

На правах рукописи

Сейдуров
Михаил Николаевич

ОБЕСПЕЧЕНИЕ КАЧЕСТВА И СВОЙСТВ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ
ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ ЦЕЛЕНАПРАВЛЕННЫМ
ФОРМИРОВАНИЕМ БЕЙНИТНЫХ СТРУКТУР ЗЕРНИСТОЙ
МОРФОЛОГИИ

Специальность 05.03.06
«Технологии и машины сварочного производства»

Автореферат
диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Барнаул – 2009

Работа выполнена в ГОУ ВПО «Алтайский государственный технический университет им. И.И.Ползунова» на кафедре «Малый бизнес в сварочном производстве».

Научный руководитель – кандидат технических наук, профессор
Чепрасов Дмитрий Петрович

Официальные оппоненты – доктор технических наук, профессор
Околович Геннадий Андреевич

кандидат технических наук, доцент
Советченко Борис Федорович

Ведущее предприятие – **ОАО «Алтайский научно-исследовательский институт технологии машиностроения»**

Защита состоится 27 ноября 2009 г. в _____ на заседании диссертационного совета Д 212.004.01 при ГОУ ВПО «Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова» (АлтГТУ) по адресу: 656038, Россия, г. Барнаул, пр. Ленина, 46.

С диссертацией можно ознакомиться в научно-технической библиотеке ГОУ ВПО «Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова».

Автореферат разослан «____» октября 2009 г.

Ваш отзыв на автореферат (в одном экземпляре, заверенный гербовой печатью) просим направлять в адрес Университета на имя ученого секретаря совета, тел/факс: 8-(3852)-36-82-64 или по электронной почте: ar_gac@mail.ru.

Ученый секретарь
диссертационного совета

кандидат технических наук, доцент



Ю.О. Шевцов

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность темы. Прогресс при производстве технических устройств для опасных производственных объектов и особенно, таких как нефтегазодобывающее, котельное, газовое, подъемно-транспортное оборудование, при изготовлении которых применяются сварочные технологии, напрямую связан с широким внедрением высокопрочных материалов, сочетающих в себе высокие технико-эксплуатационные свойства, удовлетворительную свариваемость и сравнительно низкую стоимость. В связи с этим в последнее время в России и за рубежом возрос интерес к изготовлению сварных конструкций из высокопрочных низколегированных сталей бейнитного класса. С одной стороны, он продиктован необходимостью снижения металлоемкости, с другой – возможностью формирования в сварном соединении промежуточных структур зернистой морфологии (мезоферрита и зернистого бейнита), которые по сравнению с другими неравновесными структурами (мартенситом, верхним и нижним бейнитом) обеспечивают высокий комплекс механических свойств.

Промежуточные структуры зернистой морфологии являются продуктами распада аустенита в верхнем интервале температур бейнитной области при его непрерывном охлаждении после нагрева стали на 30-50 °С выше критической точки A_{C3} . Однако эти данные были получены без учета высокотемпературных термомеханических циклов сварки (ТДЦ), которые имеют место в околошовной зоне (ОШЗ) сварного соединения и, несомненно, будут оказывать влияние на кинетику и механизм распада аустенита в промежуточной области.

Учитывая изложенное, представляется необходимым и целесообразным комплексное изучение строения и особенностей формирования бейнитных структур зернистой морфологии в ОШЗ сварных соединений из высокопрочных низколегированных сталей, что позволит управлять их структурой и свойствами, обеспечивая требуемое качество при производстве сварных конструкций ответственного назначения.

Актуальность настоящей работы подтверждается ее выполнением в рамках гранта по Программе «У.М.Н.И.К. 08-13» при поддержке Фонда содействия развитию малых форм предприятий в научно-технической сфере, выделенного на инновационный проект: «Разработка способа получения наноструктурной карбидной составляющей глобулярной формы в процессе термомеханического воздействия на металл». Кроме того, комплексные исследования проводились в соответствии с программами хозяйственных тем с промышленными предприятиями и фирмами Алтайского края (темы № 17-03, 29-07, 4-08; 2006...2009 гг.).

Цель работы. Повышение стойкости сварных соединений из высокопрочных сталей бейнитного класса к образованию холодных трещин и комплекса физико-механических свойств за счет целенаправленного формирования в околошовной зоне микро- и нанокристаллических бейнитных структур зернистой морфологии.

Для достижения указанной цели в настоящей работе были поставлены следующие задачи:

1. Разработать методику исследования и установить кинетику, строение и условия формирования промежуточных микро- и нанокристаллических структур зернистой морфологии в околошовной зоне под действием термомодеформационных циклов сварки;

2. Построить математическую модель и провести оптимизацию основных технологических факторов воздействия термомодеформационных циклов сварки на формирование в околошовной зоне микро- и нанокристаллических структур зернистой морфологии;

3. Изучить фазовый состав, общую и тонкую нанокристаллическую структуру, морфологические особенности строения мезоферрита и зернистого бейнита в околошовной зоне, сформировавшихся под действием термомодеформационных циклов сварки;

4. Разработать и освоить опытно-промышленную технологию автоматической сварки под флюсом высокопрочных сталей бейнитного класса, обеспечивающую получение в околошовной зоне промежуточной структуры зернистой морфологии, стойкой к образованию холодных трещин и с требуемыми физико-механическими свойствами.

Научная новизна. Установлены условия обеспечения качества и физико-механических свойств сварных соединений из высокопрочных сталей бейнитного класса посредством получения в околошовной зоне микро- и нанокристаллической структуры зернистой морфологии под действием термомодеформационных циклов сварки.

1. Показано, что при дуговой сварке плавлением высокопрочных сталей бейнитного класса в околошовной зоне формируется своеобразная промежуточная микро- и нанокристаллическая структура, представляющая собой многофазную композицию с характерным зернистым строением, состоящую из фрагментированной мезоферритной, дислокационной бейнитной α -фазы, остаточного аустенита и глобулярных ультрадисперсных частиц спецкарбида типа $Me_{23}C_6$.

2. Выявлено, что при дуговой сварке плавлением условия образования промежуточной структуры зернистой морфологии и ее фазовый состав определяются температурой и временем аустенизации, характером развития упругопластической деформации. При этом термические и термомодеформационные циклы сварки по-разному влияют на кинетику и продукты распада аустенита в околошовной зоне. Повышение температуры и времени аустенизации металла околошовной зоны приводит к сужению, вплоть до полного вытеснения, скоростного диапазона распада аустенита на промежуточные микро- и нанокристаллические (мезоферрит и зернистый бейнит) структуры зернистой морфологии и к формированию перисто-игольчатого бейнита и мартенсита. Термомодеформационные циклы сварки, наоборот, расширяют скоростной диапазон распада аустенита на промежуточные структуры зер-

нистой морфологии. Наибольшее расширение происходит в сторону высоких скоростей охлаждения.

3. Обнаружено, что строение участка перегрева околошовной зоны определяется размером зерна и гомогенностью аустенита, зависящих от параметров режима сварки и погонной энергии. При размере зерна не более № 6 – 5 образуется мезоферрит и зернистый бейнит, при более крупном зерне – игольчатые бейнито-мартенситные структуры.

4. Установлено, что формирование в околошовной зоне промежуточных структур зернистой морфологии обеспечивает устойчивое сопротивление образованию холодных трещин, в то время как наличие игольчатых бейнито-мартенситных структур неизменно приводит к их появлению. Ведущую роль в предотвращении очагов замедленного разрушения играют глобулярные спецкарбиды диаметром около 10 – 20 нм.

Практическая значимость. На основании установленных закономерностей распада аустенита в околошовной зоне под действием термомеханических циклов сварки на промежуточные структуры зернистой морфологии с наноразмерными глобулярными спецкарбидами:

1. Сформулированы основные принципы управления структурообразованием, которые могут быть использованы при проектировании технологических процессов дуговой сварки плавлением высокопрочных сталей бейнитного класса, обеспечивающих получение в околошовной зоне промежуточной микро- и нанокристаллической структуры зернистой морфологии, стойкой к образованию холодных трещин и с требуемым нормативно-технической документацией комплексом физико-механических свойств;

2. Разработаны рекомендации по определению условий образования наноразмерных глобулярных спецкарбидов в околошовной зоне сварных соединений;

3. Разработана программа для ЭВМ «Среда моделирования автоматической сварки (AWS)» – свидетельство о регистрации № 2007612876, предназначенная для расчета режимов сварки и прогнозирования механических свойств сварных соединений, выполненных автоматической сваркой под флюсом с заданным тепловложением;

4. Получены два патента РФ на изобретения №№ 2318879 и 2348701, позволяющие сформировать промежуточную структуру зернистой морфологии, обеспечивающую высокий комплекс физико-механических свойств металла околошовной зоны сварных соединений;

5. Разработана методика исследований и экспериментальная установка для физического моделирования термомеханических циклов сварки, усовершенствованы методика и комплекс сбора и обработки данных для получения и регистрации экспериментальной информации;

6. Установлены рациональные режимы дуговой сварки под флюсом металла толщиной до 12 мм из высокопрочных сталей класса прочности 390 – 440 в диапазоне значений погонной энергии $q_{п}$ от 20500 до 27500 Дж/см, при которых создаются условия получения в околошовной зоне бейнитных

структур зернистой морфологии с высоким комплексом механических свойств.

Реализация результатов работы. В результате проведенных исследований была разработана и опробована в ОАО «Алтайгеомаш» технология дуговой сварки под флюсом стыковых соединений верхних силовых балок портала рамы самоходной буровой установки УКБ-5СА из профильного проката сталей марок 24Х2НАч и 28Х2НАч с толщиной стенок 4-9 мм. Разработанная технология позволила получать промежуточные структуры зернистой морфологии в ОШЗ сварного соединения.

Подобраны режимы однопроходной автоматической сварки под слоем флюса на погонных энергиях, способствующих формированию структуры мезоферрита и зернистого бейнита как на участке перегрева, так и на участке полной перекристаллизации, стойкой к возникновению холодных трещин при охлаждении на спокойном воздухе при окружающей температуре до $-10\text{ }^{\circ}\text{C}$. Требуемая нормативными документами ударная вязкость ОШЗ при температуре $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$ в пределах 30 Дж/см^2 , обеспечивается непосредственно после окончания сварки без применения местной термической обработки.

Достоверность результатов. Использовались современные методы изучения кинетики, фазового состава, структуры и свойств металла ОШЗ, такие как световая микроскопия (НЕОРНОТ-32), рентгеноструктурный анализ (ДРОН-2,0 и ДРОН-5,0), просвечивающая электронная микроскопия методом реплик (УЭМВ-100К) и тонких фольг (ЭМ-125 и ЭМ-125К), а также специальные методы контроля физико-механических свойств сварных соединений. Был проведен полный комплекс исследований, включая математическое планирование экспериментов, физическое и компьютерное моделирование, сварку контрольных стыков и промышленную апробацию.

Основные положения, выносимые на защиту:

1. Результаты исследований тонкой структуры и фазового состава продуктов промежуточного превращения в высокотемпературных участках ЗТВ сварных соединений высокопрочных сталей бейнитного класса;
2. Особенности формирования промежуточных структур зернистой морфологии в ОШЗ сварных соединений;
3. Условия образования наноструктурной карбидной составляющей глобулярной формы в ОШЗ сварных соединений и ее роль в предотвращении образования очагов замедленного разрушения;
4. Результаты испытаний механических свойств сварных соединений с промежуточной структурой зернистой морфологии в ОШЗ с оценкой склонности к образованию холодных трещин;
5. Технологические основы сварки под флюсом конструкций ответственного назначения из высокопрочных сталей бейнитного класса.

Апробация работы. Основные результаты работы доложены на: Международных конференциях «Проблемы и перспективы развития литейного, сварочного и кузнечно-штамповочного производств» (г. Барнаул, 2005; 2006; 2008), «Молодежь России – науке будущего» (г. Ульяновск, 2006),

«Современные технологические системы в машиностроении» (г. Барнаул, 2006), «Природные и интеллектуальные ресурсы Сибири» (г. Кемерово, 2007; г. Омск, 2008), «Высокотемпературный синтез новых перспективных наноматериалов» (г. Барнаул, 2008), «Виртуальные и интеллектуальные системы» (г. Барнаул, 2008), «Сварка и родственные технологии в третьье тысячелетие» (г. Киев, 2008); Всероссийских конференциях «Наука и молодежь» (г. Барнаул, 2005; 2006; 2009), «Наука. Технологии. Инновации» (г. Новосибирск, 2006; 2008), «Проблемы социального и научно-технического развития в современном мире» (г. Рубцовск, 2009); научно-практической конференции «Барнаул на рубеже веков: итоги, проблемы, перспективы» (г. Барнаул, 2005); Всероссийском молодежном образовательном форуме «Селигер» (оз. Селигер, Тверская область, 2009); Международном молодежном инновационном форуме «Интерра» (г. Новосибирск, 2009).

С инновационным проектом: «Разработка способа получения наноструктурной карбидной составляющей глобулярной формы в процессе термомодеформационного воздействия на металл», вошедшим в 100 лучших на «Зворыкинском проекте», в 20 лучших на «Селигере-2009», в 12 лучших в области «Индустрия наносистем и новые материалы» (отобранных корпорацией «Роснано») можно ознакомиться на сайте <http://zv.innovaterussia.ru>.

Публикации. По теме диссертации опубликовано 33 работы, из них: 3 статьи в центральных изданиях, рекомендованных ВАК РФ; 2 патента РФ на изобретение; 1 свидетельство РФ об официальной регистрации программного продукта; 12 статей в журналах и сборниках научных трудов; 13 тезисов докладов в материалах научных конференций; 2 отчета о выполнении НИОКР.

Структура и объем диссертации. Диссертация состоит из введения, пяти глав, выводов и списка литературы из 125 наименований, приложения, в котором представлен акт промышленного внедрения работы.

Диссертация изложена на 187 страницах машинописного текста с 70 рисунками и 24 таблицами.

СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

В первой главе проведен аналитический обзор отечественных и зарубежных публикаций по заявленной проблематике. Показано, что наиболее перспективными сталями для изготовления сварных конструкций ответственного назначения являются высокопрочные стали бейнитного класса, способные к формированию в сварном соединении промежуточных структур зернистой морфологии – мезоферрита и зернистого бейнита, а необходимым условием для их образования является наличие в сталях высоких температур бейнитного превращения.

Отмечено, что на свойства сварных соединений высокопрочных сталей решающее влияние оказывает структура ОШЗ и условия ее формирования под действием ТДЦ. Однако нет сведений о получении при сварке в высокотемпературных участках ЗТВ мезоферрита и зернистого бейнита, доста-

точных для объяснения условий и особенностей их формирования. Сведения о тонкой структуре и фазовом составе промежуточных структур зернистой морфологии в ОШЗ сварного соединения отсутствуют, равно как и сведения о механических свойствах сварных соединений высокопрочных сталей бейнитного класса с рассматриваемой структурой. Полученные данные касаются продуктов промежуточного распада при отпуске или при имитации участков ЗТВ под действием термических циклов в условиях печного нагрева до температур несколько выше критической точки A_{C3} , не учитывающих влияния упруго-пластических деформаций.

В настоящее время стало возможным изучение влияния наноразмерных карбидов на структуру и свойства сварных соединений. Тем не менее, на данный момент, роль мелкодисперсных карбидов, образующихся в ЗТВ при сварке высокопрочных сталей бейнитного класса, не определена.

По результатам литературного обзора были сформулированы цель и задачи исследований.

Во второй главе сделан обоснованный выбор основных и сварочных материалов, принятых в экспериментах. В качестве основного материала, как наиболее яркие представители сталей бейнитного класса, были выбраны стали 20X2HAч, 24X2HAч, 28X2HAч и 30XНЗА промышленных плавок (горячекатаный прокат толщиной 6...8 мм с исходной феррито-перлитной структурой). Автоматическую сварку под слоем флюса АН-47 стыковых соединений типа С4 и С47 по ГОСТ 8713-79 выполняли сварочными проволоками Св-08ХНМ, Св-10НМА диаметром 3 мм. Использовался сварочный трактор ТС-17М и трансформатор ТДФЖ-1002.

Подробно изложена разработанная методика изучения условий формирования мезоферрита и зернистого бейнитита в ЗТВ под действием ТДЦС. Особое внимание уделено усовершенствованной методике и комплексу сбора и обработки данных, описанию экспериментальной установки для физического моделирования термодиформационного воздействия на металл, методикам рентгенографических исследований кристаллических структур при неразрешающихся дифракционных дублетах и просвечивающей электронной дифракционной микроскопии тонких фольг.

Комплексные исследования выполняли как непосредственно на сварных соединениях, так и на образцах-имитаторах. Стыковые сварные соединения деталей, закрепленных в жесткой раме, выполняли за один проход. Термические циклы сварки (ТЦС) регистрировались термомпарами по 4 шт. от оси шва с каждой стороны свариваемых пластин, расположенных на расстоянии 2,0 мм друг от друга с использованием измерителя-регулятора «ОВЕН ТРМ 202 v2.025». Для обработки экспериментальных данных и построения полных кривых нагрева и охлаждения применялась программа «MasterSCADA». По точкам перегиба определялась температура начала и конца распада аустенита. Средняя скорость охлаждения – $\omega_{6/5}$ рассчитывалась в диапазоне температур наименьшей устойчивости аустенита (600...500 °С). Управление процессом структурообразования осуществля-

лось за счет охлаждения металла с различными скоростями $\omega_{6/5}$ при изменении погонной энергии сварки.

Образцы-имитаторы подвергались воздействию как ТЦС, так и ТДЦС (а именно, поперечных сварочных напряжений и упруго-пластических деформаций, возникающих в ОШЗ) с помощью экспериментальной установки. Скорость нагрева в интервале температур фазовых превращений составляла 150 °С/с. Диапазон исследованных скоростей охлаждения $\omega_{6/5}$ от 0,35 до 17,0 °С/с полностью охватывал весь спектр структур от феррито-перлитной до мартенситной. Температура нагрева образца задавалась от 860 до 1350 °С с шагом 50 °С. Данные о развитии напряжений в образце при испытании получали при помощи системы тензодатчиков сопротивления с передачей результатов на компьютер.

Описана методика расчета параметров режима автоматической сварки под флюсом стыковых соединений пластин по заданному скоростному диапазону распада аустенита на мезоферрит и зернистый бейнит в ЗТВ, а также определения физико-механических свойств сварных соединений с промежуточными структурами в ЗТВ. Приведены сведения об авторской программе «Среда моделирования автоматической сварки (AWS)», предназначенной для подбора режимов сварки и прогнозирования механических свойств сварного соединения посредством математического моделирования процессов автоматической сварки под флюсом.

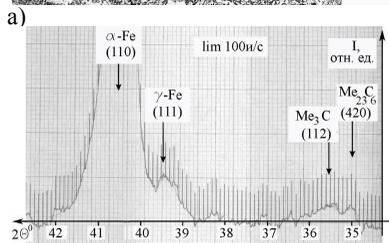
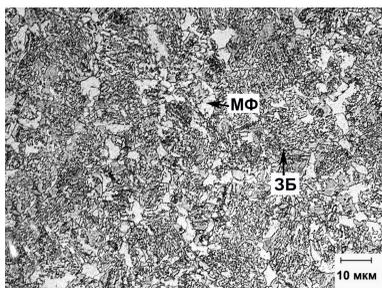
В третьей главе приведены результаты исследований по изучению влияния ТДЦС на формирование мезоферрита и зернистого бейнита в ОШЗ сварных соединений из высокопрочных сталей бейнитного класса.

В результате оптимизации условий формирования промежуточных структур зернистой морфологии в ОШЗ сварных соединений (X_1 – температура аустенизации, X_2 – скорость охлаждения, X_3 – время аустенизации, X_4 – уровень внутренних растягивающих напряжений) было выявлено, что модель, построенная для ОШЗ в целом, является неадекватной. Это связано с тем, что участкам полной перекристаллизации и перегрева присущи свои особенности структурообразования, следовательно, необходимо рассматривать их отдельно.

Основным фактором, определяющим содержание промежуточных структур зернистой морфологии на участке полной перекристаллизации является скорость охлаждения: $Y=25+20X_2-3,75X_4$, а на участке перегрева – время аустенизации: $Y=7,5-7,5X_3$. По результатам регрессионного анализа были проведены дополнительные экспериментальные исследования, которые подтвердили правильность математических моделей, полученных при планировании.

Установлено, что ТЦС и ТДЦС по-разному влияют на формирование промежуточных структур зернистой морфологии в ОШЗ. Фазовые и структурные изменения иллюстрировались диаграммами анизотермического распада аустенита (АРА) и структурными диаграммами (Обозначения: ω_{M2} , ω_{M1} , ω_{fn2} – критические скорости охлаждения, соответствующие образованию

90% и 5% мартенсита (М) и 100% феррито-перлита (ФП), Ао – аустенит остаточный, ВВ – верхний бейнит, ЗБ – зернистый бейнит, НБ – нижний бейнит, МФ – мезоферрит, Сд – структурная доля). Полученные результаты изучались раздельно.



б) Рисунок 1 Участок полной перекристаллизации ОШЗ стали 24Х2НАч, $\omega_{6/5} = 2,9$ °C/с: а) микроструктура; б) рентгеновская дифракционная картина, снятая на Cu-K_β излучении карбид железа $(\text{Fe, Cr, Mn})_3\text{C}$, известный как цементит. Спецкарбид хрома имеет глобулярную форму и составляет вместе с α -фазой основу зернистого бейнита.

При температуре аустенизации – выше $A_{c3} - 1100$ °C, что соответствует зоне полной перекристаллизации ОШЗ, мезоферрит и зернистый бейнит, как наиболее благоприятная структура сварного соединения (рисунок 1, а), формируется под действием ТЦС в сравнительно узком интервале скоростей охлаждения $\omega_{6/5}$ – от 5,2 до 1,85 °C/с.

Как показали рентгеноструктурный анализ и электронномикроскопические исследования, по своему строению промежуточные структуры зернистой морфологии представляют собой многофазную композицию, состоящую из добейнитной (мезоферритной), бейнитной и мартенситной α -фазы, остаточного аустенита и карбидов (рисунок 1, б, таблица 1). Карбидная фаза характеризуется наличием двух типов: Me_{23}C_6 – спецкарбид хрома $(\text{Fe, Cr})_{23}\text{C}_6$ и Me_3C – карбид железа $(\text{Fe, Cr, Mn})_3\text{C}$, известный как цементит. Спецкарбид хрома имеет глобулярную форму и составляет вместе с α -фазой основу зернистого бейнита.

Таблица 1

Структурная составляющая	ТЦС		ТДЦС	
	Температура аустенизации, °C			
	860	1250	860	1250
Содержание, % / Скалярная плотность дислокаций $\rho \times 10^{10}, \text{см}^{-2}$				
Смесь мезо- и бейнитного феррита	45/2,5	19/4,2	56/2,5	30/4,0
Аустенит остаточный	18/1,0	5/2,5	15/1,0	12/2,0
Карбиды	Me_{23}C_6	2,0	–	4,0
	Me_3C	0,1	3,0	0,1
Верхний и нижний бейнит	20/4,3	43/6,0	20/4,3	35/5,5
Мартенсит	15/7,4	30/6,5	5/7,4	20/7,0
Примечание. Сталь 24Х2НАч, скорость охлаждения $\omega_{6/5} = 2,9$ °C/с				

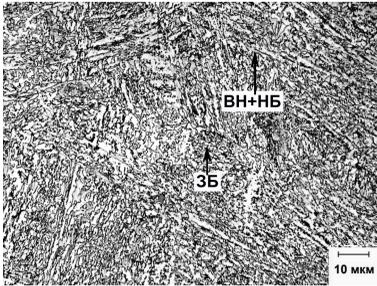


Рисунок 2 Микроструктура участка перегрева ОШЗ стали 24Х2НА4, $\omega_{6/5} = 2,9 \text{ } ^\circ\text{C/c}$

аустенизации, соответствующей $1350 \text{ } ^\circ\text{C}$ – полное исчезновение бейнитной структуры зернистой морфологии.

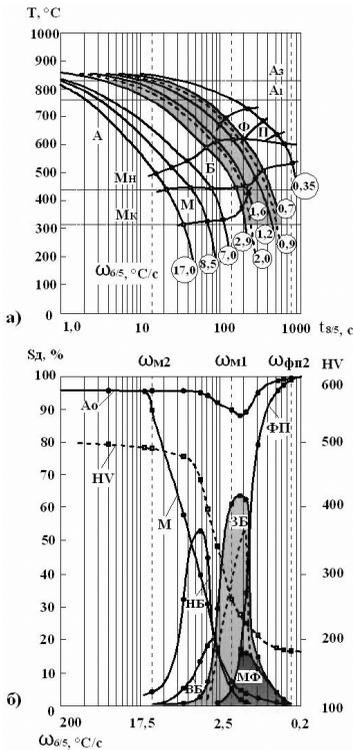


Рисунок 3 Диаграмма АРА (а) и структурная диаграмма (б) участка перегрева ОШЗ стали 24Х2НА4. Температура аустенизации – $1250 \text{ } ^\circ\text{C}$. В затененной области: пунктирные – ТЦС, сплошные – ТДЦС

Нагрев стали свыше $1100 \text{ } ^\circ\text{C}$, что соответствует участку перегрева ОШЗ, и последующее охлаждение со скоростями $\omega_{6/5}$ в диапазоне от $17,0$ до $0,35 \text{ } ^\circ\text{C/c}$ приводит к изменению структуры (рисунок 2) и фазового состава образцов (таблица 1). Происходит постепенное сужение зернистого диапазона образования зернистого бейнита, смещение на диаграмме АРА области его формирования в сторону меньших скоростей охлаждения $\omega_{6/5}$ – от $2,0$ до $0,9 \text{ } ^\circ\text{C/c}$ (рисунок 3) и при температуре

Рентгеновские и электронно-микроскопические исследования показали, что в структуре стали присутствуют только две морфологические составляющие α -фазы. Это – игольчатый бейнит и мартенсит, пропорции, которых изменяются в зависимости от температуры аустенизации и скорости охлаждения. На частотных кривых распределения микротвердости (рисунок 4) исчезают перегибы, характерные для многофазной композиции зернистого бейнита, формирующегося на участке полной перекристаллизации ОШЗ.

По мере повышения температуры аустенизации при переходе от бейнита зернистой морфологии к игольчатой возрастает скалярная плотность дислокаций, уменьшается объемная доля карбида типа Me_{23}C_6 , но увеличивается – типа Me_3C (таблица 1). Кроме того, повышается и амплитуда локальных полей внутренних напряжений от 240 до 420 МПа , измеренная по кривизне-кручению кристаллической решетки. Изменяется как процентное содержание, так и морфология остаточного аустенита: от отдельных сравнительно

крупных кристаллов по границам зерен мезоферрита до тонких прослоек между рейками и пластинами бейнитной α -фазы.

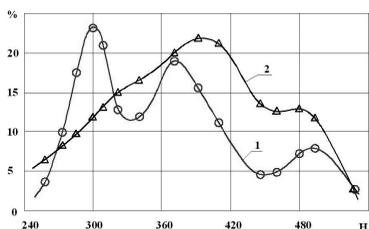


Рисунок 4 Частотные кривые распределения микротвердости ОШЗ стали 24Х2НАч в зависимости от температуры аустенизации, °С: 1 – 860; 2 – 1350. Количество измерений для каждого участка 500, нагрузка на индентор 0,098 Н

значительным, что связано с ускорением бейнитного превращения на начальном этапе и его торможением на завершающем этапе под влиянием ТДЦС.

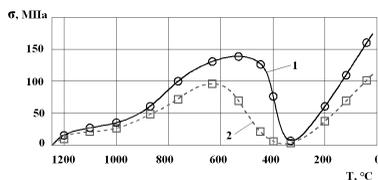


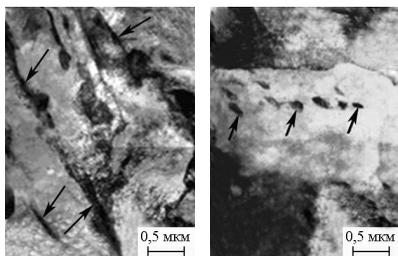
Рисунок 5 Графики развития внутренних напряжений в ОШЗ стали 24Х2НАч при формировании промежуточных структур: 1 – игольчатые бейнито-мартенситные; 2 – бейнитные зернистой морфологии

пластическая деформация переохлажденного аустенита затруднена. Интенсивное развитие микропластических деформаций происходит по границам аустенитных зерен. Это приводит к возникновению очагов замедленного разрушения.

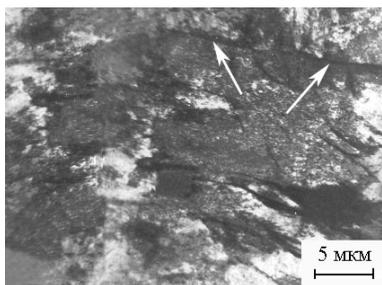
При формировании бейнитных структур зернистой морфологии распад аустенита протекает в высокотемпературном интервале промежуточной области (рисунок 3), что резко изменяет общую картину развития деформаций. Имеет место плавное и непрерывное нарастание микропластической деформации, приводящее к значительному снижению уровня внутренних напряжений (рисунок 5, кривая 2) и подавлению склонности к образованию микротрещин.

Совместное действие термических и деформационных циклов изменяет как кинетику, так и процентное содержание фазовых составляющих распада аустенита, как на участке полной перекристаллизации, так и на участке перегрева. Прежде всего, происходит расширение скоростного диапазона образования промежуточных структур зернистой морфологии как в сторону меньших, так и в сторону больших скоростей охлаждения (рисунок 3). При этом смещение в сторону высоких скоростей охлаждения является более значительным.

При охлаждении в жесткозакрепленном образце происходит упругая деформация, и возникают напряжения растяжения. Дальнейшее охлаждение приводит к появлению пластической деформации, связанной с уменьшением удельного объема металла. При образовании игольчатых структур распад аустенита происходит в нижнем интервале температур промежуточной области (рисунок 3), что вызывает высокий уровень внутренних напряжений (рисунок 5, кривая 1), поскольку микропластическая деформация переохлажденного аустенита затруднена.



а) б)
Рисунок 6 Структура верхнего (а) и нижнего (б) бейнита, электронная микроскопия, сталь 20Х2НАч: частицы цементита отмечены стрелками и кратковременного пребывания выше 1350 °С (до 15 с), в противном случае происходит формирование игольчатых бейнито-мартенситных структур.

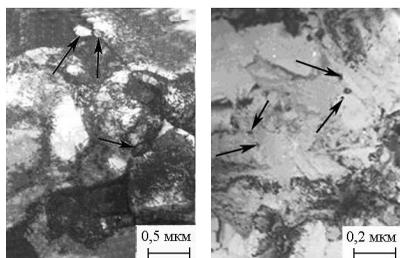


а)
б)
Рисунок 7 Бейнито-мартенситная структура с пластинчатой карбидной фазой типа Me_3C , расположенной по границам аустенитных зерен: а – зарождение микротрещины (указано стрелками), б – развитие локальных трещин. Сталь 28Х2НАч

Дополнительными исследованиями показано, что время аустенизации является основным фактором, существенно влияющим на формирование мезоферрита и зернистого бейнита на участке перегрева ОШЗ. Установлено, что в результате распада аустенита от температур 1100 – 1350 °С и выше благоприятная промежуточная структура зернистой морфологии, стойкая к образованию холодных трещин, формируется при условии низких скоростей охлаждения ($\omega_{6/5}$ от 0,7 до 2,9 °С/с) и в противном случае происходит формирование игольчатых бейнито-мартенситных структур.

Образованию холодных трещин предшествует зарождение очагов замедленного разрушения под действием ТДЦС. При высоких скоростях развития пластических деформаций (соответствующих $\omega_{6/5} > 2,9$ °С/с) происходит формирование игольчатых бейнито-мартенситных структур с карбидной фазой типа Me_3C .

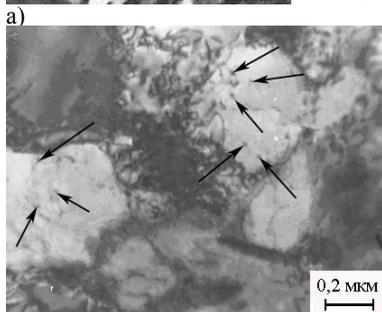
Карбиды железа типа Me_3C имеют вытянутую пластинчатую форму и располагаются по границам и внутри рек и пластин бейнитной α -фазы, что характерно для перисто-игольчатых бейнитных структур. В ходе ТДЦС имеет место локальная пластическая деформация. Этот процесс идет по границам зерен, где расположены пластинчатые карбиды (рисунок 6, а). Кроме того, присутствуют участки с расположением частиц цементита внутри ферритных пластин, создающие большие микронапряжения (рисунок 6, б). Это приводит к нарушению строения границ зерен и, как следствие, к возникновению очагов замедленного разрушения (рисунок 7, а).



а) б)
Рисунок 8 Структура зернистого бейнита, электронная микроскопия, сталь 24X2НАч: крупные (а) и мелкие (б) глобулярные карбиды хрома ($\text{Fe,Cr}_{23}\text{C}_6$ отмечены стрелками

ным нарастанием пластической деформации, вызывая активизацию распада аустенита. Формируются промежуточные структуры зернистой морфологии.

Благодаря наличию дефектов кристаллического строения, возникающих в переохлажденном аустените под действием ТДЦС, вместе с мезоферритом выделяется глобулярный спецкарбид типа Me_{23}C_6 , различающийся по размерам и месту положения, соответственно.



а) б)
Рисунок 9 Тонкая структура в локальных участках: а) фрагментированный мезо- и бейнитный феррит; б) ферритные зерна с ультрадисперсными глобулярными спецкарбидами. Сталь 24X2НАч

Зародышевые микротрещины подрастают и развиваются в холодные трещины (рисунок 7, б). Вероятность разрушения возрастает, если границы зерен, по которым преимущественно развиваются микротрещины, и межфазные границы « α -фаза – карбид» совпадают.

При более медленных скоростях развития пластических деформаций (соответствующих $\omega_{6/5}$ от 2,9 до 0,7 °C/c), основной объем фазовых превращений происходит в высокотемпературном интервале промежуточной области и сопровождается непрерывным нарастанием пластической деформации, вызывая активизацию распада аустенита. Формируются промежуточные структуры зернистой морфологии.

Крупные частицы диаметром приблизительно 200 нм расположены, в основном, в стыках и на границах фрагментированного феррита и мезоферрита (рисунок 8, а). Их объемная доля в отдельных локальных участках достигает 10 %.

Мелкие спецкарбиды глобулярной формы диаметром около 10 – 20 нм расположены преимущественно на дислокациях внутри всех структурных составляющих α -фазы (рисунок 8, б). Не смотря на то, что объемная доля мелких карбидов типа Me_{23}C_6 не превышает 0,2 %, их наличие благоприятно влияет на деформационную способность металла и является основным фактором предотвращения зарождения очагов замедленного разрушения, ведущих к образованию холодных трещин.

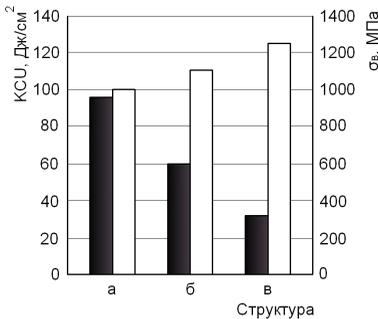


Рисунок 10 Влияние структуры сварного соединения стали 24Х2Н4С на механические свойства в зависимости от морфологии: а) мезоферрит и зернистый бейнит (зернистая); б) верхний и нижний бейнит (перисто-иглочатая); в) нижнего бейнит и мартенсит (иглочатая). Предел прочности σ_B , МПа – белая область; ударная вязкость КСУ, Дж/см² при температуре испытаний -60 °С – серая область

с развитой субструктурой и плотностью дислокаций $\rho = 2,5 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$, увеличиваются углы кристаллографической разориентировки на границах фрагментов. По телу ферритных зерен происходит равномерное выделение ультрадисперсных глобулярных карбидов размером порядка 10 – 20 нм (рисунок 9, б), обеспечивающих не только дополнительное упрочнение, но и способствующих улучшению ударной вязкости. Высокопрочная низколегированная сталь с рассматриваемой высокодисперсной и изотропной структурой мезоферрита и зернистого бейнита обладает высоким сопротивлением хрупким разрушениям при температурах до -60 °С по сравнению со сталью со структурой речного бейнита (рисунок 10).

Таким образом, обязательным условием предотвращения зарождения микротрещин является формирование в структуре фрагментированного мезоферрита и глобулярных спецкарбидов типа Me_{23}C_6 . При этом, ультрадисперсные карбиды хрома глобулярной формы диаметром около 10 – 20 нм, расположенные преимущественно на дислокациях внутри α -фазы играют ведущую роль в предотвращении очагов замедленного разрушения в процессе фазового превращения в условиях развития локальных пластических деформаций.

Четвертая глава посвящена подбору режимов и определению механических свойств сварных соединений с промежуточными структурами зер-

Микропластическая деформация развивается как по границам зерен аустенита (место расположения крупных карбидов), так и внутри них (место расположения мелких карбидов), что значительно облегчает процесс перестройки зерен при общей пластической деформации и способствует повышению дисперсности формирующейся структуры. Релаксация структурного состояния происходит путем фрагментации и выделения глобулярных наночастиц спецкарбидов хрома $(\text{Fe,Cr})_{23}\text{C}_6$, при этом внутренние напряжения убывают, не достигнув критического уровня, что способствует повышению сопротивления хрупкому разрушению конечной структуры.

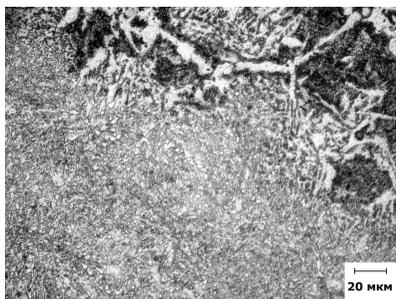
При формировании промежуточных структур зернистой морфологии под влиянием ТДЦС образуется фрагментированная структура, состоящая из смеси мезо- и бейнитного феррита (ри-

нистой морфологии в ОШЗ с оценкой сопротивляемости к образованию холодных трещин.

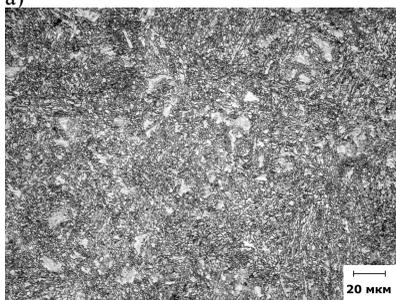
Установлено, что на формирование мезоферрита и зернистого бейнита особое влияние оказывают величина зерна аустенита, его микрохимическая неоднородность и предел текучести. Так при автоматической сварке под флюсом пластин из стали 24Х2НАч толщиной 8 мм была выявлена зависимость характера формирующейся структуры высокотемпературного участка ОШЗ от времени пребывания металла выше предельных температур нагрева (таблица 2).

Таблица 2

Номер режима	Погонная энергия сварки $q_{п}$, Дж/см	Время пребывания металла при температуре выше 1250 °С, с	Размер аустенитного зерна, № по ГОСТ 5639-82	Структура ОШЗ
1	41896	28,8	3 – 2	Бейнит игольчатой морфологии
2	35050	20,2	4 – 3	
3	27712	12,6	6 – 5	Мезоферрит и зернистый бейнит
4	20584	7,0	9 – 8	



а)



б)

Рисунок 11 Микроструктура ОШЗ, полученная при сварке стали 24Х2НАч на погонных энергиях $q_{п}$, Дж/см: а) 35000; б) 20500

Подбор оптимальных параметров режима сварки и прогнозирование механических свойств сварного соединения осуществляли посредством компьютерного моделирования с помощью специально разработанной программы «Среда моделирования автоматической сварки (AWS)».

В условиях сварки на погонных энергиях $q_{п}$ от 41896 до 35050 Дж/см в ОШЗ сварного соединения сформировалась переходная зона между феррито-перлитной структурой и верхним бейнитом, по границам бывших аустенитных зерен четко видна оторочка из доэвтектоидного феррита (рисунок 11, а). Снижение погонной энергии $q_{п}$ до 27712 Дж/см приводит к переходу структуры в зернистый бейнит.

При сварке на погонных энергиях $q_{п}$ от 27712 до 20584 Дж/см металл ОШЗ приобретает строение, характерное для промежуточных структур зернистой морфологии (рисунок 11, б). При этом размер аустенитного зерна изменялся от № 2 – 3 до № 8 – 9 соответственно. При действенном аустенитном зерне 2 – 4 номера по ГОСТ 5639-82 зернистый бейнит не обна-

руживался. Следовательно, при длительном пребывании металла шва и ЗТВ при температурах интенсивного роста зерна аустенита и формирования высокой его гомогенности, образование промежуточных структур зернистой морфологии затруднено.

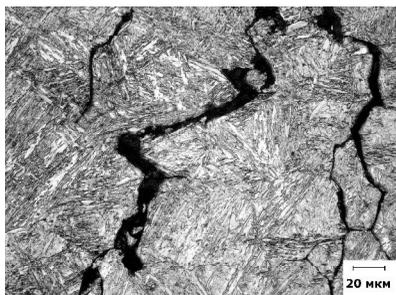


Рисунок 12 Микроструктура с наличием холодных трещин в ОШЗ сварного соединения из стали 30ХН3А

трещин установлено, что промежуточные структуры зернистой морфологии являются наиболее предпочтительными. Ударные образцы изготавливались с надрезом по линии сплавления. Испытания проводили при температуре от +20 до -60 °С с интервалом 20 °С. Хладостойкость сварных соединений с наличием наноструктурных карбидных составляющих глобулярной формы в металле ОШЗ возрастает в несколько раз, несмотря на высокие показатели прочности (рисунок 10), что объясняется наличием мелкодисперсных карбидов глобулярной формы в матрице бейнитной α -фазы.

В пятой главе приведены сведения, связанные с практическим использованием результатов исследований применительно к буровой установке УКБ-5СА, предназначенной для эксплуатации при температуре окружающего воздуха от +40 °С до -40 °С.

На основании полученных экспериментальных данных разработаны режимы автоматической сварки под флюсом на пониженных погонных энергиях стыковых соединений верхних силовых балок портала рамы самоходной буровой установки УКБ-5СА из профилированного проката сталей марок 24Х2НАч и 28Х2НАч с толщиной стенок 4-9 мм: $I = 650 \div 750$ А, $U = 38 \div 40$ В, $q_n = 20500 \div 27500$ Дж/см, $V_{св} = 20 \div 35$ м/ч, обеспечивающие получение в ОШЗ промежуточной структуры зернистой морфологии с требуемыми нормативно-технической документацией физико-механическими свойствами.

ОБЩИЕ ВЫВОДЫ

1. При сварке высокопрочных сталей бейнитного класса применяемая технология должна предусматривать меры, способствующие образованию в ОШЗ промежуточных структур зернистой морфологии. Формирование фрагментированного мезоферрита (добейнитной α -фазы) и зернистого бей-

нита с наноразмерным спецкарбидом типа $Me_{23}C_6$ глобулярной формы обеспечивает высокий комплекс физико-механических свойств сварных соединений и устойчивое сопротивление образованию холодных трещин, в то время как наличие игольчатых мартенсито-бейнитных структур неизменно приводит к их появлению.

2. Установлено, что термические и термомеханические циклы оказывают различное влияние на формирование промежуточных структур зернистой морфологии в ОШЗ сварных соединений. В отличие от термических циклов термомеханическое воздействие изменяет как кинетику, так и процентное содержание фаз при распаде переохлажденного аустенита в высокотемпературных участках ОШЗ и оказывает положительное влияние на расширение скоростного диапазона формирования промежуточных структур зернистой морфологии при допустимом уровне временных напряжений.

3. Определены особенности макро- и нанокристаллического строения промежуточных структур зернистой морфологии, сформировавшихся в ОШЗ под действием ТДЦС. Указанные структуры представляют собой многофазную композицию с характерным зернистым строением, состоящую из фрагментированной мезоферритной, дислокационной бейнитной и мартенситной α -фазы, остаточного аустенита и карбидов двух типов: $Me_{23}C_6$ – спецкарбид хрома $(Fe, Cr)_{23}C_6$ и Me_3C – карбид железа $(Fe, Cr, Mn)_3C$. На дислокациях внутри матрицы бейнитной α -фазы происходит равномерное выделение ультрадисперсных глобулярных спецкарбидов размером порядка 10 – 20 нм, что благоприятно влияет на деформационную способность металла ОШЗ и способствует улучшению ударной вязкости сварных соединений.

4. Построена математическая модель и проведена оптимизация основных технологических факторов воздействия ТДЦС на формирование в ОШЗ нанокристаллических структур зернистой морфологии с установлением веса каждого фактора и экспериментальной проверкой адекватности полученных результатов. Определены условия формирования наноструктурной карбидной составляющей глобулярной формы в процессе термомеханического воздействия на металл ОШЗ.

5. Установлено, что основным фактором, определяющим содержание промежуточных структур зернистой морфологии на участке перегрева перекристаллизации является скорость охлаждения, а на участке перегрева ОШЗ – время пребывания аустенита при высоких температурах ТДЦС.

Строение участка перегрева ОШЗ определяется величиной зерна и гомогенностью аустенита, напрямую зависящих от параметров режима сварки и погонной энергии. При зерне не более № 6 – 5 образуется мезоферрит и зернистый бейнит, при более крупном зерне – игольчатые структуры.

6. На основании результатов проведенных исследований разработана и опробована технология автоматической сварки под флюсом основных несущих узлов буровой установки УКБ-5СА из сталей марок 24Х2НАч и 28Х2НАч, обеспечивающая формирование в ОШЗ промежуточной структу-

ры зернистой морфологии с требуемыми нормативно-технической документацией физико-механическими свойствами. Экономический эффект от внедрения разработанной технологии в серийное производство составил 3981 руб. в расчете на одну установку.

Основные положения диссертации отражены в 33 работах, наиболее значимыми из которых являются:

Статьи в центральных изданиях, рекомендованных ВАК РФ, патенты:

1. Чепрасов Д.П. Особенности формирования бейнитных структур зернистой морфологии в ОШЗ сварных соединений из высокопрочных низколегированных сталей / Д.П. Чепрасов, М.Н. Сейдуров, А.А. Иванайский // Сварочное производство. – 2009. – № 7. – С. 7-11.

2. Чепрасов Д.П. Влияние термомодеформационных циклов на формирование зернистого бейнита в околошовной зоне при дуговой сварке стали 24Х2НАч / Д.П. Чепрасов, М.Н. Сейдуров, А.А. Иванайский // Ползуновский вестник. – 2008. – № 4. – С. 89-94.

3. Исследование процессов сварки и наплавки с использованием современной методики сбора и обработки экспериментальных данных / М.В. Радченко, Д.П. Чепрасов, Ю.О. Шевцов, А.А. Иванайский, А.П. Борисов, М.Н. Сейдуров, П.С. Черемисин // Обработка металлов. – 2008. – № 1. – С. 7-10.

4. Свидетельство об официальной регистрации программы для ЭВМ № 2007612876. Среда моделирования автоматической сварки (AWS) / Е.А. Иванайский, А.А. Иванайский, В.В. Иванайский, М.Н. Сейдуров / Заявка № 2007611916. дата поступления 14 мая 2007 г. Зарегистрировано в Реестре программ для ЭВМ 4 июля 2007 г.

5. Патент на изобретение № 2318879. Способ сфероидизирующей термической обработки стали / Д.П. Чепрасов, А.А. Иванайский, Е.А. Иванайский, М.Н. Сейдуров / Заявка № 2006118596. Приоритет изобретения 29 мая 2006 г. Зарегистрировано в Государственном реестре изобретений Российской Федерации 10 марта 2008 г.

6. Патент на изобретение № 2348701. Способ термической обработки конструкционных сталей / В.В. Свищенко, Д.П. Чепрасов, М.В. Радченко, Ю.А. Филатов, М.Н. Сейдуров / Заявка № 2007115377. Приоритет изобретения 23 апреля 2007 г. Зарегистрировано в Государственном реестре изобретений Российской Федерации 10 марта 2009 г.

Статьи в журналах и сборниках научных трудов

1. Сейдуров М.Н. Повышение эксплуатационной надежности основных несущих сварных узлов буровых установок из высокопрочных сталей бейнитного класса / М.Н. Сейдуров, Д.П. Чепрасов, А.А. Иванайский // Ползуновский альманах. – 2008. – № 3. – С. 187-188.

2. Чепрасов Д.П. Структурно-фазовое состояние продуктов бейнитного превращения зернистой морфологии, образованных под действием термомодеформационных циклов в околошовной зоне сварных соединений из высокопрочных сталей / Д.П. Чепрасов, М.Н. Сейдуров, А.А. Иванайский // Ползуновский альманах. – 2008. – № 3. – С. 87-88.

3. Иванайский А.А. Разработка и внедрение инженерного программного комплекса по оценке и прогнозированию механических свойств сварных соединений на основе сбора и обработки экспериментальной информации и компьютерного моделирования / А.А. Иванайский, М.Н. Сейдуров // Ползуновский альманах. – 2008. – № 2. – С. 112-114.

4. Иванайский Е.А. Технологические основы сварки высокопрочных хладостойких сталей бейнитного класса / Е.А. Иванайский, М.Н. Сейдуров, А.А. Иванайский // Ползуновский альманах. – 2005. – № 3. – С. 146-147.

5. Промежуточные структуры зернистой морфологии в сварных соединениях низкоуглеродистых низколегированных сталей / Д.П. Чепрасов, Е.А. Иванайский, А.А. Иванайский, М.Н. Сейдуров // Вестник алтайского государственного технического университета. – 2005. – № 3-4. – С. 88-89.

6. Рентгеноструктурный анализ промежуточных зернистых структур низкоуглеродистых низколегированных сталей / Д.П. Чепрасов, Б.Ф. Демьянов, А.А. Иванайский, М.Н. Сейдуров // Вестник алтайского государственного технического университета. – 2005. – № 3-4. – С. 100-102.

7. Влияние исходного структурного состояния металла на хладостойкость зоны сплавления стали 24Х2НАч / Д.П. Чепрасов, В.А. Ряполов, Е.А. Иванайский, А.А. Иванайский, М.Н. Сейдуров // Ползуновский альманах. – 2006. – № 3. – С. 40-41.

8. Иванайский А.А. Разработка технологии изготовления сварных корпусов силовых трансформаторов из профилированного листа высокопрочной стали / А.А. Иванайский, М.Н. Сейдуров, Е.А. Иванайский // Вестник алтайской науки. – 2009. – № 2. – с. 132-134.

Тезисы докладов в материалах научных конференций

1. Чепрасов Д.П. Условия формирования зернистого бейнита в ОШЗ при дуговой сварке низкоуглеродистых низколегированных сталей / Д.П. Чепрасов, М.Н. Сейдуров // Сварка и родственные технологии в третье тысячелетие: Тез. стэнд. докл./ Ин-т электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины. – Киев, 2008. – С. 117-118.

2. Сейдуров М.Н. Особенности формирования мезоферрита и зернистого бейнита под действием термодформационных циклов при дуговой сварке стали 24Х2НАч / М.Н. Сейдуров, Д.П. Чепрасов, А.А. Иванайский // Природные и интеллектуальные ресурсы Сибири (СИБРЕСУРС-14-2008): Доклады (материалы) 14-й Междунар. науч.-практ. конф. Омск, 6-8 окт. 2008 г./ Томск.: САН ВШ; В-Спектр. – 2008. – С. 51-54.

3. Сейдуров М.Н. Роль типа и размера карбидной фазы в образовании очагов замедленного разрушения в условиях развития локальных пластических деформаций / М.Н. Сейдуров, А.А. Иванайский // Высокотемпературный синтез новых перспективных наноматериалов: тезисы докладов IV международной школы-семинара «СВС-2008» / Под ред. В.В. Евстигнеева, А.В. Еськова, Д.А. Харина. – Барнаул. – 2008. – С. 26-29.

4. Влияние термических циклов на формирование зернистого бейнита в околошовной зоне при дуговой сварке стали 24Х2НАч / М.Н. Сейдуров, Д.П. Чепрасов, В.Г. Радченко, А.А. Иванайский // Природные и интеллектуальные ресурсы Сибири (СИБРЕСУРС-13-2007): Доклады (материалы) 13-й Междунар. науч.-практ. конф. Кемерово, 1-3 окт. 2007 г./ Томск.: САН ВШ; В-Спектр. – 2007. – С. 65-68.

5. Установка для имитации термодформационных циклов сварки / М.Н. Сейдуров, А.А. Иванайский, А.Г. Иванов, Е.В. Ноздрачев // 6-я Всероссийская научно-техническая конференция студентов, аспирантов и молодых ученых «Наука и молодежь». Секция «Машиностроительные технологии и оборудование». Подсекция «Сварочное производство». – Алт. гос. техн. ун-т им. И.И. Ползунова. – Барнаул. – [Электронный ресурс]. – Режим доступа: http://edu.secna.ru/publish/gorizonty_obrazovania/2009/n11/, свободный. – С. 21-24.

Подписано в печать 23.10.2009. Формат 60x84 1/16.

Печать – цифровая. Усл.п.л. 1,16

Тираж 100экз. Заказ 2009 - 580

Отпечатано в типографии АлтГТУ,
656038, г. Барнаул, пр-т Ленина, 46
тел.: (8–3852) 36–84–61

Лицензия на полиграфическую деятельность
ПЛД №28–35 от 15.07.97 г.