение горизонтального луча с подачей присадки и умеренных скоростей сварки позволяет получить швы с равномерным проплавом что предотвращает горячие трещины в сплавах с высокой жаропрочностью.

6. Деформация металла в ТИХ₁, приводящая к частичному исчерпанию пластичности, оказывает негативное воздействие на прочность и пластичность в низкотемпературных ТИХ, инициируя диффузионные процессы в металле и сегрегацию примесей на границах. Выявлено, что высокотемпературная деформация при сварке, приводящая к исчерпанию запаса технологической прочности на 50% и более, существенно снижает другие показатели свариваемости и потому является наиболее значимым и опасным фактором деградации свойств сварного соединения вследствие ее нестабильности и непрогнозируемости по периметру шва по сравнению с более стабильным и рассчитываемым фактором теплового воздействия.

7. Предложена, в качестве связующего звена между технологической прочностью и свариваемостью, теория технологического наследования при сварке, основанная на гипотезе суммирования дефектов кристаллического строения, возникающих на отдельных этапах процесса сварки, что приводит к повышению склонности к образованию трещин в низкотемпературных интервалах хрупкости при недостаточном уровне технологической прочности в высокотемпературных интервалах сварочного цикла и определяет итоговое снижение структуроустойчивых свойств сварного соединения.

8. Для технологического обеспечения надежности сварных соединений корпусных конструкций из высокопрочных и высоколегированных сталей предложена и реализована на производстве новая технологическая концепция, заключающаяся в максимизации скорости кристаллизации металла шва при одновременной минимизации скорости ох-

лаждения, развивающая положение об "идеальном" цикле сварки, выдвинутое акад. Рыкалиным Н.Н., а также способы дуговой, лучевой и электрошлаковой сварки и наплавки, реализующие эту концепцию путем ввода внутренних стоков тепла на межфазную поверхность сварочной ванны, что приводит к благоприятному изменению формы ванны, повышению дисперсности структуры, снижению содержания водорода и повышению всех структурочувствительных показателей свариваемости, а также производительности и экологичности сварочного производства. Способы получили применение в судостроении и машиностроении.

9. В плане практического применения указанной концепции при сварке термоупрочненных высокопрочных и высоколегированных сталей, разработаны способы сварки и наплавки с управляемым структурообразованием шва путем ввода на дно сварочной ванны легирующей присадочной проволоки, которая обеспечивает сток тепла и раздельное легирование периферии и центра шва для получения "композиционных" швов, имеющих переменный фазовый состав по сечению, что повышает сопротивляемость металла образованию горячих и одновременно холодных трещин. Способы получили применение в специальном машиностроении.

10. Развита, как составная часть теории свариваемости, теория технологической прочности в энергокинетическом, технологическом и вероятностном аспектах, что позволило выявить зависимость вероятности образования трещин в соединениях не только от химического состава металла, но и от режима сварки, а также от уровня технологического наследования и производственно-технологических возмущений.

11. Разработаны новые методики, позволяющие оценивать технологию сварки и свариваемые материалы по сопротивляемости образованию различных типов трещин в ТИХ₁-ТИХ₄, а также методики, имитирующие накопление повреждений кристаллической решетки в течение всего процесса многопроходной сварки и сопутствующих технологических операций, которые применяются в лабораторной практике ряда отраслей.

12. С помощью указанных моделей исследовано влияние металлургических и технологических условий сварки (q/v , T подогрева, Cr/Ni экв, жесткости закрепления, состава флюсов, покрытий и защитных сред) на появление кристаллизационных, подсолидусных и локальных трещин, трещин при T/O , что позволило выявить статистические модели, описывающие влияние схемы кристаллизации, количества дельта-феррита в $Cr-Ni$ сталях, количества гамма-штрих-фазы и кинетики ее выделения в шве и ОШЗ в Ni -сплавах, концентрации водорода в дуге, а также влияние жесткости и температуры подогрева на технологическую прочность при сварке. Показано, что главными причинами, вызываю-

щими образование горячих трещин кристаллизационного и ликвационного типов являются концентрация высокотемпературных деформаций, обусловленная неблагоприятной схемой кристаллизации в шве или меньшим (по сравнению со швом), сопротивлением деформированию металла ЗТВ, а также несинхронность в развитии термического и деформационного цикла, приводящая к резкому увеличению темпа деформации в металле при сварке.

13. Предложен и реализован в авиастроении способ повышения свариваемости металла путем регулирования скорости дисперсионного твердения в шве и основном металле при сварке, обеспечиваемый заданным исходным состоянием заготовок перед сваркой (нагартовка, перестаривание), что приводит к снижению разупрочнения, и повышению показателей свариваемости жаропрочных высоколегированных сталей.

14. С целью практического применения новых методик и для методического обеспечения испытаний на технологическую прочность впервые разработан и внедрен государственный стандарт СССР - ГОСТ 26 389-84, одобренный основными заводами и НИИ сварочного профиля, получивший статус стандарта Российской Федерации создано 3 типа испытательных машин и организовано их изготовление малыми сериями, в том числе машин ЛТП1-4, ЛТП1-6, МИС-1, внедрены более чем в 40 организациях СНГ, в Венгрии и Словакии.

15. Для применения на практике новых способов сварки с вводом горячей присадки в ванну разработаны опытные образцы автоматов ("Зенит" и др.), обеспечивающих управление структурообразованием периферии и центра шва по различным вариантам при лучевой, электрошлаковой, дуговой сварке и наплавке.

Основное содержание диссертации опубликовано в следующих работах:

1. Якушин Б.Ф. Современное состояние проблемы горячих трещин в сварных соединениях // Трещины в сварных соединениях: Докл. I симпозиума СЭВ. Братислава. 1981. - С. 59-67.

2. Якушин Б.Ф. О связи технологической и эксплуатационной прочности сварных соединений // Тез. Докл. Научно-технической конференции стран СНГ Москва. -1993. - С. 78-80.

3. Якушин Б.Ф. Определение температурного интервала хрупкости и пластичности затвердевающего шва // Сб Автоматизация, механизация и технология процессов сварки. М. Машиностроение, -1966 - С. 213-219

4. Якушин Б.Ф. Оценка технологической прочности в зависимости от режимов сварки // Сварочное производство - 1969. - N1 - С. 19-23

5. Якушин Б.Ф. Управление структурой и технологической прочностью при сварке // Тр. МВТУ. Сб. - 1984. - С. 125-133.

6. Якушин Б.Ф. Влияние запаса технологической прочности на надежность сварных конструкций // Докл. Всесоюзной научно-технической конференции. - Челябинск. - 1986. - С. 293-294.

7. Якушин Б.Ф. О связи технологической и эксплуатационной прочности сварных соединений // Тез. Докл. научно-технической конференции стран СНГ "Производство и надежность сварных конструкций". - Москва. - 1993. - С. 78-80.

8. N. N. Prokhorov, B. F. Yakushin and N. N. Prokhorov. Theorie und Verfahren zum Bestimmen der Technologischen Festigkeit von metallen wahrend des Kristallisations prozesses beim Schweißen // Schweißtechnik. 1968. - Vol 19. - N1. - P. 8 - 11.

9. Макаров Э.Л., Прохоров Н.Н., Якушин Б.Ф. Прочность стали в процессе превращения аустенита при сварке легированной стали // Сварочное производство. - 1959. - N8. - С. 12-15.

10. Якушин Б.Ф., Макаров Э.Л. Технологическая прочность при сварке // Справочник по сварке. В 4 т. / Под ред. В.А. Винокурова М.: Машиностроение, - 1970. - Т.3. С. 190-231.

11. Якушин Б.Ф. О достоверности критериев и методов оценки технологической прочности металлов в процессе кристаллизации при сварке // Сварочное производство. - 1971. - N6. - С. 11-14.

12. N. N. Prokhorov, B. F. Yakushin and N. Nikol. Prokhorov. Methods of Quantitatively assessing index of technological strength of metals while crystallizing. The first international symposium of the Japan Welding Society on Precaution of cracking in Welded Structures. Tokyo. - 1971. - P. 12-17.

13. Носовский Б.И., Якушин Б.Ф., Прохоров Н.Н. Влияние сварочного цикла на прочность аустенитных сталей при рабочих температурах // Сварочное производство. - 1972. - № 3. - С. 1-3.

14. Якушин Б.Ф., Чернавский Д.М. Измерение перемещений в шве при его затвердевании с помощью кино съемки // Автоматическая сварка - 1973. - N2. - С. 9-11.

15. Якушин Б.Ф., Чернавский Д.М. Влияние режима сварки на высокотемпературную деформацию металла шва // Сварочное производство. - 1975. - N6. - С. 9-11.

16. Якушин Б.Ф., Золотаревский В.С., Чернавский Д.М. Влияние режима сварки на дислокационную структуру, горячеломкость и прочность сварных швов модельных алюминиевых сплавов // ИВУЗ. Цветная металлургия. - 1976. - N2. - С. 116-122.

17. Якушин Б.Ф., Мисюров А.И., Фирсова Р.И. Закономерности развития высокотемпературных деформаций при сварке // Тр. МВТУ. Сб. - 1977. - N248. - С. 4-19.

18. Якушин Б.Ф., Тихонов В.П. Получение швов с переменным фазовым составом по сечению // Сварочное производство. - 1978. - N5. - С.3-6.

19. Макаров Э.Л., Якушин Б.Ф. Технологическая прочность при сварке // Сварка в машиностроении. Справочник в 4 томах. /Под редакцией В.А.Винокурова. М., Машиностроение. - 1979. - Т.3. - С.394-435.

20. Григорьянц А.Г., Грезев А.Н., Якушин Б.Ф. Сравнение технологической прочности соединений, выполненных лучевыми и дуговыми способами сварки // Автоматическая сварка. - 1980. - N10. - С.11-14.

21. Эйдельштейн В.Е., Якушин Б.Ф., Махненко В.И. Анализ термодеформационного цикла в ЗТВ при сварке жаропрочного сплава // Автоматическая сварка. - 1980. - N1. - С.11-15.

22. Багдасаров Ю.С., Сорокин Л.И., Якушин Б.Ф. Оценка склонности сварных соединений никелевых сплавов к образованию трещин при термической обработке // Сварочное производство. - 1981. - N1. - С.36-38.

23. Гладков Э.А., Якушин Б.Ф., Гаджиев Н.Г. Принципы построения систем автоматического управления технологической прочностью при сварке // Автоматическая сварка. - 1981. - N6. - С. 6-8.

24. Якушин Б.Ф. Обоснование и реализация обобщенных методов оценки сопротивляемости металла образованию горячих трещин при сварке // Трещины в сварных соединениях. Докл. 1 симпозиума СЭВ. Братислава. - 1981. - С.37-47.

25. Якушин Б.Ф., Волченко В.Н., Гаджиев Н.Г. Вероятностные расчеты надежности соединений по их технологической прочности // Сварочное производство. - 1982. - N12. - С.7-10.

26. Якушин Б.Ф., Тихонов В.П., Соболев Я.А. Разработка технологических основ сварки двухслойными швами // Сварочное производство. - 1982. - N6. - С.11-13.

27. Меркель М.С., Стрельченко Л.М., Якушин Б.Ф. и др. Повышение стойкости против трещин и производительности при сварке под флюсом с горячей присадкой корпусных сталей // Вопросы судостроения. - 1983. - N35. - С. 65-68.

28. Якушин Б.Ф., Мисюров А.И. Технологическая прочность многослойных швов со стабильно-аустенитной структурой // Автоматическая сварка. - 1983. - N6. - С.22-26.

29. Якушин Б.Ф., Куценко В.Н. Разработка математических моделей и оптимизация процесса наплавки с одновременным формированием подслоя. Применение математических методов при изучении свариваемости // Докл. 2 симпозиума СЭВ. София - 1983. - С. 274-279.

30. Якушин Б.Ф., Махненко В.И., Желев А.Н. Состояние и перспективы применения математических методов для повышения сопротивления сварных соединений образованию горячих трещин // При-

менение математических методов при изучении свариваемости. Докл. 2 симпозиума СЭВ София. - 1983. - Ч.1. - С.42-69

31. Якушин Б.Ф., Парамонов Б.В., Соболев Я.А. Влияние присадки на повышение сопротивляемости образованию трещин типа "отрыв" в зоне перемешивания мартенситной стали с аустенитным швом // Сварочное производство. -1988. -№8. -С.12-14.

32. Якушин Б.Ф., Федоров Б.М. Исследование разупрочнения металла в ОШЗ при сварке // Сварочное производство. - 1984. - №9. - С.18-24.

33. Якушин Б.Ф., Павлов Н.С., Парамонов Б.В. Особенности легирования шва при дуговой сварке через присадку // Сварочное производство. -1987. - №10. -С.28-35.

34. Якушин Б.Ф., Кострубатов А.В. О возможности ЭЛС по щелевому зазору // ИВУЗ. Машиностроение. -1988. - №1. - С.114-118.

35. Богданов В.С., Кострубатов А.В., Якушин Б.Ф. Исследование технологических возможностей электронно-лучевой сварки конструкционной стали с присадкой // Судостроительная промышленность. Сварка. -1988. - №6. - С.3-6.

36. Якушин Б.Ф., Федоров Б.М. Повышение надежности сварных соединений жаропрочных сплавов при лазерной сварке // Сварочное производство. -1989. - №5. -С.15-21.

37. Якушин Б.Ф., Башев Л.Ф. Управление структурой шва при ЭШС с присадкой // Сварочное производство. - 1989. -№9. -С.28-34.

38. Якушин Б.Ф. К вопросу образования околошовных горячих трещин при сварке // Сварочное производство. - 1962. - №4. С.21-23.

39. Якушин Б.Ф., Гриценко А.М., Гаджиев Н.Г. Расчетно-экспериментальный метод определения сопротивляемости образованию горячих трещин // Сварочное производство. -1991. - №4. -С.29-32.

40. Макаров Э.Л., Якушин Б.Ф. Свариваемость и ее показатели. //Сварка и сварочные материалы.Справочник в 3 т. Т.1. Свариваемость материалов.М.: Металлургия. -1991. -С.120-153.

41. Якушин Б.Ф., Панкеев Ю.Ф. О распределении тока при дуговой сварке с ДГП // ИВУЗ.Машиностроение. -1988. -№3. -С.18-25.

42. Якушин Б.Ф., Настич С.Ю. О системном подходе к оценке свариваемости материалов. Современные проблемы сварочной техники // Тез докл международной конф. - Ростов-на Дону. -1993. -С.160-162.

43. Якушин Б.Ф., Шефель В.В. Оценка запаса стойкости металла шва против образования горячих трещин при многопроходной сварке по щелевой разделке // Сварочное производство. -1984. -№8. -С.15-17.

44. Якушин Б.Ф., Хачатуров А.Н., Настич С.Ю. Компьютерная имитация термодетформационных циклов сварки при испытаниях на свариваемость // Сварочное производство. -1996. -№9. - С.38-40

45. Лукин В.И., Настич С.Ю., Якушин Б.Ф. Исследование свариваемости сверхлегких Al-Mg-Li сплавов // Сварочное производство. - 1996. - N12. - С.15-20.
46. Якушин Б.Ф., Мучило Ф.М. Влияние исходного состояния металла на технологическую прочность при сварке // Сварочное производство. - 1997. - N11. - С. 22-24.
47. А.С.244685 (СССР) Способ оценки склонности материалов к образованию горячих трещин при сварке /Н.Н. Прохоров, Б.Ф. Якушин, Н. Н. Прохоров // Б.И. -1969. - N18.
48. А.С. 998062 (СССР) Способ испытания сварного соединения на стойкость против образования горячих трещин при ЭШС. / Б.Ф. Якушин, Л.Ф. Башев //Открытия, изобретения -1983. -N7.
49. А.С. 532038 (СССР) Способ определения температурного интервала хрупкости металлов в условиях сварки / Г.А.Славин, Е.А.Скворцов, Б.Ф.Якушин и др. // Б.И. -1976. - N38.
50. А.С. 374425 (СССР) Способ нанесения базовых меток на поверхность кристаллизующегося шва / Д.М. Чернавский, Б.Ф. Якушин, Н.Н. Прохоров // Б.И. -1973. - N12.
51. А.С. 1744568 (СССР) Способ оценки склонности металлов к хрупкому разрушению при повторном нагреве после сварки / Б.Ф. Якушин, В.А. Гришин, М.Н. Максимов // Б.И. -1992. -N24.
52. А.С. 1433696 (СССР) Способ оценки сопротивляемости металлов образованию холодных трещин / Б.Ф. Якушин, А.В. Кострубатов // Б.И. -1988. - N10.
53. А.С.991243 (СССР) Установка для испытания образцов материалов на стойкость против образования горячих трещин при сварке / Б.Ф. Якушин, М.В. Тукмачев // Б.И. -1983. - N3.
54. А.С.440581 (СССР) Испытательная машина / Н.Н. Прохоров, Д.В. Верещако, Б.Ф.Якушин и др // Б.И. -1974.-31.
55. А.С. 1609589 (СССР) Способ и устройство для испытания металлов на сопротивляемость образованию горячих трещин / Б.Ф. Якушин, А.М. Гриценко, Л.Ф. Буланенков // Б.И. -1991. - N2.
56. А.С. 837655 (СССР) Способ регулирования процесса дуговой сварки / Б.Ф.Якушин, Н.Г.Гаджиев, Э.А.Гладков и др. // Б.И. -1981. - N22.
57. А.С. 525511 (СССР) Способ дуговой сварки закаливающихся сталей / Б.Ф. Якушин, О.П. Алешин, Р.И. Фирсова // Б.И. -1976. - N31.
58. А.С. 1031674 (СССР) Способ дуговой сварки мартенситных сталей в защитном газе / Б.Ф. Якушин, В.П. Тихонов, Я.А. Соболев и др // Б.И. -1983. -N28.

59. А.С. 984775 (СССР) Способ электрошлаковой сварки / Б.Ф.Якушин, Л.Ф.Башев // Б.И.-1983.- N7.

60. А.С. 1431198 (СССР) Способ лучевой сварки с присадочным металлом / Б.Ф. Якушин, А.В. Кострубатов, Л.В. Грищенко и др. // Б.И.-1988.-№10.

61. А.С. 1704982 (СССР) Способ дуговой сварки мартенситных сталей / Б.Ф. Якушин, Ю.Ф. Панкеев, В.П. Синякин и др. // Б.И.-1992.- N2.

62. А.С. 1646160 (СССР) Способ электроннолучевой сварки с присадочным металлом / Б.Ф. Якушин, И.М. Фролов, В.П. Морочко и др. // Б.И.-1991.- N16.

63. Патент №2143962 (Р Ф) Способ восстановления наплавкой поверхностей катания / В.В.Шефель, Б.В.Парамонов, Б.Ф.Якушин и др. // Б.И.-2000.- № 1.

Якушин