

**ГОСУДАРСТВЕННЫЙ НАУЧНЫЙ ЦЕНТР РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ
ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ УНИТАРНОЕ ПРЕДПРИЯТИЕ
«ЦЕНТРАЛЬНЫЙ НАУЧНО-ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ ИНСТИТУТ
КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ «ПРОМЕТЕЙ»**

УДК 621.791.011
ГРНТИ 81.35.13

На правах рукописи



**СКУТИН
Виталий Сергеевич**

**РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ СВАРКИ КОНТЕЙНЕРОВ ДЛЯ ХРАНЕНИЯ И
ТРАНСПОРТИРОВКИ ОТРАБОТАВШЕГО ЯДЕРНОГО ТОПЛИВА,
ОБЕСПЕЧИВАЮЩЕЙ ХЛАДОСТОЙКОСТЬ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПРИ
ТЕМПЕРАТУРАХ ДО МИНУС 50 °С**

Специальность: 05.02.10 – сварка, родственные процессы и технологии

Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук

Научный руководитель:
кандидат технических наук
Галяткин Сергей Николаевич

Санкт-Петербург 2015

ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	7
ГЛАВА 1 СОСТОЯНИЕ ВОПРОСА ОБЕСПЕЧЕНИЯ ХЛАДОСТОЙКОСТИ МЕТАЛЛА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ КРЕМНЕМАРГАНЦОВИСТОЙ СТАЛИ КОНТЕЙНЕРОВ ДЛЯ ХРАНЕНИЯ И МНОГОРАЗОВОЙ ТРАНСПОРТИРОВКИ ОТРАБОТАВШЕГО ЯДЕРНОГО ТОПЛИВА. ПОСТАНОВКА ЦЕЛИ И ЗАДАЧИ РАБОТЫ	14
1.1 Назначение, типы, принципиальная схема и конструктивные элементы металлобетонных контейнеров	14
1.2 Анализ условий эксплуатации ТУК МБК и основные требования к сварным соединениям силовых элементов из кремнемарганцовистой стали	17
1.3 Характеристика и применение кремнемарганцовистых сталей для объектов хладостойкого исполнения	18
1.4 Сварочные материалы и особенности сварки кремнемарганцовистых сталей	24
1.5 Общие принципы обеспечения хладостойкости металла низколегированного шва	30
1.5.1 Химический состав, как фактор формирования хладостойкой структуры металла шва	30
1.5.2 Регулирование величины погонной энергии при сварке	43
1.5.3 Раскладка валиков и ограничение межваликовой температуры	47
1.5.4 Проведение послесварочной термической обработки	52
1.5.5 Ограничение содержания вредных примесей (серы и фосфора)	56
1.6 Пути повышения хладостойкости металла зоны термического влияния сварных соединений из низколегированных сталей	58
1.7 Общие выводы по материалам литературного обзора. Формулировка цели работы и постановка задач исследований	60
ГЛАВА 2 МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ	64
2.1 Характеристика материалов, исследованных в работе	64

2.2	Изготовление сварных соединений из стали марки 09Г2СА-А	66
2.3	Методы отбора образцов из сварных соединений стали марки 09Г2СА-А	69
2.4	Термокинетические исследования	72
2.4.1	Исследования анизотермического распада аустенита, имитирующего охлаждение металла шва	72
2.4.2	Исследования анизотермического распада аустенита, имитирующего охлаждение металла зоны термического влияния сварных соединений	73
2.5	Методы проведения исследований термических циклов сварки	73
2.5.1	Исследование изменения температурно-временных условий в металле шва	73
2.5.2	Исследование температурно-временных условий в зоны термического влияния	75
2.6	Исследования структуры	78
2.6.1	Макроструктурные исследования	78
2.6.2	Микроструктурные исследования	79
2.6.3	Электронномикроскопические исследования	80
2.7	Методы определения механических характеристик металла шва и сварного соединения	80
2.7.1	Испытания на ударный изгиб	81
2.7.2	Испытания на статическое растяжение	81
2.7.3	Испытания на статический изгиб	82
2.7.4	Измерения твердости	82
	Выводы по главе 2	83
ГЛАВА 3 ИССЛЕДОВАНИЕ МЕТАЛЛА ШВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ СТАЛИ МАРКИ 09Г2СА-А, ВЫПОЛНЕННЫХ РУЧНОЙ, МЕХАНИЗИРОВАННОЙ И АВТОМАТИЧЕСКОЙ ДУГОВОЙ СВАРКОЙ ПОД ФЛЮСОМ		84
3.1	Выбор унифицированных химических композиций сварочных материалов	84
3.2	Научное обоснование условий формирования хладостойкой структуры металла шва композиции С-Mn-Ni и С-Mn-Si в состоянии до и после проведения высокого отпуска	86

3.2.1	Влияние термокинетических условий на анизотермический распад переохлажденного аустенита	86
3.2.2	Влияние термокинетических условий на структурные и фазовые превращения металла шва	89
3.2.3	Исследование влияния технологических параметров сварки на характеристики термического цикла металла шва	105
3.2.4	Исследование влияния раскладки и формы валиков на процентное соотношение литой и перекристаллизованной структуры в сечении металла шва при заполнении разделки	113
3.2.5	Исследование влияния технологических параметров сварки на форму и геометрические размеры валиков сварного шва	119
3.2.6	Исследование взаимосвязи структуры и хладостойкости металла шва композиции С-Mn-Si и С-Mn-Ni в состоянии до и после высокого отпуска	129
3.3	Влияние межваликовой температуры на микроструктуру и хладостойкость металла низколегированного шва в состоянии до и после проведения высокого отпуска	146
3.4	Влияние содержания вредных примесей (серы и фосфора) на хладостойкость металла шва в состоянии до и после высокого отпуска	149
3.5	Установление требований к технологии сварки и сварочным материалам	151
	Выводы по главе 3	154
ГЛАВА 4 ИССЛЕДОВАНИЕ МЕТАЛЛА ЗОНЫ ТЕРМИЧЕСКОГО ВЛИЯНИЯ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ СТАЛИ МАРКИ 09Г2СА-А, ВЫПОЛНЕННЫХ РУЧНОЙ, МЕХАНИЗИРОВАННОЙ И АВТОМАТИЧЕСКОЙ ДУГОВОЙ СВАРКОЙ ПОД ФЛЮСОМ В СОСТОЯНИИ ДО И ПОСЛЕ ВЫСОКОГО ОТПУСКА		158
4.1	Влияние термокинетических условий охлаждения на фазовые и структурные превращения в стали марки 09Г2СА-А	158
4.2	Влияние погонной энергии и технологических параметров сварки на термические циклы металла различных участков ЗТВ	160
4.3	Исследование взаимосвязи структуры и хладостойкости металла ЗТВ	170

сварных соединений с учетом структурной неоднородности и балла зерна основного металла	
Выводы по главе 4	183
ГЛАВА 5 РАЗРАБОТКА, АТТЕСТАЦИЯ И ПРАКТИЧЕСКОЕ ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ СВАРКИ СТАЛИ МАРКИ 09Г2СА-А ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ КОНТЕЙНЕРОВ ДЛЯ ТРАНСПОРТИРОВКИ И ХРАНЕНИЯ ОЯТ	186
5.1 Разработка технологии ручной, механизированной и автоматической дуговой сварки под флюсом	186
5.1.1 Параметры сварочного режима	186
5.1.2 Раскладка валиков при заполнении разделки сварных соединений, форма и геометрические размеры сварочных валиков	186
5.1.3 Межваликовая температура и предварительный подогрев	187
5.1.4 Сварочные материалы	187
5.2 Аттестация технологии сварки в соответствии с требованиями ПНАЭГ 7-010-89 и РД5.УЕИА.3153/3232-99	188
5.3 Разработка и оформление разрешительной документации на применение кремнемарганцовистых сварочных материалов при сварке металлоконструкций ТУК МБК из стали 09Г2СА-А	193
5.4 Внедрение и примеры практического использования разработанной технологии сварки на предприятиях изготовителях ТУК МБК	194
Выводы по главе 5	199
ВЫВОДЫ ДИССЕРТАЦИОННОЙ РАБОТЫ	200
СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ	204
ПРИЛОЖЕНИЕ А: Сертификат на сварочную проволоку марки Св-08Г2СА-А	211
ПРИЛОЖЕНИЕ Б: Сертификат на электроды марки УОНИИ-13/55АА	212
ПРИЛОЖЕНИЕ В: Техническое решение о применении сварочной про-	213

волоки марки Св-08Г2СА-А (Св-08ГСА-А)	
ПРИЛОЖЕНИЕ Г: Техническое решение о применении сварочных электродов марки УОНИИ-13/55, УОНИИ-13/55АА	216
ПРИЛОЖЕНИЕ Д: Согласование Федеральной службой по экологическому, технологическому и атомному надзору корректировки РД5.УЕИА.3153/3232-99	219
ПРИЛОЖЕНИЕ Е: Акты внедрения разработанной технологии сварки в производство	220

ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время проблема переполнения отработавшим ядерным топливом (ОЯТ) пристанционных хранилищ АЭС, утилизация транспортных атомных энергетических установок и ограниченные мощности перерабатывающего ОЯТ комплекса обусловили создание в Российской Федерации транспортных упаковочных комплектов металлобетонных контейнеров (ТУК МБК), позволяющих производить многократную транспортировку ОЯТ и обеспечивать экологическую безопасность при его длительном хранении (не менее 50 лет) [1].

Основным условием обеспечения ядерной и радиационной безопасности при эксплуатации ТУК МБК является сохранение его герметичности при нормальной эксплуатации и в аварийных ситуациях, включающих падение с высоты 140 м на скальное основание при температуре минус 50 °С. В связи с этим, предъявляется принципиально новое в атомной энергетике требование по обеспечению хладостойкости металла силовых элементов и сварных соединений ТУК МБК.

Так, металл шва, зоны термического влияния и основной металл из кремнемарганцовистой стали марки 09Г2СА-А должен обеспечивать уровень ударной вязкости KCV не менее 29,4 Дж/см² при температурах до минус 50 °С в исходном состоянии после сварки и после проведения высокого отпуска сварных соединений [2].

Выбор низколегированной кремнемарганцовистой стали марки 09Г2СА-А при изготовлении металлоконструкций ТУК МБК обусловлен рядом причин, включающих экономическую целесообразность - производство кремнемарганцовистых сталей хорошо освоено отечественной промышленностью, действующая нормативная документация позволяет использование стали марки 09Г2С [3] в атомной энергетике, кроме того, кремнемарганцовистые стали нашли широкое применение при изготовлении сварных металлоконструкций ответственного назначения, эксплуатируемых в том числе при отрицательных температурах.

Требуемые показатели хладостойкости основного металла контейнеров достигаются благодаря комплексу технологических мероприятий на стадии выплавки и изготовления полуфабрикатов (поковок в толщинах до 350 мм и листового проката в толщинах от 10 до 80 мм), которые включают глубокую очистку металла от вредных примесей, огра-

ничение по углероду и азоту, модифицирование стали ванадием и ниобием, а также разработку специальных режимов ковки и термической обработки [4], [5].

При этом формирование хладостойкой структуры и обеспечение требуемой ударной вязкости металла сварных соединений из стали марки 09Г2СА-А является сложной научно-технической проблемой.

Актуальность настоящей диссертационной работы обусловлена следующими обстоятельствами:

1. Разработанные в соответствии с действующими правилами и нормами в атомной энергетике технологии сварки не предназначены для изготовления металлоконструкций из низколегированных сталей, эксплуатируемых при температуре минус 50°С. При этом отсутствует научно-методический подход к выбору технологических параметров и режимов дуговой сварки кремнемарганцовистой стали, обеспечивающих формирование хладостойкой структуры металла шва и ЗТВ.

2. Конструктивное исполнение ТУК МБК включает порядка 400 сварных соединений, при выполнении которых необходимо использовать сварочные материалы и технологии для различных способов сварки.

3. Наиболее близкие по химическому составу к основному металлу стали марки 09Г2СА-А сварочные материалы композиции С-Mn-Si допускаются к применению в ответственных сварных металлоконструкциях при температурах не ниже минус 20 °С (при наличии требований по обеспечению $KCV \geq 30$ Дж/см²).

4. В случае использования отличающихся по системе легирования и более дорогостоящих сварочных материалов с никелем (0,8÷1,5 %) и молибденом (0,3÷0,5 %), не обеспечивается требуемая хладостойкость металла шва при температуре минус 50 °С в состоянии после высокого отпуска, который необходим для большей части сварных элементов ТУК МБК.

5. При использовании существующих технологий сварки под воздействием термического цикла снижается ударная вязкость при отрицательных температурах в ЗТВ сварных соединений из кремнемарганцовистых сталей.

На основании изложенного, **целью** работы являлось: изучение основных факторов и экспериментальное подтверждение условий формирования хладостойкой структуры металла шва и ЗТВ, обеспечивающих ударную вязкость сварных соединений из кремнемарганцовистой стали марки 09Г2СА-А в состоянии до и после высокого отпуска

$KCV^{-50} \geq 29,4$ Дж/см² при разработке технологии сварки контейнеров для транспортировки и длительного хранения отработавшего ядерного топлива.

Для достижения поставленной цели решены следующие научно-технические задачи:

1. Научно обоснован выбор унифицированных химических композиций сварочных материалов для ручной, механизированной и автоматической дуговой сварки под флюсом стали марки 09Г2СА-А.

2. Научно обоснованы условия формирования хладостойкой структуры металла шва, обеспечивающей ударную вязкость $KCV^{-50} \geq 29,4$ Дж/см², как в исходном состоянии после сварки, так и после проведения высокого отпуска.

2.1 Исследовано влияние технологических параметров сварки на характеристики термического цикла и микроструктуру металла шва.

2.2 Исследовано влияние параметров режима сварки на геометрические размеры и форму сварочных валиков.

2.3 Исследовано влияние раскладки и формы валиков на процентное соотношение перекристаллизованной и литой структуры в металле шва.

2.4 Исследовано влияния микро- и макро- структуры на хладостойкость металла шва в состоянии до и после высокого отпуска.

2.5 Выбраны оптимальные технологические параметры сварки и диапазоны погонной энергии для ручной, механизированной и автоматической дуговой сварки под флюсом.

3. Научно обоснованы условия формирования хладостойкой структуры металла ЗТВ сварных соединений из стали марки 09Г2СА-А, обеспечивающей ударную вязкость $KCV^{-50} \geq 29,4$ Дж/см².

3.1 Исследовано влияние технологических параметров сварки на характеристики термического цикла, структуру и хладостойкость металла ЗТВ сварных соединений.

3.2 Исследовано влияние структурной неоднородности и размера зерна полуплавок основного металла на хладостойкость металла ЗТВ сварных соединений.

4. Разработана и освоена в отечественной промышленности технология сварки металлоконструкций из кремнемарганцовистой стали марки 09Г2СА-А контейнеров для транспортировки и длительного хранения отработавшего ядерного топлива, обеспечивающая высокую хладостойкость металла шва и зоны термического влияния сварных

соединений при температуре минус 50°C, как в исходном состоянии после сварки, так и после проведения высокого отпуска.

Основные научные положения, выносимые на защиту:

1. Выявленные закономерности и условия формирования хладостойкой при температуре минус 50 °С структуры металла шва, выполненного композициями сварочных материалов типа С-Mn-Si и С-Mn-Ni ручной, механизированной и автоматической дуговой сваркой под флюсом.

2. Экспериментальные зависимости влияния на ударную вязкость металла шва при температуре минус 50 °С погонной энергии, режимов сварки, межваликовой температуры и раскладки валиков, а также содержания вредных примесей, как в исходном состоянии после сварки, так и после проведения термической обработки.

3. Результаты исследования причин повышения и снижения ударной вязкости металла шва при температуре минус 50 °С в зависимости от структурно-фазовых превращений в процессе проведения высокого послесварочного отпуска.

4. Результаты исследований взаимосвязи технологических параметров сварки, структуры и хладостойкости металла ЗТВ сварных соединений стали марки 09Г2СА-А при температуре минус 50 °С с учетом оценки структурной неоднородности и размера зерна полуфабрикатов основного металла.

Научная новизна

На основании результатов выполненных исследований и полученных закономерностей установлены условия формирования хладостойкой структуры металла шва и ЗТВ сварных соединений из кремнемарганцовистой стали марки 09Г2СА-А:

1. Установлено, что в результате высокого отпуска, необходимого для повышения хладостойкости металла ЗТВ и снижения остаточных сварочных напряжений металлоконструкций контейнеров для ОЯТ, происходит распад промежуточных структур феррито-бейнитного типа и рекристаллизация структурно свободного феррита, что может приводить к резкому снижению ударной вязкости металла шва композиции С-Mn-Ni и С-Mn-Si при температуре минус 50 °С.

2. Установлено, что формирование структурных состояний металла шва композиции С-Mn-Si и С-Mn-Ni, помимо скорости охлаждения в интервале температур наименьшей устойчивости аустенита 800-500 °С, также зависит от скорости охлаждения в высокотемпературном интервале 1200-800 °С.

Условия формирования хладостойкой структуры игольчатого феррита включают охлаждение металла шва со скоростями $V_{1200-800} = 40-60$ °C/с и $V_{800-500} = 20-30$ °C/с.

При увеличении скорости охлаждения металла шва $V_{1200-800} = 80-120$ °C/с при скорости $V_{800-500} = 30-40$ °C/с формируются неустойчивые к высокому отпуску мелко-дисперсные промежуточные структуры.

3. Установлено, что формирование в макроструктуре металла шва свыше 45% однородной перекристаллизованной структуры позволяет повысить хладостойкость металла шва после высокого отпуска.

4. Научно обоснована и экспериментально доказана возможность использования экономнолегированных безникелевых сварочных материалов композиции С-Mn-Si для сварки кремнемарганцовистой стали, с обеспечением хладостойкости металла шва при температуре минус 50°С в состоянии до и после проведения высокого отпуска.

5. Установленные оптимальные сочетания технологических параметров сварки позволяют предотвратить формирование крупнозернистой структуры на участке перегрева зоны термического влияния кремнемарганцовистой стали и обеспечить хладостойкость металла сварного соединения при температуре минус 50 °С.

6. На основании полученных экспериментальных зависимостей и результатов исследований научно обоснованы требования и экспериментально подтверждены условия формирования хладостойкой при температурах до минус 50 °С структуры металла шва сварных соединений из кремнемарганцовистой стали, как в исходном состоянии после сварки, так и после проведения высокого отпуска.

Практическая значимость полученных в ходе проведенной работы результатов состоит в следующем:

1. Разработана и освоена в отечественной промышленности технология сварки металлоконструкций из кремнемарганцовистой стали марки 09Г2СА-А контейнеров для транспортировки и длительного хранения отработавшего ядерного топлива, обеспечивающая высокую хладостойкость металла шва и зоны термического влияния сварных соединений (ТУК-120, ТУК-108/1, ТУК-109, УКХ-123 в ОАО «ПО «Севмаш», ТУК-109, УКХ-123, ТУК-104 в ЗАО «Энерготекс», ТУК-109 в ОАО «Ижорские заводы», ТУК-104 в ОАО «Савеловский машиностроительный завод» и ОАО «Уралхиммаш»).

2. Установлены требования для формирования хладостойкой структуры металла шва и ЗТВ сварных соединений из стали марки 09Г2СА-А в состоянии до и после проведения высокого отпуска:

- в части технологии сварки – оптимизация параметров сварки и величины погонной энергии, последовательное заполнение разделки в раскладку валиками, обеспечивающее количество перекристаллизованной структуры в сечении шва не менее 35%, регламентирование межваликовой температуры на уровне ≤ 100 °С и ограниченное содержание вредных примесей в сварочных материалах ($S \leq 0,012$ %, $P \leq 0,013$ %);

- в части требований к полуфабрикатам из стали марки 09Г2СА-А - необходимость обеспечения однородной структуры основного металла с 7-8 баллом зерна, минимальные сдаточные значения ударной вязкости $KCV^{-50} \geq 98$ Дж/см² (извещение №5 к № ТУ05764417-064-97 на поковки из стали марки 09Г2СА-А).

3. Выполнена модернизация сварочных материалов композиции типа С-Мn-Si для сварки стали марки 09Г2СА-А, в результате которой разработаны ТУ 5.965-11840-2004 «Проволока стальная сварочная марок Св-08ГСА-А и Св-08Г2СА-А» и ТУ 5.965-11839-2004 «Электроды марок УОНИИ-13/55АА и УОНИИ-13/45АА».

4. Использование разработанной технологии сварки и сварочных материалов композиции С-Мn-Si для сварки металлоконструкций ТУК МБК из кремнемарганцовистой стали марки 09Г2СА-А ручным, механизированным и автоматическим способом сварки согласовано Федеральной службой по атомному надзору РФ (в настоящее время «Ростехнадзор» РФ). Результаты работы отражены в части требований РД5.УЕИА.3153/3232-99 «Руководящий документ. Сварка, наплавка и термическая обработка основного металла и сварных соединений деталей и узлов металлобетонных контейнеров транспортно-упаковочного комплекта» (Извещение РД-6-90.7728 об изменении №2). Изменение согласовано в Федеральной службе по экологическому технологическому и атомному надзору (в настоящее время «Ростехнадзор» РФ).

Структура и объем диссертации.

В первой главе приведены условия эксплуатации ТУК МБК и основные требования к сварным соединениям силовых элементов из стали марки 09Г2СА-А. Рассмотрены характеристики и требования к кремнемарганцовистым сталям для объектов хладостойкого исполнения, а также особенности их сварки. Выполнен анализ общих принципов

обеспечения хладостойкости металла шва и зоны термического влияния (ЗТВ) сварных соединений из низколегированных сталей.

Во второй главе приводится характеристика исследованных материалов и методика проведения экспериментов позволяющих решить поставленные в работе задачи.

Третья глава посвящена изучению основных факторов и экспериментальному подтверждению условий формирования хладостойкой структуры металла шва сварных соединений из стали марки 09Г2СА-А, выполненных ручной, механизированной и автоматической дуговой сваркой под флюсом сварочными материалами композиции С-Mn-Si и С-Mn-Ni в состоянии до и после высокого отпуска.

Четвертая глава посвящена изучению основных факторов и экспериментальному подтверждению условий формирования хладостойкой структуры металла ЗТВ, обеспечивающей требуемую ударную вязкость сварных соединений из кремнемарганцовистой стали марки 09Г2СА-А.

Пятая глава посвящена разработке, аттестации и практическому использованию технологии сварки стали марки 09Г2СА-А при изготовлении контейнеров для транспортировки и хранения отработавшего ядерного топлива (ОЯТ).

Приложения содержат сертификаты качества на модернизированные сварочные материалы, технические решения на применение кремнемарганцовистых сварочных материалов для изготовления ТУК МБК, согласование «Ростехнадзором» извещений об изменении руководящей документации на сварку ТУК МБК, акты внедрения разработанной технологии сварки.

Диссертация объемом 222 страницы состоит из введения, пяти глав и выводов. Работа содержит 81 рисунок, 24 таблицы, список использованных источников, включающий 90 наименований на 7 страницах и 6 приложений на 12 стр.

ГЛАВА 1 СОСТОЯНИЕ ВОПРОСА ОБЕСПЕЧЕНИЯ ХЛАДОСТОЙКОСТИ МЕТАЛЛА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ КРЕМНЕМАРГАНЦОВИСТОЙ СТАЛИ КОНТЕЙНЕРОВ ДЛЯ ХРАНЕНИЯ И МНОГОРАЗОВОЙ ТРАНСПОРТИРОВКИ ОТРАБОТАВШЕГО ЯДЕРНОГО ТОПЛИВА. ПОСТАНОВКА ЦЕЛИ И ЗАДАЧИ РАБОТЫ

1.1 Назначение, типы, принципиальная схема и конструктивные элементы металлобетонных контейнеров

Эксплуатация объектов атомной энергетики неизбежно связана с накоплением большого объема отработавшего ядерного топлива (ОЯТ). К концу 90-х годов 20-го века на Ленинградской АЭС скопились тысячи тонн ОЯТ, которые хранятся в бассейнах длительной выдержки. Аналогичная ситуация сложилась и на других АЭС России с реакторами РБМК-1000 (Курской, Смоленской). В Северо-Западном и Дальневосточном регионах страны скопилось большое количество подлежащих утилизации атомных подводных лодок (АПЛ) и надводных кораблей (НК) с атомными энергетическими установками. Сходная ситуация сложилась с хранением и транспортированием ОЯТ атомного ледокольного флота [1].

Возрастание опасности загрязнения окружающей среды вызвало серьезное беспокойство во всем мире, обуславливая проблему обращения с ОЯТ как проблему международного уровня.

В 1995 г. Конструкторское бюро специального машиностроения (ФГУП «КБСМ») совместно с Ленинградской АЭС и ФГУП «РФЯЦ-ВНИИЭФ» предложило новую концепцию обращения с ОЯТ в Российской Федерации на основе «сухого» долговременного хранения и транспортировки ОЯТ в двухцелевых металлобетонных контейнерах [1], [6], [7], [8].

В настоящее время для сухого длительного хранения (не менее 50 лет) и многократной транспортировки ОЯТ реакторов АЭС и транспортных ядерных энергетических установок, а также для хранения твердых радиоактивных отходов (ТРО), разработано семейство транспортно-упаковочных комплектов (ТУК) металлобетонных контейнеров

(МБК) под зарегистрированным товарным знаком «КОКОН-БЛОК» [8]. Назначение ТУК (УКХ) МБК и область их применения представлены в Таблице 1.1 [1].

Таблица 1.1 – Назначение и область применения ТУК (УКХ) МБК [1]

№ п/п	Индекс образца	Назначение и тип реактора	Область применения
1	УКХ-109	Хранение ОЯТ РБМК-1000	Хранение ОЯТ в пристанционных хранилищах Ленинградской, Курской и Смоленской АЭС
	ТУК-109	Транспортирование ОЯТ РБМК-1000	Хранение ОЯТ в хранилищах на ГХК
2	ТУК-108/1	Хранение и транспортирование ОЯТ утилизируемых АПЛ и надводных кораблей ВМФ с ядерными энергетическими установками	Транспортирование ОЯТ из пристанционных хранилищ АЭС на ГХК.
			Транспортирование ОЯТ на ФГУП «ПО «Маяк» на переработку. Временное хранилище ОЯТ на базах ВМФ, предприятиях утилизации АПЛ и НК ВМФ, на базах перевалки ОЯТ, на их площадках (хранилищах) контейнерного хранения ОЯТ. Внутриобъектовая транспортировка и перевозка по территории РФ.
3	ТУК-120	Хранение и транспортирование уран-циркониевого неперерабатываемого ОЯТ ледокольного флота с ядерными энергетическими уста-	Прием чехлов с ОЯТ, выгружаемых из хранилищ ПТБ «Имандра» и ПТБ «Лотта». Транспортирование ОЯТ на хранение в ХОЯТ КТ ЛФ ФГУП «Атомфлот». Долговременное хранение (до 50 лет) ОЯТ в ХОЯТ КТ ЛФ ФГЦП «Атомфлот».
4	УКХ-123	Хранение ОЯТ реактора БН-350	Временное хранение ОЯТ на площадке ТОО «МАЭК-Казатөпром».
	ТУК-123	Транспортирование ОЯТ реактора БН-350	Долговременное хранение (до 50 лет) ОЯТ на площадке «Байкал-1».
5	УКХ-121	Хранение твердых радиоактивных отходов.	Транспортирование ОЯТ с площадки ТОО «МАЭККазатөпром» в хранилище «Байкал-1» НЯЦ РК.
			Хранение твердых радиоактивных отходов, образующихся при разделке ОТВС реакторов РБМК-1000 на пучки ТВЭЛов Ленинградской, Курской и Смоленской АЭС. Хранение отработавших фильтров ФАРТОС-250 и ФАРТОС-500, емкостей для стружки и отработавших фрез.

Принципиально металлобетонный контейнер представляет собой «минихранилище» ОЯТ и является сложной сварной конструкцией (рисунок 1.1), включающей корпус из нескольких концентричных стальных оболочек (внутренней, силовой, наружной) с днищами, крышки с независимыми контурами уплотнения, все полости между оболочками заполнены особопрочным сверхтяжелым бетоном, сверху оболочки объединены комингсом [1].

Три контура герметизации корпуса МБК образуют ряд последовательных барьеров защиты окружающей среды от радиоактивного загрязнения отработавшим ядерным топливом в нормальных и аварийных условиях эксплуатации МБК.

Внутри корпуса МБК устанавливается дистанционирующая решетка, в ячейках которой располагаются отработавшие тепловыделяющие сборки.



Рисунок 1.1 - Принципиальная схема и конструктивные элементы металлобетонного контейнера [1]

Защита МБК от разрушения при аварийных ситуациях обеспечивается демпфирующими элементами, либо встроенными в корпус МБК, либо выполненными в виде защитно-демпирующего кожуха (ЗДК) одеваемого на МБК при транспортировке.

Высокопрочный бетон в конструкции МБК является теплопередающим и экранирующим наполнителем, позволяющим обеспечить необходимый уровень защиты от радиации и снизить металлоемкость изделия, обуславливая экономичность МБК.

Основные силовые элементы МБК – оболочки силового и наружного стакана, крышки, днище и комингс выполняются из листового проката и поковок низколегированной кремнемарганцовистой стали марки 09Г2СА-А, коррозионностойкие элементы – оболочки внутреннего стакана и дистанционирующая решетка изготавливаются из листового проката хромоникелевой коррозионностойкой стали аустенитного класса марки 08(12)Х18Н10Т, в качестве бетонного наполнителя корпуса МБК используется высокопрочный сверхтяжелый бетон с заполнителем в виде отходов металлургического производства (окалины и дроби), который обладает необходимой водородопроводимостью и обеспечивает равномерное распределение плотности по всему объему контейнера.

Антикоррозионная защита наружной поверхности МБК осуществляется комбинированным газотермическим покрытием (ГТКП), представляющим собой сочетание газотермического покрытия на основе алюминия или цинка и нанесенного на него лакокрасочного покрытия.

На внутренних поверхностях МБК из кремнемарганцовистой стали, подвергаемых воздействию агрессивных сред при дезактивации контейнера, выполняется двухслойная антикоррозионная наплавка.

1.2 Анализ условий эксплуатации ТУК МБК и основные требования к сварным соединениям силовых элементов из кремнемарганцовистой стали

Важнейшим требованием, предъявляемым к конструкции МБК загруженного ОЯТ, является обеспечение его ядерной и радиационной безопасности. В соответствии с Российскими правилами и нормами безопасность контейнера должна обеспечиваться за счет последовательной реализации концепции глубоко эшелонированной защиты, основанной на применении системы физических барьеров на пути распространения ионизирующего излучения и радиоактивных веществ в окружающую среду и системы технических и организационных мер по защите барьеров и сохранению их эффективности.

Условия эксплуатации ТУК МБК предусматривают длительное хранение и многократную транспортировку ОЯТ при отрицательных температурах до минус 50 °С, при этом рассматриваются аварийные ситуации включающие падение с высоты 140 м (имитируется бросковыми испытаниями с высоты 9 м на жесткое основание специальной конструкции), опрокидывание и падение на железный штырь.

В связи с этим одним из основных требований по обеспечению ядерной и радиационной безопасности при эксплуатации ТУК МБК является сохранение его герметичности в условиях нормальной эксплуатации и в аварийных ситуациях при отрицательных температурах до минус 50 °С., что в свою очередь определяет высокие требования к трещиностойкости металлоконструкций МБК из низколегированной кремнемарганцовистой стали. Расчетная оценка требований к материалам ТУК МБК по обеспечению сопротивления хрупкому разрушению производится в соответствии с [2].

При выполнении указанной расчетной оценки учитываются нормальные условия эксплуатации, в том числе проведение гидравлических испытаний, нарушение нормальных условий эксплуатации и аварийные ситуации, включающие динамические нагрузки.

На основании расчетной оценки устанавливается взаимосвязь между динамической и статической трещиностойкостью (рисунок 1.2). Это позволяет по номограмме представленной на рисунке 1.3 регламентировать минимальное значение ударной вязкости металлических элементов ТУК МБК из кремнемарганцовистой стали марки 09Г2СА-А на уровне 29,4 Дж/см² для обеспечения требуемой трещиностойкости.

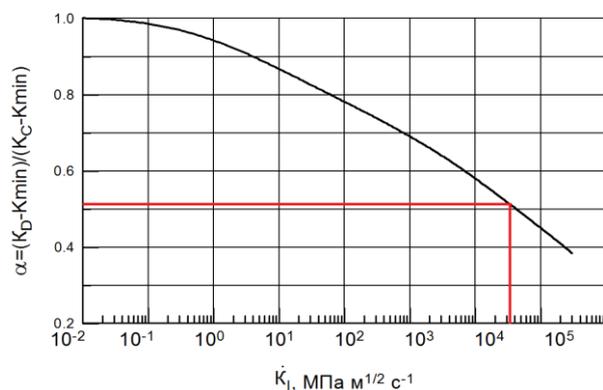


Рисунок 1.2 Зависимость параметра $\alpha = (K_D - K_{\min}) / (K_C - K_{\min})$ от скорости изменения коэффициента интенсивности напряжений K_I [2]

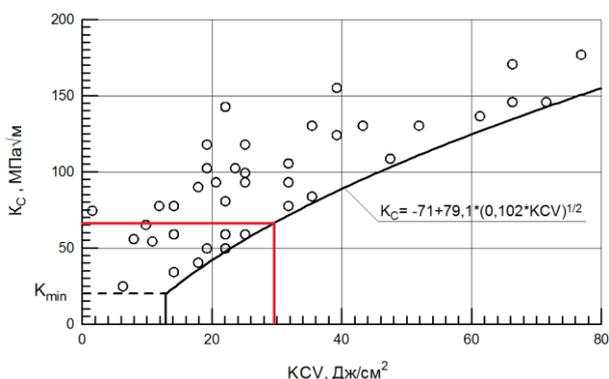


Рисунок 1.3 Взаимосвязь параметров вязкости материала K_C и K_{CV} для сталей перлитного класса и шва с пределом текучести не более 502 МПа [2]

Таким образом, на основании расчетной оценки [2], устанавливается, что условием безопасной эксплуатации ТУК МБК является обеспечение ударной вязкости основного металла, металла шва и зоны термического влияния сварных соединений из кремнемарганцовистой стали не менее 29,4 Дж/см² при температуре минус 50 °С.

1.3 Характеристика и применение кремнемарганцовистых сталей для объектов хладостойкого исполнения

При изготовлении основных силовых элементов сварных металлоконструкций ТУК МБК используется листовой прокат в толщинах 25 мм и поковки в толщинах 350 мм из стали марки 09Г2СА-А, которая, как было показано в 1.2, должна обладать ударной вязкостью K_{CV}^{-50} не менее 29,4 Дж/см².

Необходимо отметить, что при температурах -40 , -60 , -70 °С ударная вязкость традиционных кремнемарганцовистых сталей определяется на образцах с концентратором типа U (Менаже). Это является по сравнению с образцами типа V (Шарпи) менее консервативной и достаточно “мягкой” оценкой сопротивления хрупкому разрушению материала по следующей причине.

При проведении испытания на ударный изгиб на образце с концентратором типа V работа, полностью затрачиваемая на деформацию и разрушение образца, будет в большей степени соответствовать работе затрачиваемой на развитие магистральной трещины, чем при использовании образца с концентратором типа U, так как в последнем случае значительная часть полной работы удара может быть затрачена на зарождение трещины (на упругое и пластическое деформирование образца в основании круглого надреза малой остроты).

Следовательно, испытание на ударный изгиб образца с концентратором типа V в большей степени определяет способность материала тормозить начавшееся разрушение и характеризует надежность материала в случае возникновения в нем острой, например сварочной, трещины [9]. Следует дополнить, что в мировой практике при определении работы удара для сталей различных марок испытания на ударный изгиб производятся на образцах Шарпи с концентратором типа V [10], [11].

Для обеспечения требуемой хладостойкости стали марки 09Г2СА-А был выполнен комплекс научных работ и экспериментальных исследований, в результате которых требование $KCV^{50} \geq 29,4$ Дж/см² достигается рядом технологических мероприятий на стадии выплавки и изготовления полуфабрикатов (поковок в толщинах до 350 мм и листового проката в толщинах от 10 до 80мм), включающих глубокую очистку металла от вредных примесей, ограничение по углероду и азоту, модифицирование стали ванадием и ниобием, а также разработку специальных режимов ковки и термической обработки [4], [5], [12].

Сталь марки 09Г2СА-А относится к группе низколегированных кремнемарганцовистых конструкционных сталей, где наиболее распространенными являются марки 09Г2С, 16ГС, 17ГС, 17Г1С, 10Г2С1 [13].

Основными требованиями к вышеуказанным сталям являются обеспечение необходимой прочности (прежде всего по пределу текучести) и низкого порога хладоломкости, в сочетании с хорошей свариваемостью.

Химический состав низколегированных кремнемарганцовистых сталей представлен в Таблице 1.2, требования к механическим свойствам в Таблице 1.3.

Основными легирующими элементами, наряду с углеродом, в низколегированных кремнемарганцовистых сталях являются марганец и кремний для обеспечения сочетания высоких свойств вязкости и пластичности. Структура перечисленных доэвтектоидных сталей является феррито-перлитной [14]. С увеличением содержания углерода количество перлитной составляющей в структуре увеличивается, твердость и предел прочности повышаются, а вязко-пластические свойства уменьшаются (таблица 1.3).

Близкими по базовому химическому составу к кремнемарганцовистым сталям являются стали марок 15Г2СФ, 14Г2АФ, 16Г2АФ (таблица 1.2), дополнительно микролегированные ванадием в сочетании с повышенным содержанием азота для повышения прочностных и пластических характеристик (таблица 1.3), в частности, за счет использования механизма дисперсионного упрочнения и измельчения зерна феррита.

Необходимо также отметить, что повышение требований по обеспечению высокой прочности (более 600 МПа) в сочетании с хладостойкостью обусловило создание низколегированных высокопрочных трубных сталей категории прочности X80 (K65), X100 (K70), однако их отличие от традиционных трубных малоперлитных кремнемарганцовистых сталей X70(K60), заключается в пониженном содержании углерода и микролегировании сильными карбидообразующими элементами – Nb, V, Ti, а также в повышенном содержании марганца (от 1,6 до 2%) (таблица 1.2) [15].

Использование карбидообразующих элементов в сочетании с термомеханической обработкой позволяет получить высокие прочностные свойства стали при обеспечении высокого сопротивления хрупкому разрушению при отрицательных температурах (таблица 1.3).

В связи с этим, стали категории X80 (K65), X100 (K70), в отличие от традиционных кремнемарганцовистых сталей с ферритно-перлитной структурой, характеризуются феррито-бейнитной и бейнитно-мартенситной структурой соответственно.

Таблица 1.2 - Химический состав низколегированных сталей

Марка стали	НТД/ источник	Содержание элемента, % масс.								
		C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	S	P	Прочие
17Г1С	ГОСТ 19281-89	0,15- 0,20	0,4- 0,6	1,15- 1,60	≤0,3	≤0,3	-	≤0,035	≤0,040	N ≤0,008
17ГС	ГОСТ 19281-89	0,14- 0,20	0,4- 0,6	1,0- 1,4	≤0,3	≤0,3	≤0,3	≤0,035	≤0,035	N ≤0,008
16ГС	ГОСТ 19281-89	0,12- 0,18	0,4- 0,7	0,9- 1,2	≤0,3	≤0,3	-	≤0,035	≤0,035	N ≤0,008
10Г2С1	ГОСТ 19281-89	≤0,12	0,8- 1,1	1,30- 1,65	≤0,3	≤0,3	≤0,3	≤0,035	≤0,035	N ≤0,008
09Г2С	ГОСТ 19281-89	≤0,12	0,5- 0,8	1,3- 1,7	≤0,3	≤0,3	0,15- 0,30	≤0,035	≤0,035	N ≤0,008
09Г2СА-А	ТУ05764417- 064-97 (поковки до 350 мм)	≤0,10	0,5- 0,7	1,3- 1,5	≤0,25	≤0,30	≤0,25	≤0,008	≤0,010	Nb0,05-0,10 V 0,05-0,10 Ti0,003-0,01 Al 0,01-0,03 Mo 0,30 -0,45
	ТУ 0900-004- 05764417-99 (листы 10- 160 мм)	≤0,09	0,5- 0,7	1,3- 1,5	≤0,25	≤0,30	≤0,25	≤0,008	≤0,010	Nb0,05-0,10 V 0,05-0,10 Ti0,003-0,01 Al 0,01-0,03 Mo 0,30 -0,45
15Г2СФ	ГОСТ 19281-89	0,12- 0,18	0,4- 0,7	1,3- 1,7	≤0,3	≤0,3	≤0,3	≤0,035	≤0,035	N ≤0,008 V 0,05-0,10
16Г2АФ	ГОС 19281-89	0,14- 0,20	0,3- 0,6	1,3- 1,7	≤0,4	≤0,3	≤0,3	≤0,035	≤0,035	N 0,015-0,025 V 0,08-0,14
14Г2АФ (Х60, К55)	ГОСТ 19281-89	0,12- 0,18	0,3- 0,6	1,2- 1,6	≤0,4	≤0,3	≤0,3	≤0,035	≤0,035	N0,015-0,025 V 0,07-0,12
Х70 (К60)	ТУ 14-105- 644-2000	0,08- 0,12	0,15- 0,35	1,6- 1,8	≤0,3	≤0,3	-	≤0,01	≤0,02	Nb0,02-0,04 V0,05-0,12 Ti0,01-0,035 Al0,02-0,05 Мон.б.0,30
	DNV Dilinger (Германия)	0,07	0,115	1,65	0,029	0,23	0,21	0,006	0,009	Nb ≤0,038 V ≤0,003 N ≤0,004 Mo ≤0,03
Х80 (К65)	ТТ Газпром 2007 (ТУ на ГП Бованенково- Ухта)	≤0,10	≤0,45	≤1,85	Не регл.	Не регл.	Не регл.	0,004	0,015	Nb ≤0,1 V ≤0,1 N ≤0,008 Mo ≤0,5
	ОАО «Северсталь»	0,05- 0,06	0,12- 0,19	1,81- 1,84	-	-	0,15	0,003- 0,004	0,006- 0,007	Ti0,011-0,020 Al 0,036-0,038 N 0,007-0,009
	API 5L	≤0,22	Не регл.	≤1,85	Не регл.	Не регл.	Не регл.	≤0,015	≤0,025	Nb+V+Ti ≤0,15
	JFE (Japan)	0,04	0,29	1,78	0,03	0,11	0,18	0,002	0,01	Nb ≤0,04 V ≤0,02 N ≤0,0035 Mo ≤0,16
Х100 (К70)	API 5L	0,07	Не регл.	1,90	-	0,25	0,25	≤0,015	≤0,025	Nb ≤0,05 Ti ≤0,02 Mo ≤0,30
	Nippon Steel (Japan)	0,03	0,20	1,96	0,43	0,48	0,47	0,002	0,005	Nb ≤0,04 V ≤0,06 Ti ≤0,01

Таблица 1.3 – Механические свойства низколегированных сталей

Марка стали/	НТД/ источник	Класс прочно-сти	Толщи-на, мм	σ_B , МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	$\delta/(\psi)$, %	Ударная вязкость, Дж/см ²		
							KCV ⁺²⁰ (KCV ⁰)	KCV ⁻⁴⁰ (KCV ⁻²⁰)	KCV ⁻⁷⁰
							Не менее		
09Г2С	ГОСТ 19281-89	265	20-160	430	265	21	59	34	29
16ГС	ГОСТ 19281-89	265	20-160	430	265	21	59	29	24
09Г2С 16ГС	ГОСТ 19281-89	295	20-32	430	295	21	56	29	24
10Г2С1	ГОСТ 19281-89	295	32-100	430	295	21	56	29	24
16ГС	ГОСТ 19281-89	315	20-32	450	315	21	59	29	24
09Г2С* 10Г2С1	ГОСТ 19281-89	315	20-60	450	315	21	59	29	24
09Г2С 17ГС	ГОСТ 19281-89	325	10-20	450	325	21	59	34	29
10Г2С1	ГОСТ 19281-89	325	20-60	450	325	21	59	29	24
09Г2С	ГОСТ 19281-89	345	5-10	490	355	21	64	39	34
10Г2С1	ГОСТ 19281-89	345	10-20	490	355	21	(40)	29 (40)	29
09Г2С*	ГОСТ 19281-89	375	10-32	510	375	20	-	39	29
09Г2СА-А	ТУ 05764417-064-97 (поковка)	430	до 350	430	245-430	19 /(42)	KCV ⁺²⁰ 49	KCV ⁻⁴⁰ 29	KCV ⁻⁵⁰ 29
	ТУ 0900-004-05764417-99 (листы)	430	10-160	430	245-370	21 /(42)	KCV ⁺²⁰ 59	KCV ⁻⁴⁰ 29	KCV ⁻⁵⁰ 29
14Г2АФ 17ГС1**	ГОСТ 19281-89	375	32-50	510	375	20	-	39	29
15Г2СФ 10Г2С1**	ГОСТ 19281-89	390	10-32	510	390	19	(40)	39 (40)	29
16Г2АФ	ГОСТ 19281-89	390	32-50	510	390	19	(40)	39 (40)	29
16Г2АФ	ГОСТ 19281-89	440	32	590	440	19	-	39	29
X70 (K60)	API 5L (PSL 2)	K60	-	570	485	18	KV ⁰ 40 Дж	-	-
X80 (K65)	API 5L (PSL 2)	K65	-	621-686	555	18	KV ⁰ 40 Дж	-	-
	ТТ АО «Газ-пром»	K65	-	621	552	18	KCV ⁺²⁰ 108	-	KCV ⁻⁶⁰ 49
X100	API 5L (PSL 2)	K75	-	690	760	18	-	-	-

*- регламентируемая или контролируемая прокатка или ускоренное охлаждение

**- закалка плюс отпуск

Низколегированные кремнемарганцовистые конструкционные стали с феррито-перлитной структурой, нашли широкое применение для различных деталей и элементов ответственных сварных металлоконструкций, в том числе для хладостойкого исполнения [16].

В соответствии с [17] при изготовлении несущих элементов конструкций, в том числе подносов и кронштейнов рабочих площадей, подвесов кабин и траверс, применяемых при температуре эксплуатации до минус 40°C, могут использоваться кремнемарганцовистые стали марок: 09Г2С, 16ГС, 12Г2С в сортаменте – листовой, фасонный, сортовой прокат, а также трубы бесшовные, горячедеформированные.

Основной металл указанных конструкций применяется при обеспечении значений ударной вязкости КСУ при минус 40°C на образцах тип 1 по ГОСТ 9454-78 не менее 29 Дж/см², на образцах тип 3 не менее 34 Дж/см².

Сталь марки 09Г2С (категории 15, с уровнем предела прочности 440 Н/мм) может применяться для изготовления несущих элементов конструкций и пр., с температурой эксплуатации до минус 65°C при обеспечении ударной вязкости КСУ не менее 29 Дж/см² при температуре минус 70 °С для толщины листового проката свыше 10 до 32 мм, и не менее 34 Дж/см² при температуре минус 70 °С для толщины листового проката от 5 до 10 мм.

На основании требований [18] металл деталей фланцевых соединений из кремнемарганцовистых сталей трубопроводов, проложенных на открытом воздухе, в грунте, каналах или необогреваемых помещениях подвергается испытаниям на ударную вязкость. В зависимости от температуры металла при эксплуатации испытания на ударный изгиб могут быть назначены при температурах -20, -40 и -60 °С. Нормативные значения КСУ при этом устанавливаются не ниже 30 Дж/см². Испытания на ударный изгиб могут назначаться и на образцах с концентратором типа V при температурах 20, 0, и -20°C с нормативным значением КСV не менее 25 Дж/см².

Требования [19] допускают изготовление сварных сосудов и аппаратов для опасных производственных объектов из кремнемарганцовистых сталей марок 16ГС, 09Г2С, 10Г2С1 категории 3 при средней температуре воздуха наиболее холодной пятидневки от минус 31 °С до минус 40 °С. При понижении средней температуры воздуха от минус 41 °С до минус 60 °С сталь марки 16ГС исключается из перечня, требование к категории

стали марок 09Г2С, 10Г2С1 повышается до категории 8 при соответствующем понижении температуры испытаний КСУ.

В соответствии с [20] сталь 09Г2С используется для изготовления отводов, устанавливаемых на трубопроводах для атомных и тепловых электростанций в районах с расчетной температурой наружного воздуха ниже минус 30 °С. В связи с этим к трубам из стали 09Г2С предъявляется требование по обеспечению ударной вязкости $K_{CU}^{-60} \geq 30 \text{ Дж/см}^2$.

Из анализа рассмотренных характеристик и свойств низколегированных кремнемарганцовистых сталей, а также условий их применения для объектов хладостойкого исполнения и низкотемпературной эксплуатации следует, что в зависимости от НТД к традиционным кремнемарганцовистым сталям могут предъявляться требования по обеспечению ударной вязкости KCV (на образцах типа Шарпи) от 25 до 40 Дж/см² при температуре не ниже -20 °С, тогда как материалы ТУК МБК должны обладать ударной вязкостью $K_{CV} \geq 29,4 \text{ Дж/см}^2$ при -50 °С.

Таким образом, к основному металлу сварных металлоконструкций контейнеров ТУК МБК для ОЯТ из стали марки 09Г2СА-А предъявляются более высокие требования по обеспечению высокого сопротивления хрупкому разрушению при отрицательных температурах, чем к традиционным низколегированным кремнемарганцовистым конструкционным сталям.

Следовательно, решение вопроса обеспечения хладостойкости металла сварных соединений из стали марки 09Г2СА-А будет обуславливать особый подход и специфику при разработке технологии сварки указанной стали, наряду с общими принципами и особенностями выполнения сварных соединений из традиционных кремнемарганцовистых сталей.

1.4 Сварочные материалы и особенности сварки кремнемарганцовистых сталей

Свариваемость низколегированных кремнемарганцовистых сталей обычно оценивается по эквивалентному содержанию углерода $C_{\text{экв}}$, расчет которого в соответствии с п.4.3 [21] производится по формуле:

$$C_{\text{э}} = C + Mn/6 + Si/24 + Cr/5 + Ni/40 + Cu/13 + V/14 + P/2 \quad (1.1)$$

В соответствии с рекомендациями международного института сварки [16], [22] расчет углеродного эквивалента для низколегированных сталей может производиться по формуле:

$$CE = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15 \quad (1.2)$$

Американское общество сварщиков (AWS) рекомендует [23] использование для сварки конструкционных сталей формулу:

$$CE = C + (Mn + Si)/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15 \quad (1.3)$$

В зависимости от содержания углерода и легирующих элементов низколегированные кремнемарганцовистые стали могут иметь следующую градацию по свариваемости:

- стали свариваемые без ограничений при значении углеродного эквивалента $C_{\text{э}} \leq 0,25\%$;
- стали с хорошей или удовлетворительной свариваемостью при значении углеродного эквивалента в пределах $0,25 < C_{\text{э}} \leq 0,35\%$;
- в более редких случаях стали могут являться ограниченно свариваемым, при значении углеродного эквивалента в пределах $0,35 < C_{\text{э}} \leq 0,45\%$.

В большинстве случаев сталь марки 09Г2СА-А относится к сталям с хорошей или удовлетворительной свариваемостью.

Однако, известно [16], [24], [25], что малоуглеродистые низколегированные, в том числе, кремнемарганцовистые стали обладают малой стойкостью к перегреву. Поэтому в зоне перегрева характерно формирование крупнозернистой структуры, где балл зерна может достигать номера 1 по ГОСТ 5639. При этом из данных приведенных источников следует, что с понижением температуры испытаний ударная вязкость металла ЗТВ значительно снижается.

Также снижение ударной вязкости при пониженной температуре может проявляться в низколегированных низкоуглеродистых сталях на участке частичной перекристаллизации в ЗТВ, который в процессе сварочного нагрева пребывает в интервале температур от A_{c1} до A_{c3} (примерно 725-900 °С) [16]. Для данного участка может быть характерно наличие как мелких перекристаллизованных зерен, так и крупных не перекристаллизовавшихся, в сочетании с неравномерно распределенными вторичными фазами, например перлитом.

Кроме того, известно, что на участке нагреваемом в процессе сварки до температур 450-200 °С [26], [16] (в некоторых источниках 350-200 °С [27] и 300-100 °С [24], на так называемом участке термомодеформационного старения или «синеломкости», в ЗТВ сварных соединений из низколегированных сталей может проявляться склонность к охрупчиванию, особенно с понижением температуры испытания на ударный изгиб.

Снижение сопротивления к хрупкому разрушению связывают с процессами старения, сопровождаемого предвыделением карбидов и нитридов, которое наиболее сильно проявляется в сталях с повышенным содержанием растворенных газов.

Поэтому одна из основных задач при разработке технологии сварки сводится к обеспечению наименьшего снижения свойств на вышеуказанных участках зоны термического влияния сварных соединений.

При изготовлении сварных металлоконструкций из низколегированных кремнемарганцовистых сталей, широко применяют различные способы сварки: ручную дуговую сварку покрытыми электродами, ручную аргонодуговую сварку неплавящимся электродом с присадкой, механизированную дуговую сварку в смеси защитных газов и в CO_2 , автоматическую дуговую сварку под флюсом.

Способ сварки, как правило, определяется с учетом толщины свариваемой конструкции, конфигурации и протяженности сварных швов, пространственным положением при сварке и экономической целесообразностью.

В зависимости от назначения сварной металлоконструкции, требований к ее эксплуатационным и механическим характеристикам, а также от способа сварки осуществляется выбор и использование сварочных материалов.

В таблице 1.4 приведены рекомендуемые [28] сварочные материалы для изготовления ответственных несущих конструкций грузоподъемных кранов из низколегированных кремнемарганцовистых сталей различными способами сварки.

Таблица 1.4 – сварочные материалы для сварки металлоконструкций при изготовлении, ремонте и реконструкции грузоподъемных кранов

Область применения	Электроды		Марка флюса	Марка сварочной проволоки для сварки	
	Тип	Марка		под флюсом	в среде защитного газа
1	2	3	4	5	6
Расчетная температура до минус 40°С					
Для сварки несущих конструкций из низколегированных сталей	Э50А	УОНИ-13/55	АН-47	Св-08ГА	Св-08Г2С
	Э50А	АНО-10	АН-47	Св-10Г2	Св-09Г2СЦ
	Э50А	АНО-11	АН-65	Св-10Г2	ПП-АН4
	Э50А	АНО-30	АН-60	Св-10Г2	ПП-АН9
			АНЦ-1	Св-08ГА	АП-АН4
			АН-348А	Св-07ГА	
			ОСЦ-45	Св-08ГА	
Расчетная температура до минус 65°С					
Для сварки несущих конструкций из низколегированных сталей	Э50А	УОНИ-13/55	АН-47	Св-08МХ	Св-08Г2С
	Э50А	АНО-25	АН-47	Св-08ХМ	Св-09Г2СЦ
			АН-65	Св-08ХМ	ПП-АН4
			АН-65	Св-08МХ	ПП-АН9
			АН-65	Св-08ГНМ	

В соответствии с требованиями [28] сварочные материалы, применяемые для сварки несущих конструкций грузоподъемных кранов, должны обеспечивать механические свойства металла шва и сварного соединения (предел прочности, предел текучести, относительное удлинение, угол изгиба, ударную вязкость) не ниже нижнего предела механических свойств основного металла, установленного для данной марки стали Государственным стандартом или Техническими условиями.

Следовательно, к сварочным материалам представленным в таблице 1.4 также, как и к основному металлу, предъявляются требования по обеспечению ударной вязкости на образцах с концентратором типа V при температурах не ниже минус 20 °С, а при более низких температурах ударная вязкость оценивается на образцах с концентратором типа U.

Подтверждением данного вывода также являются требования следующей нормативной и руководящей документации [29], [30], [31].

В соответствии с [29] ударная вязкость KCV сварных соединений магистральных нефтепроводов должна составлять не менее $34,4 \text{ Дж/см}^2$ при температуре испытаний минус $20 \text{ }^\circ\text{C}$, если отсутствуют специальные требования к вязкопластическим свойствам сварных соединений.

Согласно [30] в случае применения при сварке сосудов сварочных материалов предназначенных для работы при температурах ниже минус $20 \text{ }^\circ\text{C}$, значения ударной вязкости сварного соединения KCU должны составлять не менее 50 Дж/см^2 при температуре $+20^\circ\text{C}$ и не менее 30 Дж/см^2 при минимальной рабочей температуре сосуда.

В [31] указано, что сварочные материалы следует выбирать в зависимости от условий применения металлоконструкции, с учетом требований проекта и средней температуры окружающего воздуха наиболее холодной пятидневки. При этом в случае сварки сосудов, предназначенных для работы при температурах ниже минус $20 \text{ }^\circ\text{C}$, значение ударной вязкости сварного соединения KCU должно составлять не менее 30 Дж/см^2 , а KCV не менее 20 Дж/см^2 .

Также необходимо отметить ряд следующих особенностей сварки кремнемарганцовистых сталей при изготовлении сварных металлоконструкций, предназначенных для эксплуатации при отрицательных температурах.

В [28] указано, что при полуавтоматической сварке в углекислом газе проволокой диаметром $1,0 \dots 1,4 \text{ мм}$ обеспечиваются более высокие свойства металла шва и сварного соединения, а при сварке проволокой диаметром более $1,6 \text{ мм}$ снижается ударная вязкость металла шва за счет формирования более грубой структуры и образования большого объема неметаллических включений.

В соответствии с [30] при понижении температуры эксплуатации до минус $40 \text{ }^\circ\text{C}$ вводится ограничение по толщине свариваемой металлоконструкции (не более 24 мм) или устанавливается требование по необходимости выполнения многопроходной сварки.

Согласно [30] при необходимости обеспечения $KCU^{-60} \geq 30 \text{ Дж/см}^2$ сварка кремнемарганцовистых сталей должна выполняться сварочными проволоками легированными никелем и молибденом, никелем и алюминием, молибденом и хромом.

В случае же понижения температуры эксплуатации до минус $70 \text{ }^\circ\text{C}$ сварные металлоконструкции из кремнемарганцовистых сталей должны выполняться сварочной

проволокой марки Св-08ГА с обязательным условием проведения нормализации и отпуски сварных соединений.

Следует обратить внимание, что сварные соединения, подвергаемые нормализации, не выполняются более легированными композициями сварочных материалов.

В соответствии с [29] регламентируются типы, марки и производители сварочного оборудования, что связано с необходимостью выполнения сварочных работ на высоком уровне качества, где особое значение имеет стабильность и обеспечение сочетания оптимальных параметров режима сварки.

Кроме того, в [29] предъявляется требование выполнения не просто многослойной сварки, а регламентируется минимальное количество выполняемых слоев металла шва. При этом значение сварочного тока ограничивается значением 170 А для ручной электродуговой сварки покрытыми электродами диаметром 4 мм, при полуавтоматической и автоматической сварке в смеси защитных газов регламентируется напряжение на дуге в пределах $19 \div 23$ В, а при автоматической дуговой сварке под флюсом корневого шва термически упрочненных труб устанавливается ограничение погонной энергии на уровне 2,3 кДж/мм.

Таким образом, на основании анализа данных изложенных в текущем подразделе можно сделать следующие выводы.

Задача обеспечения $KCV^{-50} \geq 29,4$ Дж/см² сварных соединений ТУК МБК из стали марки 09Г2СА-А является сложной научно-технической задачей, так как обусловлена структурным фактором снижения хладостойкости на участках перегрева, неполной перекристаллизации и термомодеформационного старения зоны термического влияния, характерного для кремнемарганцовистых сталей.

К металлу шва и сварным соединениям ТУК МБК предъявляются более высокие требования по обеспечению хладостойкости по сравнению с традиционными кремнемарганцовистыми сталями.

Анализ нормативной и научно-технической литературы показал отсутствие в промышленности технологии и опыта изготовления сварных металлоконструкций с использованием крупногабаритных поковок из стали марки 09Г2СА-А в толщинах до 350 мм с обеспечением требуемой хладостойкости металла шва и ЗТВ сварных соединений при температуре минус 50 °С.

1.5 Общие принципы обеспечения хладостойкости металла низколегированного шва

1.5.1 Химический состав, как фактор формирования хладостойкой структуры металла шва

Система легирующих элементов сварочных материалов и параметры термического цикла сварки определяют кинетику распада переохлажденного аустенита, что в свою очередь оказывает непосредственное влияние на структурный и фазовый состав, а также на морфологические особенности микроструктуры металла шва, выполненного низколегированными сварочными материалами.

На рисунке 1.4 [32] схематично представлено, что в зависимости от температуры и времени охлаждения (скорости охлаждения) структура низколегированного металла шва может содержать в различном количественном соотношении феррит пограничный (доэвтектоидный, аллотриоморфный), боковой пластинчатый (видманштеттов) и игольчатый, кроме того распад переохлажденного аустенита в промежуточной области приводит к формированию структуры бейнитного типа.

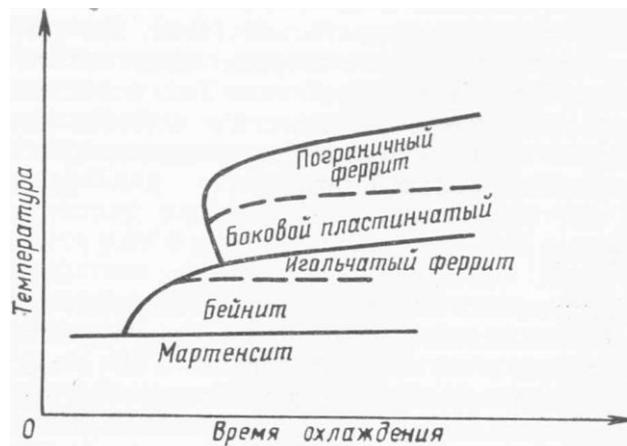


Рисунок 1.4 - Схематическая диаграмма превращения аустенита при охлаждении низкоуглеродистого низколегированного металла шва [32]

Исследование структурных составляющих металла шва является важным средством прогнозирования его свойств, при этом превращение аустенита в промежуточной области и последующее охлаждение до комнатной температуры способствует формированию сложных агрегатов и дисперсных структурных составляющих, идентификация которых не всегда является однозначной [32], [33].

Основные трудности в классификации микроструктурных составляющих связаны с разнообразием форм феррита при непрерывном анизотермическом охлаждении металла шва.

Общепринятой [32], [33], [34], [35] является следующая последовательность полиморфного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения в низколегированном металле шва: превращение начинается с образования пограничного доэвтектоидного феррита, который возникает по границам аустенитных кристаллитов в диапазоне температур 1000..750 °С по диффузионному механизму;

в случае продолжения развития пограничного доэвтектоидного феррита при температуре 750..650 °С происходит образование боковых пластин, которые могут прорасти внутрь области распадающегося аустенита;

в случае торможения процесса образования и роста боковых пластин при 600 °С образуется внутризеренный мелкозернистый или игольчатый феррит;

процесс формирования игольчатого феррита в большинстве случаев заканчивается при температуре 500 °С, при дальнейшем понижении температуры происходит процесс формирования бейнита.

Из многочисленных литературных данных отечественных и зарубежных исследователей известно, что наиболее благоприятной, с точки зрения обеспечения высокой хладостойкости низколегированного металла шва, является структура игольчатого феррита.

Так в работе [36] была получена зависимость, представленная на рисунке 1.5, из которой следует, что с увеличением в структуре металла шва количества игольчатого феррита происходит повышение хладостойкости и снижение температуры хрупкости.

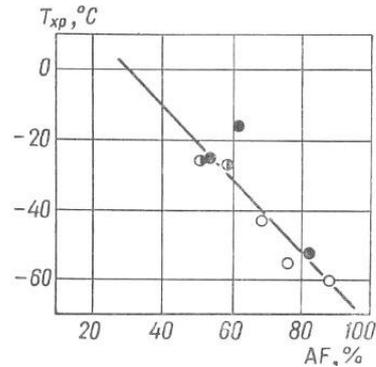


Рисунок 1.5 – Зависимость между долей игольчатого феррита (AF) и температурой (Т_{кр}) перехода в хрупкое состояние металла шва [36]

В работе [32] представлены зависимости предела текучести, ударной вязкости при минус 20 °С и твердости металла шва от процентного содержания игольчатого феррита в микроструктуре (рисунок.1.6). Показано, что указанные характеристики также возрастают с увеличением содержания игольчатого феррита в структуре металла шва.

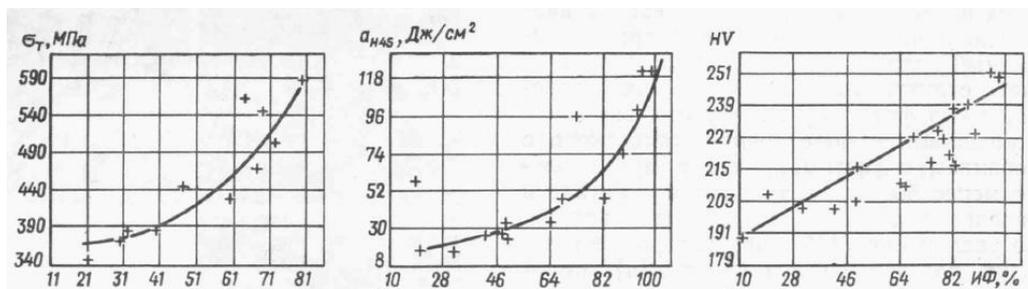


Рисунок 1.6 – Влияние игольчатого феррита на предел текучести (а), ударную вязкость (б) и твердость (в) металла шва [32]

Сочетание высоких прочностных и вязко-пластических свойств игольчатого феррита обусловлено дисперсностью его структуры, а также высоким углом разориентации ферритных иголок, что способствует торможению трещины и требует большой энергии разрушения металла [37].

При этом наличие в структуре металла шва избыточного количества полигонального феррита или верхнего бейнита, напротив, может способствовать снижению сопротивления хрупкому разрушению, так как в первом случае в грубых ферритных зернах трещина легко развивается по прямой, пока не изменяет своего направления от границы зерна, во втором случае границы между рейками, сформированными в пакеты, являются малоугловыми, что препятствует движению дислокаций, но не мешает распространению трещины [32], [37].

В связи с изложенным необходимо рассмотреть условия и факторы, влияющие на формирования хладостойкой структуры низколегированного металла шва.

Одним из основных факторов, который определяет микроструктуру металла шва, является химический состав сварочного материала. В низколегированных сварочных материалах, в зависимости от эксплуатационных требований к сварной металлоконструкции, основными легирующими элементами могут являться углерод, марганец, никель, кремний, молибден, хром, также могут присутствовать в качестве микролегирующих и модифицирующих элементов алюминий, медь, титан, бор, ванадий, ниобий и др..

Углерод. Известно [38], что феррит высокой чистоты, содержащий не более 10^{-6} % углерода и азота и менее 10^{-3} % кислорода обладает высокой ударной вязкостью (образцы типа Шарпи при минус 60 °С не разрушаются) и очень низкой прочностью ~30МПа. При наличии углерода, образующего с ферритом твердые растворы внедрения, происходит искажение кристаллической решетки, в результате чего увеличиваются напряжения трения решетки и создаются препятствия движению дислокаций. Помимо этого, в зависимости от химического состава легирующей композиции, углерод способствует формированию карбидной фазы, а также влияет на количество перлитной составляющей в структуре металла, что в итоге повышает прочность стали с одновременным увеличением ее склонности к хрупкому разрушению.

В работе [39] показано, что повышение содержания углерода в стали с 0,08% до 0,20% может привести к снижению более чем в три раза ударной вязкости $KCU^{-60^{\circ}C}$.

Следует учитывать, что влияние углерода на ударную вязкость при отрицательных температурах в еще большей степени будет проявляться в околошовной зоне под воздействием термомодеформационного цикла сварки, по сравнению с основным металлом сварного соединения (рисунок 1.8 [40]).

Тенденции понижения работы удара при увеличении содержания углерода были получены в работе [1.5.22] и для металла шва сварного соединения (рисунок 1.8).

Необходимо отметить, что на рисунке 1.8 помимо снижения значений работы удара возрастает разброс результатов испытаний на ударный изгиб, и при содержании углерода в металле шва 0,17-0,19% могут быть получены предельно малые значения близкие к нулю.

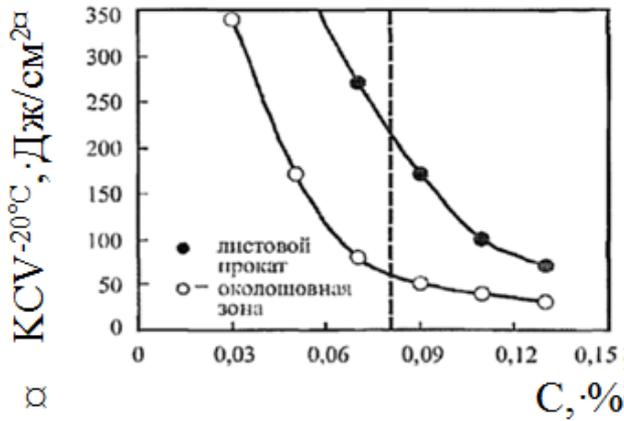


Рисунок 1.7 – Влияние содержания углерода на ударную вязкость металла листового проката и металла околошовной зоны низколегированной стали [40]

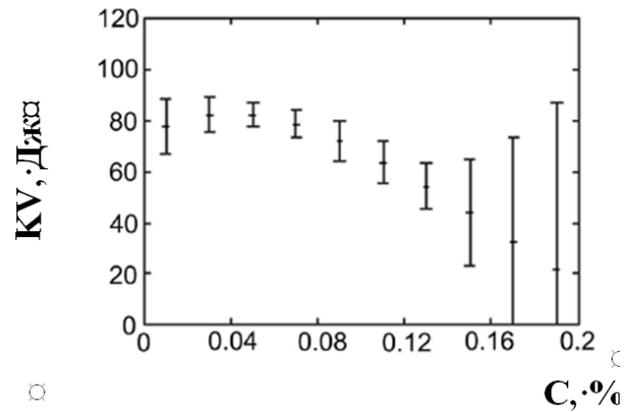


Рисунок 1.8 – Влияние содержания углерода на работу удара металла высокопрочного шва при температуре минус 60 °С [41]

В связи с изложенным, целесообразно ограничивать содержание углерода в основном металле и сварочных материалах при сварке металлоконструкций для низкотемпературной эксплуатации. Однако, в работах [40], [42] указано, что одного снижения содержания углерода недостаточно, так как на практике низкоуглеродистые материалы не гарантируют эксплуатационной надежности деталей при отрицательных климатических температурах, вследствие малой работы развития трещины.

Легирующие элементы в разной степени оказывают влияние на вязкость феррита, для каждого элемента характерны свои оптимальные значения, обеспечивающие требуемые показатели свойств [43].

Помимо этого, необходимо учитывать, что комплексное воздействие легирующих элементов позволяет повысить положительный эффект их применения по сравнению с эффектом от каждого элемента в отдельности, а также обеспечить универсальность использования основных и сварочных материалов.

Марганец. Влияние марганца на микроструктуру и хладостойкость металла шва сварных соединений из низколегированных сталей в значительной степени зависит от его процентного содержания, способа и технологии сварки.

Марганец, являясь эффективным элементом-аустенизатором и карбидообразующим элементом, одновременно находится в твердом растворе и присутствует в виде карбидов марганца Mn_3C или двойного карбида $Mn_3C \cdot Fe_3C$. Следовательно, марганец оказывает влияние одновременно на феррит, искажая его кристаллическую решетку и

упрочняя его, а также на перлит или на карбидную фазу, путем повышения устойчивости переохлажденного аустенита с соответствующим увеличением дисперсности карбидов и измельчением структуры [39], [44], [45].

В работе [44] была получена зависимость, представленная на рисунке 1.9 а, из которой следует, что с увеличением содержания марганца в металле низколегированного шва от 0,5 % до 2,0% в микроструктуре происходит значительное уменьшение количества доэвтектоидного полигонального феррита, при этом резко возрастает содержание игольчатого феррита и незначительно уменьшается содержание феррита с неупорядоченной второй фазой.

Однако, несмотря на то, что количество игольчатого феррита в структуре металла шва увеличивается при повышении содержания марганца до 2%, оптимальные значения ударной вязкости при различных температурах в работе [44] были достигнуты при его содержании $1,35 \div 1,5\%$ (рисунок 1.9 б).

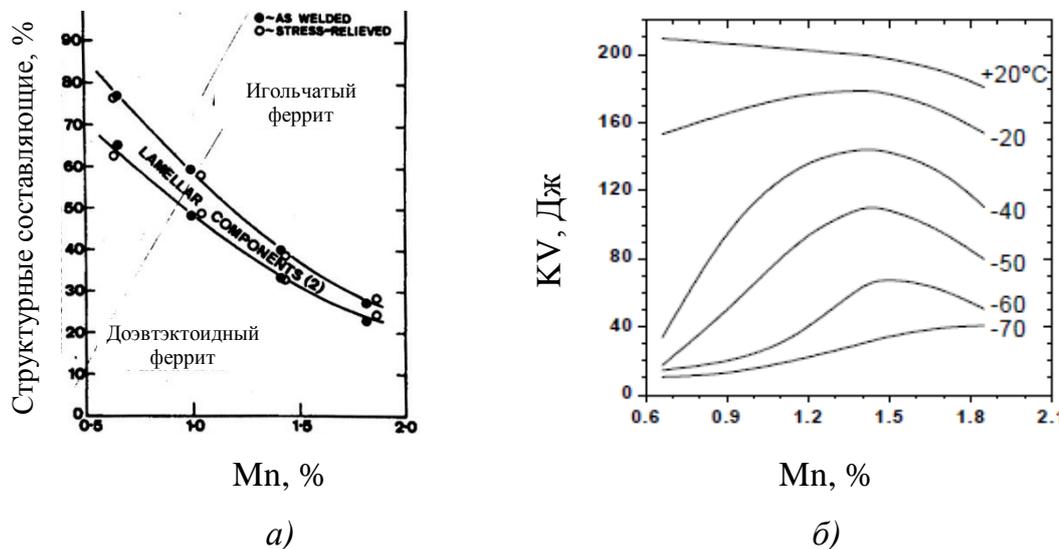


Рисунок 1.9 – Влияние марганца на структурные составляющие (а) и на ударную вязкость (б) металла низколегированного шва при ручной дуговой сварке покрытыми электродами [44]

Результаты исследований ударной вязкости в зависимости от содержания марганца, полученные в работе [45] для металла шва, выполненного автоматической сваркой под флюсом, отличаются от результатов предыдущей работы [44].

Так, в работе [4] максимальные значения ударной вязкости при комнатной и отрицательных температурах были получены при содержании марганца в металле шва в

количестве 1 %, а при содержании марганца свыше 1,5 % ударная вязкость резко понижается. При этом отмечается, что марганец в количествах свыше 1,5% способствует образованию измельченных карбидных частиц неправильной формы с острыми краями, усиливается дендритная неоднородность по углероду, фосфору и сере, а при содержании марганца свыше 2% в структуре металла шва присутствует остаточный аустенит.

Указанные отличия в результатах работ [44] и [45] свидетельствуют о том, что оптимальное содержание марганца, не является постоянной, фиксированной величиной для обеспечения высокой хладостойкости металла шва при различных способах сварки.

Тем не менее, в работе [46] подводится общий итог, что для превращения переохлажденного аустенита в игольчатый феррит необходимое содержание марганца в теле кристаллита должно составлять не менее 1%. В противном случае, при содержании марганца 0,6-0,7 %, в структуре металла шва будет преобладать полигональный феррит, что приводит к резкому снижению его сопротивления хрупкому разрушению при отрицательных температурах.

Никель. Наиболее эффективный элемент-аустенизатор, который понижает критические температуры начала и конца полиморфного превращения, повышая тем самым устойчивость аустенита и подавляет его распад по диффузионному механизму. Никель упрочняет феррит, при этом он ослабляет взаимодействие дислокаций с атомами внедрения и сопротивление кристаллической решетки движению свободных дислокаций, что в результате приводит к повышению характеристик пластичности и трещиностойкости металла [38]. Однако, данные о влиянии процентного содержания никеля на хладостойкость металла шва в различных работах имеют ряд отличий.

В работе [46] показано, что при дополнительном легировании металла шва никелем в количестве от 1 до 2% характер его микроструктуры значительно изменяется.

Измельчаются размеры исходных аустенитных зерен, зернограничного феррита и внутризеренного игольчатого феррита. При содержании никеля ~1% ликвация кремния и марганца ослабляется, структура металла шва характеризуется равномерным распределением игольчатого феррита как в пограничных, так и в центральных участках бывшего аустенитного зерна.

При увеличении содержания никеля до 2% интенсифицируются процессы дендритной ликвации кремния и марганца, причем направление ликваций изменяется на

противоположное – кремний ликвидирует в центральную зону бывшего аустенитного зерна, а марганец и сам никель обогащают пограничные участки кристаллитов.

В результате металл шва характеризуется структурной неоднородностью, которая проявляется в формировании в микроструктуре центральных участков кристаллитов крупных зерен полигонального феррита, неоднородных по форме и размеру, что в итоге приводит к низкой хладостойкости металла шва.

По полученным в работе [46] результатам делается вывод, что для обеспечения однородной мелкодисперсной хладостойкой микроструктуры металла шва целесообразно не превышать содержания никеля более 1%.

В работе [45] установлено, что повышению ударной вязкости при отрицательных температурах способствует содержание никеля в количестве 1,5-2,0 % в металле шва при автоматической дуговой сварке под флюсом. Вторичная структура металла шва имеет при этом мелкодисперсное игольчатое строение ферритной фазы и мелкие цементитные частицы округлой формы.

Повышение содержания никеля свыше 2% приводит к снижению ударной вязкости металла шва. В связи с этим автор работы [45] отмечает резкое увеличение размеров столбчатых кристаллитов в структуре металла шва, что способствует усилению дендритной неоднородности по углероду, фосфору и сере, а также наблюдается увеличение относительного количества карбидосодержащей фазы и повышается склонность к горячим трещинам.

В работе [47] показано, что влияние содержания никеля на хладостойкость металла шва имеет тесную взаимосвязь с содержанием марганца. Так у металла шва с минимальным содержанием марганца 0,65% хладостойкость возрастает при последовательным увеличением содержания никеля до 3,5% (рисунок 1. 10).

Однако, при содержании марганца в металле шва от 1,5 до 1,8 %, его хладостойкость значительно ухудшается при повышенных концентрациях никеля 2,25-3,5%, тогда как металл шва без никеля и с никелем не более 1% сохраняет высокую хладостойкость (рисунок 1.10).

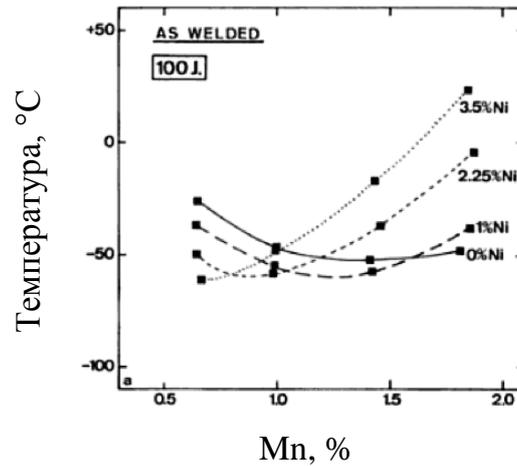


Рисунок 1.10 – Влияние содержания никеля на хладостойкость низколегированных сварных швов при ручной дуговой сварке покрытыми электродами [47].

Авторы работы [47] по полученным результатам дают следующее пояснение. Увеличение содержания никеля в металле шва при малом количестве марганца способствует увеличению количества игольчатого феррита, при этом возрастает дисперсность игольчатого феррита и феррита с упорядоченной второй фазой, а количество доэвтектоидного феррита снижается.

При одновременно высоком содержании никеля и марганца достигается максимальное содержание игольчатого феррита. Однако, в структуре металла шва появляются мартенситные участки, между кристаллами игольчатого феррита увеличивается количество цементитных пленок и перлитных участков, содержащих мартенсит-аустенит-карбидную (МАК) фазу, а также увеличивается количество крупноигольчатого феррита с ориентированной второй фазой, что в результате приводит к снижению хладостойкости металла шва [47].

Кремний. В отличие от никеля кремний оказывает отрицательное влияние на хладостойкость. Кремний повышает скорость роста пограничного феррита и способствует формированию феррита видманштетта, уменьшая тем самым возможность образования игольчатого феррита. При этом снижается термодинамическая активность железа, в присутствии кремния углерод вытесняется из раствора железа, что затрудняет процесс образования карбидной фазы и способствует обогащению углеродом распадающегося аустенита [48].

Кремний вызывает значительное искажение кристаллической решетки α -Fe, что с одной стороны сильно повышает твердость и прочность феррита, а с другой стороны

увеличивает ее сопротивление движению дислокаций, препятствует релаксации высоких упругих микронапряжений, повышая тем самым склонность к хрупкому разрушению. Поэтому увеличение содержания кремния более 0,6 % приводит к резкому снижению ударной вязкости низколегированных материалов [39].

Исследования влияния содержания кремния на хладостойкость металла шва при автоматической дуговой сварке под флюсом, выполненные в работе [45], подтверждают, что повышение содержания кремния свыше 0,5% и до 1,5% резко снижает ударную вязкость при положительных и отрицательных температурах (рисунок 1.11).

В работе [49] тенденции ухудшения хладостойкости металла шва с увеличением концентрации кремния от 0,2 до 0,9% подтверждаются также для металла шва, выполненного ручной дуговой сваркой покрытыми электродами (рисунок 1.12).

Также из анализа зависимостей, представленных на рисунке 1.12 следует, что низколегированный металл шва может обладать высокой хладостойкостью ($KV^{-50,-60} = 100$ Дж), если при содержании кремния до 0,6% одновременно будет обеспечиваться оптимальное содержание марганца в пределах от 1,3 до 1,8%.

Это подтверждается результатами работы [50], где наилучшие значения вязкости металла шва были получены при следующей комбинации элементов: 0,1С%; 1,2-1,4% Mn; 0,18-0,20% Si.

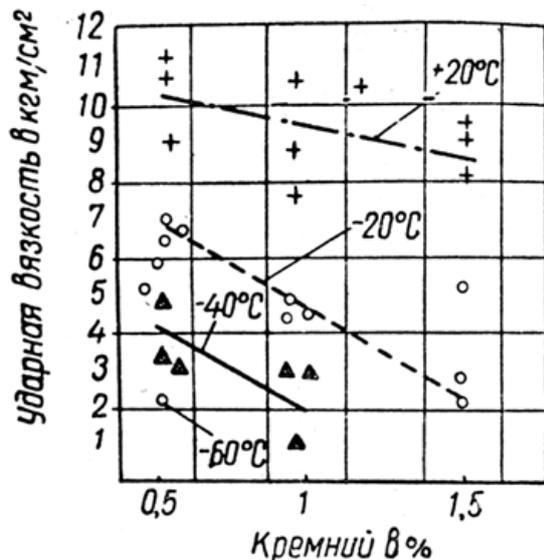


Рисунок 1.11 – Влияние кремния на ударную вязкость низколегированных сварных швов при автоматической дуговой сварке под флюсом [45]

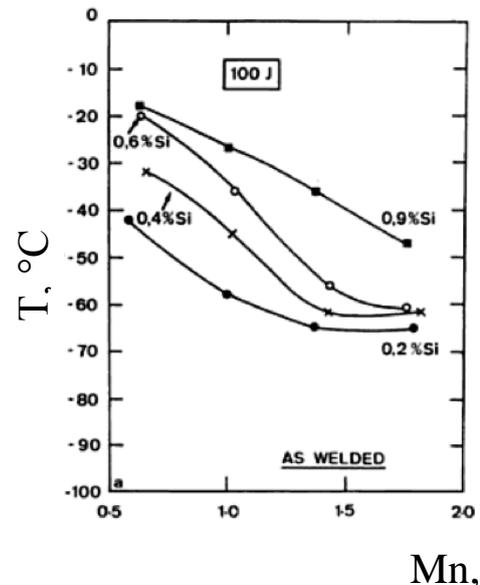


Рисунок 1.12 - Влияние кремния и марганца на хладостойкость низколегированных сварных швов при ручной дуговой сварке покрытыми электродами [49]

Причину снижения ударной вязкости металла шва при повышении содержания кремния авторы работы [49] связывают с наличием в микроструктуре значительного количества доэвтектоидного феррита и феррита с ориентированными вторичными фазами.

Металлографические исследования, выполненные в работе [45] показывают, что в металле шва с повышенным содержанием кремния порядка 1% углерод сосредотачивается в перлите. При увеличении содержания кремния количество перлита уменьшается, а интенсивность потемнения и размер перлитных пластин увеличивается. При этом перлит сосредотачивается вокруг большого числа неметаллических частиц – окислов кремния. Кроме того, увеличиваются размеры столбчатых кристаллитов, а ликвации кремния имеют развитие преимущественно на периферийных участках кристаллитов.

В случае легирования металла шва помимо кремния оптимальным количеством марганца значительно возрастает доля игольчатого феррита в структуре за счет уменьшения количества доэвтектоидного феррита и феррита с ориентированными вторичными фазами, это способствует повышению хладостойкости металла шва [49].

Хром. По сравнению с кремнием и марганцем хром является слабым упрочнителем феррита и, в отличие от никеля, кремния и марганца, хром снижает температурный интервал затвердевания расплавленного металла, что способствует измельчению первичной микроструктуры, а также уменьшению дендритной неоднородности металла шва [38].

При этом, как показано в работе [45], высокие показатели ударной вязкости металла шва обеспечиваются только при температурах испытаний не ниже минус 20 °С и если содержание хрома составляет не более 0,5%.

Увеличение содержания хрома в металле шва до 1% заметно снижает хладостойкость, которая остается практически неизменно низкой при увеличении концентрации хрома до 3% [45]. Авторы работы [45] связывают низкие показатели хладостойкости металла шва легированного хромом свыше 0,5% с дендритной неоднородностью по хрому, которая обусловлена одновременностью фазовых превращений на границах и центральных областях кристаллитов, а также с выделением хромкарбидосодержащих фаз и наличием во вторичной микроструктуре шва до 10% остаточного аустенита.

Молибден. Молибден измельчает первичную структуру металла шва. Он увеличивает количество игольчатого феррита и почти полностью устраняет верхний

бейнит, оставляя тонкие полоски пограничного феррита в матрице металла шва. Молибден препятствует образованию пластинчатого мартенсита и участков грубых бейнитных карбидов [51]. Оптимальная структура игольчатого феррита с минимальным количеством доэвтектоидного феррита в работе [52] была достигнута в швах с 0,1С%-1,4% Mn-0,45% Mo.

Введение молибдена до 0,5% существенно снижает порог хладоломкости. В указанном количестве молибден связывает углерод в карбиды, уменьшает блокировку дислокаций в стали, сдерживает диффузионную подвижность фосфора.

Увеличение концентрации молибдена приводит к усилению взаимодействия атомов внедрения с дислокациями, повышая степень их блокировки, что тормозит релаксацию микронапряжений и снижает сопротивляемость хрупкому разрушению [38].

Микролегирующие элементы и элементы-модификаторы. Для увеличения количества игольчатого феррита в микроструктуре металла шва могут быть использованы такие элементы как титан, или сочетание титана с бором. Однако при избыточном количестве титана может быть исключена возможность формирования в структуре игольчатого феррита [53], [54], [55].

Эффективны для обеспечения высокой хладостойкости металла шва совместные добавки бора и титана, так как сегрегация бора уменьшает свободную энергию на границах аустенитных зерен, что задерживает образование пограничного феррита. Титан при этом защищает бор от окисления и азотирования своим более высоким сродством к кислороду и азоту, при этом карбонитриды и оксиды титана могут инициировать интеркристаллитное формирование игольчатого феррита [53], [54], [55].

Полезное воздействие бора обусловлено малым размером его атома. Бор находится в металле в виде промежуточного раствора и поэтому относительно подвижен. Вместе с тем размер его атома велик, чтобы преодолеть межатомные промежутки, поэтому он диффундирует к напряженным участкам, где даже в небольшом количестве (0,005%) снижает энергию этих участков, препятствуя зарождению феррита по границам первичных аустенитных зерен [53].

Введение ванадия также способствует образованию микроструктуры игольчатого феррита даже в швах с низким содержанием кислорода (ниже 0,01%), при этом он препятствует формированию феррита видманштетта [56].

Ниобий препятствует образованию пограничного феррита, увеличивая возможность образования феррита видманштетта и игольчатого феррита. Однако ниобий способствует образованию пластинчатого мартенсита с крупными бейнитными карбидами, а также преимущественной сегрегации этих фаз на границе затвердевания и перекристаллизации, что повышает хрупкость металла шва [57], [51], [55].

Микроструктура металла шва также зависит от содержания в нем кислорода. При среднем содержании кислорода в металле шва 0,025-0,045% в его микроструктуре может преобладать игольчатый феррит, что благоприятно сказывается на ударной вязкости. Влияние кислорода на уровень ударной вязкости металла шва обусловлено как изменением микроструктуры, так и действием кислородосодержащих включений, поэтому целесообразно обеспечивать контролируемое управление количеством неметаллических включений, а не стремиться исключить их образование в структуре низколегированного металла шва [58].

Таким образом, определяющим фактором образования игольчатого феррита в металле шва является обеспечение оптимального количества легирующих элементов, которые способствуют сдвиговому механизму превращения в твердом растворе.

Количественная взаимосвязь легирующих элементов и доли игольчатого феррита в металле шва может быть выражена путем изменения значений углеродного эквивалента. Так в работе [59] была получена взаимосвязь между углеродным эквивалентом и долей игольчатого феррита, в соответствии с которой при значении углеродного эквивалента 0,47% игольчатый феррит является преобладающей структурной составляющей металла шва, количество которой составляет порядка 80%.

Однако в работе [60] было установлено, что при значении углеродного эквивалента более 0,31% в структуре металла шва возникает бейнитная структура, при значении менее 0,31% образуется структура игольчатого феррита.

Таким образом, на основании изложенного в данном подразделе, можно сделать следующий вывод.

Хладостойкость металла низколегированного шва зависит от его структурного состояния, которое в первую очередь определяется системой легирующих элементов и их количественным соотношением. Выбор системы и оптимального количества легирующих элементов должен обеспечивать увеличение участков зарождения кристаллов структурных элементов для повышения дисперсности микроструктуры,

сужение температурного интервала полиморфного превращения для формирования однородности структуры и сдвиг температуры превращения из диффузионной области в область промежуточного превращения для образования хладостойкой структуры металла шва, такой, как например, игольчатый феррит.

1.5.2 Регулирование величины погонной энергии при сварке

Погонная энергия. Величина, которая характеризует уровень тепловложения при сварке. В соответствии с [61] погонная энергия, это электрическая энергия, расходуемая на единицу длины шва и вычисляемая по формуле:

$$E_I = I \cdot U / V \quad (1.4)$$

Где:

E_I – погонная энергия, кДж/мм

I – сварочный ток, А

U – сварочное напряжение, В

V – скорость сварки, мм/с

В случае, если учитывается эффективный КПД процесса сварочного нагрева выражение для эффективной погонной энергии будет иметь вид:

$$Q_I = E_I \cdot \eta \quad (1.5)$$

Где:

Q_I – эффективная погонная энергия, кДж/мм

E_I – погонная энергия, кДж/мм

η – эффективный КПД процесса нагрева изделия дугой

Погонная энергия является значимым фактором формирования структуры металла шва, так как оказывает непосредственное влияние на скорость нагрева и охлаждения расплавленного металла, то есть на длительность его пребывания в интервале критических температур [16].

Таким образом, полученная при изменении величины погонной энергии микроструктура металла шва может характеризоваться большим разнообразием структурных и фазовых составляющих, которые будут оказывать положительное или отрицательное влияние на его хладостойкость.

Вопросам влияния погонной энергии, а также параметров термического цикла сварки, на структуру и свойства металла сварных соединений низколегированных сталей уделялось достаточно много внимания уже начиная с 60-70х г.г. прошлого века [24], [45], [62], [63], [64].

В указанных работах отражались тенденции использования при промышленном изготовлении сварных металлоконструкций таких технологий сварки, которые обеспечивали высокую производительность труда путем увеличения объема наплавляемого металла «напроход», глубины провара, повышения коэффициента наплавки и расплавления присадочного металла, снижения скорости сварки при одновременном повышении тока и напряжения, это обуславливало повышенное тепловложение в основной металл и высокие значения погонной энергии в процессе сварки.

Ужесточение требований к эксплуатационным характеристикам современных сварных металлоконструкций в части повышения прочностных характеристик и понижения рабочих температур, а также экономическая целесообразность уменьшения металлоемкости изделий потребовало создание новых подходов при разработке технологии сварки. В связи с этим, исследования взаимосвязи погонной энергии, структуры и свойств сварных соединений остаются актуальными и в наши дни [15], [16], [65], [66], [67].

Подтверждением вышеизложенного служат результаты следующих исследований.

Авторами работы [45] установлено, что увеличение погонной энергии сварки от 5 000 кал/см (2,1 кДж/мм) до 15 000 кал/см (6,3 кДж/мм) способствует укрупнению на 40-50% столбчатых кристаллитов в верхней части шва и практически не влияет на их размеры в корне сварного шва, при этом увеличивается дендритная неоднородность и неоднородность по кристаллизационным слоям.

Изменение погонной энергии от 5 000 кал/см (2,1 кДж/мм) до 15 000 кал/см (6,3 кДж/мм) мало влияет на величину и направление ликвации никеля и марганца наблюдается общая тенденция ликвации указанных элементов в центральные участки

кристаллитов, способствуя проявлению дендритной неоднородности. При этом никель и марганец обогащают поверхность вязких участков изломов и обедняют хрупкие участки.

Увеличение погонной энергии усиливает дендритную неоднородность металла шва по кремнию, в отличие от марганца и никеля кремний обогащает периферийные участки кристаллитов. При этом увеличение интегрального содержания кремния в металле шва и повышение погонной энергии от 5 000 кал/см (2,1 кДж/мм) до 10 000 кал/см (4,2 кДж/мм) приводит к тому, что содержание кремния на поверхности хрупких участков изломов превышает содержание кремния на вязких участках от 13 до 20%.

Выполненные в работах [68, 69] исследования показали, что неравномерное распределение в металле шва легирующих элементов и вредных примесей вызывает снижение ударной вязкости металла и особенно сильно это проявляется при пониженных температурах.

Следует также отметить, что высокая скорость охлаждения при сварке и, соответственно, пониженная погонная энергия, в ряде случаев может явиться причиной снижения сопротивления хрупкому разрушению металла шва при повышенном содержании углерода порядка 0,15-0,22% [32], [47].

Ряд исследователей в своих работах проводят комплексную оценку влияния величины погонной энергии и химического состава сварочных материалов на хладостойкость металла шва.

Так в работе [70] показано, что с увеличением погонной энергии от 2 до 5 кДж/мм при ручной дуговой сварке покрытыми электродами снижается хладостойкость низколегированного металла шва как с 0,9% Mn, так и композиции 1,4% Mn-0,5% Ni.

Однако, шов легированный 1,4% Mn и 0,5% Ni отличается стабильностью значений работы удара при минус 30 °С и сохраняет высокий уровень хладостойкости при повышении погонной энергии до 5 кДж/мм, тогда как хладостойкость шва легированный только 0,9% Mn значительно снижается уже при величине погонной энергии 3 кДж/мм.

При этом необходимо отметить, что влияние погонной энергии на хладостойкость металла шва может не являться монотонной зависимостью, несмотря на то, что в исследованиях часто прослеживается тенденция увеличения хладостойкости металла шва при снижении уровня погонной энергии.

В работе [71] показано, что максимальная работа при ударном изгибе металла шва, выполненного роботизированной сваркой в инертном газе, достигается не при минимальном тепловложении, а взаимосвязана со значениями погонной энергии в диапазоне от 0,3 до 0,35 кДж/мм, который в данном случае является оптимальным для обеспечения высокого сопротивления хрупкому разрушению (рисунок 1.13).

Из полученных в работе [66] зависимостей (рисунок 1.14) следует, что оптимальным для обеспечения высокой хладостойкости металла шва является диапазон погонной энергии свыше 1,0 до 2,2 кДж/мм. При этом металл шва, содержащий марганец на уровне 1,4%, обеспечивает наиболее высокое сопротивление хрупкому разрушению при отрицательных температурах – так работа удара величиной в 100 Дж достигается при температуре испытания минус 57 °С.

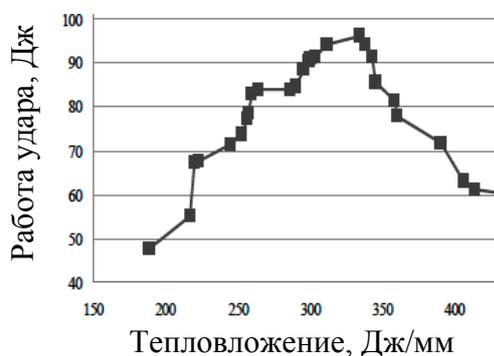


Рисунок 1.13 – Зависимость работы удара металла шва от погонной энергии при роботизированной сварке [71]

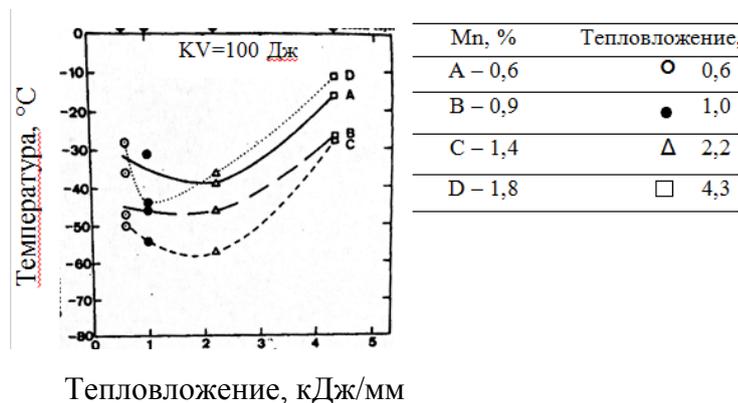


Рисунок 1.14 – Влияние погонной энергии на хладостойкость металла шва, выполненного ручной дуговой сваркой покрытыми электродами с различным содержанием марганца [66]

По результатам исследований структурных состояний металла шва в зависимости от погонной энергии в работе [66] автор делает вывод, что с увеличением погонной энергии уменьшается количество игольчатого феррита, однако фактором, определяющим соотношение структурных составляющих металла низколегированного шва, остается его химический состав.

В работе [66], при исследовании взаимосвязи величины погонной энергии, структурных превращений и хладостойкости металла шва, было также установлено следующее - величина погонной энергии при сварке влияет на соотношение литой

крупнокристаллитной и перекристаллизованной структуры в металле шва. С увеличением погонной энергии доля перекристаллизованной структуры увеличивается интенсивнее, чем литая. Однако, с увеличением погонной энергии в литой крупнокристаллитной структуре металла шва увеличивается количество аллотриоморфного феррита на границах бывших участков аустенита, на поверхности которого получает развитие видманштеттов феррит. Кроме того, повышенное тепловложение приводит к росту ширины столбчатых кристаллитов в литой зоне металла шва и к увеличению размера зерна на перекристаллизованных участках.

Необходимо обратить внимание, что исследование непосредственного влияния параметров режима сварки, таких как сила сварочного тока, напряжение на дуге и скорость сварки, на хладостойкость металла шва сварных соединений низколегированных сталей мало изучено. Чаще всего рассматривается их совместное воздействие на свойства металла шва в виде совокупного параметра - погонной энергии при сварке.

Тем не менее, в работе [72] наглядно продемонстрировано, что между параметрами сварки и структурными составляющими металла шва, определяющими комплекс его свойств, может существовать тесная взаимосвязь. В данной работе уменьшение силы тока явилось определяющим фактором формирования в металле шва максимального объема хладостойкой структуры, при этом величина погонной энергии не была минимальной, ввиду пониженной скорости сварки.

Также исследование влияния параметров режима полуавтоматической сварки в смеси защитных газов проводилось в работе [73]. В указанной работе было установлено, что величина напряжения на дуге определяет вид переноса электродного металла. В зависимости от сочетания режимных параметров сварки каплеперенос осуществляется на короткой дуге с вынужденными короткими замыканиями (ВКЗ-перенос), на длинной дуге при струйном процессе, а также при сварке «захожденной» дугой, когда струйный процесс сопровождается элементами коротких замыканий малой продолжительности.

В результате вид переноса электродного металла влияет на химический состав металла шва, соответственно, на его структурно-фазовый состав и хладостойкость.

1.5.3 Раскладка валиков и ограничение межваликовой температуры

Раскладка валиков. Следующим фактором, оказывающим значимое влияние на хладостойкость металла низколегированного шва, является многопроходное заполнение разделки сварного соединения или раскладка валиков.

Положительное влияние многопроходной сварки на свойства металла шва отмечено многими исследователями [32], [45], [63], [66], [67], [74].

Указанный эффект проявляется за счет уменьшения объема и измельчения крупнокристаллитной литой структуры металла шва, а также благодаря формированию участков мелкодисперсной структуры, которые появляются из-за «отжигающего» воздействия выполняемых сварочных проходов поверх предыдущих валиков.

При этом, из результатов исследований работ [66, 67, 74] следует, что для повышения хладостойкости металла шва сварку целесообразно выполнять не просто накладывая валики друг на друга, последовательно увеличивая их ширину, но более эффективным является заполнение разделки с раскладкой валиков, когда каждый слой выполняется в несколько проходов (рисунок 1.15).

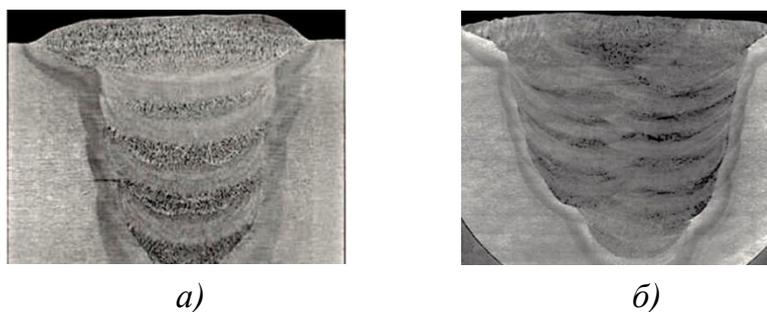


Рисунок 1.15 – Макрошлифы многопроходных сварных соединений без раскладки (а) и с раскладкой валиков (б) [74]

Однако, как показано в работе [66], чрезмерное увеличение количества проходов при сварке не гарантирует обеспечение максимальной хладостойкости металла низколегированного шва. Связано это с рядом причин, одной из которых является неоднородность структуры в перекристаллизованных участках.

Помимо влияния раскладки валиков, хладостойкость металла шва может зависеть от места нанесения надреза в образце для испытания на ударный изгиб.

В работе [75] показано, что разница в работе удара для образцов с надрезом по участкам металла шва с перекристаллизованной структурой может до 60 % превышать

работу удара для образцов с надрезом по преимущественно литой крупнокристаллитной структуре (рисунок 1.16).

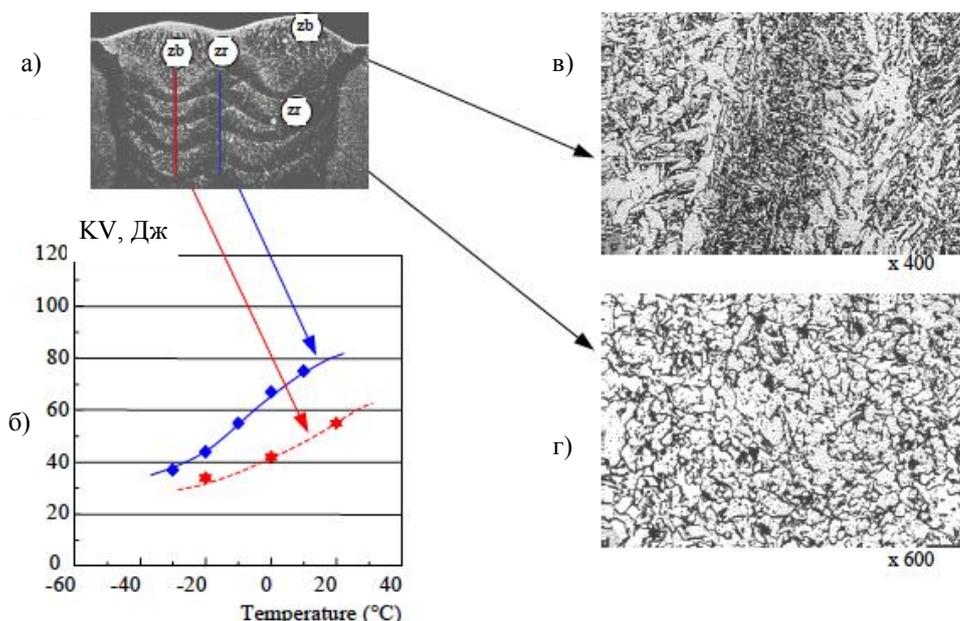


Рисунок 1.16 – Влияние литой и перекристаллизованной структуры металла шва на работу удара [75]: *a* – макрошлиф сварного соединения с маркировкой места надреза; *б* – зависимость работы удара от структурного состояния; *в* – микроструктура в литой зоне; *г* – микроструктура перекристаллизованного участка

Межваликовая температура (МВТ). Температуру шва перед началом выполнения последующего валика (прохода) в зоне возобновления сварки называют межваликовой или межпроходной, в зависимости от порядка выполнения сварки при выполнении многопроходного шва.

Традиционно при разработке технологии сварки нижний предел МВТ назначается на уровне температуры предварительного и сопутствующего подогрева свариваемого участка соединения, если нормативной документацией оговаривается необходимость его выполнения. Верхний предел МВТ, как правило, ограничивается на уровне максимальной температуры подогрева, которая не должна превышать минимальную температуру подогрева более чем на 150 °С [76].

В соответствии с [76] сварка кремнемарганцовистых сталей в толщинах до 30 мм может производиться без подогрева, свыше 30 мм минимальная температура подогрева составляет 150 °С.

Следовательно, значения МВТ при сварке кремнемарганцовистых сталей могут варьироваться от комнатной температуры и до 300 °С.

Исследования влияния МВТ на хладостойкость металла низколегированного шва в работах разных авторов имеют различные результаты.

В ряде работ показано, что повышенная межваликовая температура может стать причиной снижения сопротивления хрупкому разрушению металла низколегированного шва.

На рисунке 1.17 [77] представлены результаты исследования влияния межваликовой температуры на работу удара при температуре 0 °С металла низколегированного шва, выполненного ручной дуговой сваркой покрытыми электродами. Из анализа данного рисунка следует, что с повышением при сварке МВТ работа удара металла шва снижается и при температуре свыше 300 °С минимальные значения могут опускаться ниже допустимой границы.

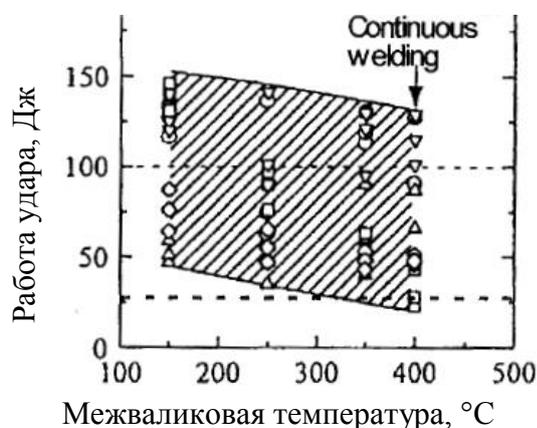


Рисунок 1.17 – Влияние межваликовой температуры на работу удара низколегированного металла шва при температуре 0 °С (тепловложение 4 кДж/мм) [77]

В работе [78] выполнены исследования зависимости работы удара металла низколегированного высокопрочного шва композиции Mn-Ni-Cr-Mo от величины МВТ: 80 °С, 120 °С, 160 °С и 200 °С при механизированной сварке в смеси защитных газов.

В результате было установлено, что наиболее высокие значения работы удара при температуре минус 50 °С обеспечиваются при минимальной МВТ равной 80 °С.

Авторы работы [78] установили, что причиной снижения работы удара при повышении МВТ являются фазовые и микроструктурные изменения в металле шва, при этом его химический состав остается практически неизменным. Было показано, что с увели-

чением МВТ преобладающей структурной составляющей металла шва становится гранулированный бейнит, количество реечного бейнита уменьшается, размер его реек растет, кроме того увеличивается количество содержания и размер мартенсит-аустенит-карбидной (МАК) фазы.

Однако, данные полученные в следующей работе [79] отличаются от результатов выше рассмотренных работ.

При исследовании влияния межваликовой температуры на хладостойкость металла низколегированного шва композиции C-Si-Mn, выполненного ручной дуговой сваркой покрытыми электродами, в работе [79] были получены следующие результаты.

Наиболее высокая хладостойкость достигнута для металла шва, выполненного с МВТ равной 240 °С при этом значения работы удара при температуре минус 50 °С составили более 100 Дж.

Снижение МВТ при сварке до 20 °С привело к снижению хладостойкости металла шва, работа удара при температуре минус 50 °С составила не более 50 Дж.

Объяснения, данные авторами работы [79] по полученным результатам, не позволяют однозначно оценить влияние повышения межваликовой температуры на хладостойкость металла шва.

С одной стороны показано, что в структуре металла шва с повышением МВТ увеличивается количество полигонального феррита, снижается содержание игольчатого феррита и возрастает доля феррита с вторичными фазами.

С другой стороны с увеличением МВТ при многопроходной сварке наблюдается значительное уменьшение литых кристаллитных областей в структуре металла шва и возрастает доля перекристаллизованной микроструктуры.

При этом в литых зонах многопроходного шва увеличиваются размеры столбчатых кристаллитов и возрастает количество пограничного (аллотриоморфного) доэвтектоидного феррита, а в микроструктуре перекристаллизованных участков наблюдается укрупнение полигональных зерен и сосредоточение перлита между их границ.

Таким образом, межваликовая температура является значимым фактором влияния на хладостойкость металла шва, так как может способствовать как ее увеличению, так и снижению, воздействуя на структурно-фазовый состав и морфологию структурных компонентов металла шва.

1.5.4 Проведение послесварочной термической обработки

Далее необходимо рассмотреть воздействие на хладостойкость металла низколегированного сварного шва такого фактора, как послесварочная термообработка.

Связано это с тем, что ряд сварных металлоконструкций подвергается послесварочному отпуску для снятия или перераспределения остаточных сварочных напряжений, стабилизации геометрических размеров изделий и улучшения микроструктуры металла сварных соединений.

Однако, известно [16, 32, 80], что традиционно для повышения хладостойкости металла шва и зоны термического влияния сварных соединений низколегированных сталей может использоваться так называемая термическая обработка в межкритическом интервале температур (A_{c1} - A_{c3}), когда происходит протекание процессов неполной перекристаллизации.

Для более эффективного повышения сопротивления хрупкому разрушению сварных металлоконструкций, в случаях обеспечения технической возможности, используется нормализация, когда сварное соединение подвергается нагреву и выдержке при температурах выше A_{c3} , а затем охлаждению на воздухе, что способствует процессам полной перекристаллизации и соответствующему измельчению микроструктуры.

При этом необходимо отметить, что полученные в работе [80] свидетельства о более эффективном повышении хладостойкости металла низколегированного шва в случае использования пониженной температуры нормализации $880\text{ }^{\circ}\text{C}$ по сравнению с повышенными температурами нормализации 980 и $1080\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Кроме того, после проведения нормализации сварная конструкция может быть подвергнута дополнительному отпуску.

В работе [80] проведение отпуска при температуре $580\text{ }^{\circ}\text{C}$ после нормализации при $930\text{ }^{\circ}\text{C}$ позволило увеличить более чем в три раза работу удара металла низколегированного кремнемарганцовистого шва при температуре минус $50\text{ }^{\circ}\text{C}$ по сравнению с швом подвергнутым только нормализации.

Необходимо отметить результаты работы [81], где было установлено, что использование более легированных композиций сварочных материалов по сравнению с базовой С-Mn и экономнолегированной С-Mn-Mo может стать причиной снижения работы

удара металла шва после проведения нормализации, особенно при понижении температуры испытания на ударный изгиб (рисунок 1.18).

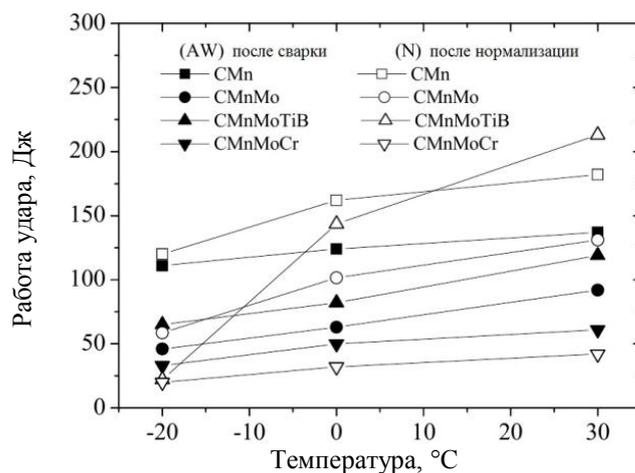


Рисунок 1.18 – Изменение работы удара металла шва в состоянии после сварки и после проведения нормализации для различных композиций сварочных материалов при автоматической дуговой сварке под флюсом [81]

Авторы работы [81] связывают снижение работы удара металла шва более легированных композиций с наличием фаз содержащих мартенсит, остаточный аустенит и бейнит, а также с преобразованием мелкодисперсной неравновесной структуры в укрупненные ферритные зерна с карбидными выделениями.

Тем не менее, в большинстве случаев промышленного изготовления сварных конструкций проведение полной термической обработки невозможно из-за коробления, потери формы и устойчивости изделий, а также в связи с возможным отрицательным влиянием на свойства основного металла.

При этом, проведение послесварочного отпуска сварных металлоконструкций в ряде случаев остается технологически необходимой операцией, однако вопрос влияния послесварочного отпуска на хладостойкость металла шва, выполненного низколегированными сварочными материалами, остается на сегодняшний день открытым.

В работе [82] при исследовании влияния температуры и времени продолжительности высокого отпуска на работу удара металла шва при аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом с присадочной сварочной проволокой композиции 0,1С-1,7Мп было установлено, что увеличение температуры и продолжительности отпуска металла шва может до 70% снизить его работу удара.

В работах [42, 47, 49, 50, 83] представлены обширные результаты исследований влияния послесварочного отпуска при температуре 580°C на хладостойкость металла низколегированного шва в зависимости от его химического состава.

Из данных вышеперечисленных работ следует, что в целом хладостойкость металла шва, подвергнутого послесварочному отпуску, снижается с увеличением в нем содержания легирующих элементов.

Высокий отпуск приводит к повышению хладостойкости металла шва композиции С-Mn при температурах до -50 °С, если содержание в нем марганца составляет не более 1%, при увеличении марганца до 1,5% хладостойкость металла шва снижается на 10-30% в зависимости от температуры испытания.

Для металла шва композиции С-Mn-Si увеличение содержания кремния от 0,4 до 0,9 % повышает хладостойкость после проведения отпуска, если содержание марганца менее 1%. Повышение содержания марганца до 1,5% при варьировании кремния в пределах 0,2-0,9% практически не влияет на хладостойкость отпущенного металла шва по сравнению с исходным состоянием после сварки, а при содержании марганца порядка 1,8% и кремния от 0,6 до 0,9% хладостойкость заметно снижается.

Послесварочный отпуск металла шва композиции С-Mn-Mo негативно влияет на его хладостойкость. Наименее заметно это влияние при минимальном содержании молибдена 0,25% и содержании марганца 1,43%, а повышение содержания молибдена до 1,0% настолько снижает хладостойкость металла отпущенного шва, что работа удара 100 Дж может быть достигнута только при положительных температурах независимо от содержания марганца.

Металл шва композиции С-Mn-Ni сохраняет практически неизменной свою хладостойкость как в исходном состоянии после сварки, так и после проведения термической обработки, независимо от содержания марганца, если содержание никеля составляет порядка 1%. С увеличением содержания никеля 2,25-3,5%, при содержании марганца свыше 1,43%, хладостойкость металла шва после проведения высокого отпуска значительно снижается.

Тенденция снижения хладостойкости металла шва с увеличением содержания в нем легирующих элементов подтверждается и в работе [84], где показано, что у металла высокопрочного шва, выполненного ручной дуговой сваркой покрытыми электродами, легированных различным содержанием марганца, никеля и хрома, снижается работа

удара после проведения высокого отпуска при 600 °С. При этом продолжительность выдержки от 1 до 3 ч практически не повлияла на работу удара.

С другой стороны в работе [85] показано, как проведение высокого отпуска при температуре 650 °С в течение 8 часов позволило весьма эффективно повысить хладостойкость металла шва низколегированной композиции С-1,4Mn, выполненного автоматической дуговой сваркой под флюсом (рисунок 1.19).

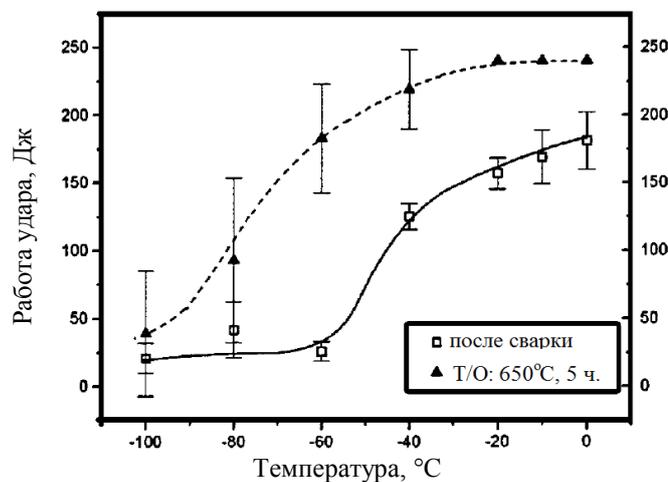


Рисунок 1.19 – Влияние послесварочного отпуска на хладостойкость металла низколегированного шва, выполненного автоматической сваркой под флюсом [85]

Авторы работы [85] констатируют, что проведение послесварочного отпуска привело к микроструктурным изменениям в металле шва, выявлено наличие внутрикристаллитных выделений и их сфероидизация, кроме того значительно уменьшилось количество мартенсит-аустенитной фазы от 1,3% до 0,1%.

На основании изложенного в данном подразделе следует, что послесварочный отпуск может являться не только универсальным средством снижения остаточных напряжений сварных металлоконструкций, но и может обеспечить высокие показатели хладостойкости металла шва.

Однако, его воздействие необходимо рассматривать в совокупности таких факторов, как химический состав сварочных материалов, режимы и технологические параметры сварки, а также структурное и фазовое состояние металла шва.

1.5.5 Ограничение содержания вредных примесей (серы и фосфора)

Известно [12, 32, 86], что такие вредные примесные элементы, как сера и фосфор, оказывают непосредственное влияние на хладостойкость металла низколегированного сварного шва.

Наиболее развернутый анализ влияния серы на структуру и хладостойкость металла низколегированного шва композиции С-1,4% Мп представлен в работе [1.5.65]. В данной работе показано, что увеличение серы свыше 0,016% до 0,046% приводит к снижению содержания игольчатого феррита, с одновременным повышением феррита с ориентированными вторичными фазами, включая МАК-фазу, количество доэвтэктоидного полигонального феррита при этом практически не изменяется. При этом возрастает количество и размер неметаллических включений, сосредоточенных преимущественно между кристаллитами в литой структуре и по границам зерен на перекристаллизованных участках.

Кроме того, в работе [86] показано, что наиболее высокая хладостойкость металла шва обеспечивается при минимальном содержании серы 0,007%. Тем не менее, содержание серы в количестве 0,016% не является критичным для хладостойкости металла шва и при температуре минус 50 °С может быть получена работа удара не менее 100 Дж.

Влияние фосфора на структуру и хладостойкость металла низколегированного шва С-1,4Мп также подробно рассматривается в работе [86]. В ней показано, что фосфор практически не оказывает влияния на соотношение микроструктурных составляющих в металле шва, а также мало влияет на хладостойкость металла шва в исходном состоянии после сварки, особенно в области отрицательных температур от минус 40 °С и до минус 80 °С.

Тем не менее, в работе [86] приводятся важные результаты исследования взаимосвязи между хладостойкостью металла шва и содержанием фосфора в зависимости от величины погонной энергии процесса сварки (рисунок 1.20).

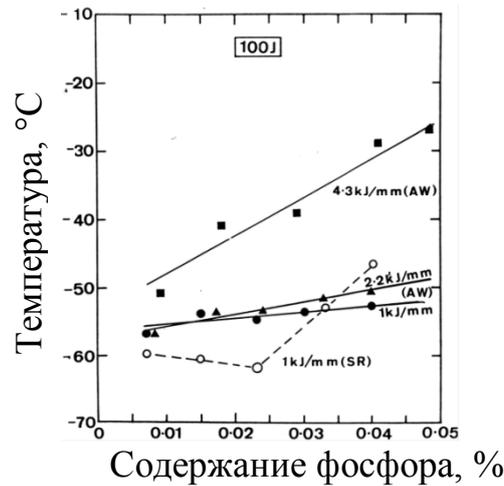


Рисунок 1.20 – Влияние фосфора на хладостойкость металла шва C-1,4Mn в зависимости от величины погонной энергии [86]

Из анализа зависимостей на рисунке 1.22 следует, что выполнение сварного шва с повышенной погонной энергией 4,3 кДж/мм приводит к значительному снижению хладостойкости металла шва, при увеличении содержания фосфора от 0,007% до 0,04% по сравнению со сваркой на пониженном режиме с тепловложением порядка 1-2,2 кДж/мм. Также в работе [86] показано, что проведение высокого отпуска позволяет повысить хладостойкость металла шва с повышенным содержанием серы, а при повышенном содержании фосфора хладостойкость шва после отпуска практически не изменяется.

Следует отметить, что представленные выше тенденции снижения хладостойкости металла шва с увеличением содержания серы и фосфора подтверждаются и для более легированных композиций сварочных материалов типа C-Ni-Mo и C-Mn-Ni-Mo (рисунок 1.21) [12].

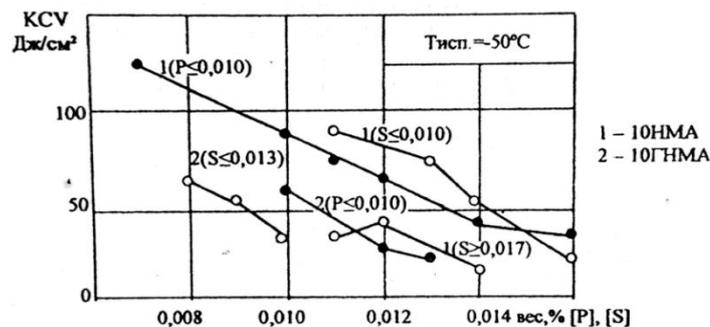


Рисунок 1.21 – Зависимость ударной вязкости от содержания фосфора (светлые маркеры) и серы (темные маркеры) в металле шва, подвергнутого послесварочному отпуску при 650 °C (в скобках указан уровень содержания другой примеси) [12]

На основании изложенного в данном подразделе следует, что снижение содержания в металле шва таких вредных примесей, как сера и фосфор, может быть эффективно использовано при комплексном походе в вопросе обеспечения требуемой хладостойкости металла низколегированного шва.

1.6 Пути повышения хладостойкости металла зоны термического влияния сварных соединений из низколегированных сталей

Среди факторов, которые могли бы способствовать снижению негативного воздействия термомеханического цикла сварки на хладостойкость металла ЗТВ при сварке низколегированных сталей можно выделить следующие.

Структурный фактор при микролегировании и модифицировании основного металла. Введение в основной металл элементов-модификаторов и микролегирующих добавок Ti, V, Nb, W, Al может быть эффективным способом измельчения микроструктурных составляющих основного металла низколегированных сталей, в том числе кремнемарганцовистых, с помощью которого можно предотвратить значительное снижение хладостойкости после сварки низколегированной стали [65].

В качестве примера на рисунке 1.22 представлено как добавка Ti в количествах 0,01-0,03% эффективно повышает вязкость металла в ЗТВ низколегированной стали, за счет измельчения зерна.

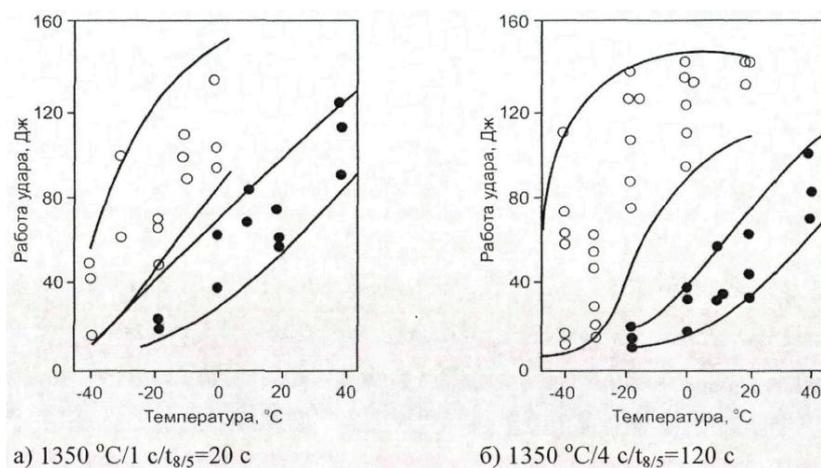


Рисунок 1.22 – Влияние титана на вязкость ЗТВ С-Мн стали:

○ – 0,023% Ti, ● - без Ti [65]

При этом, несмотря на очевидный эффект повышения хладостойкости в ЗТВ при измельчении зёрновой структуры основного металла из низколегированных сталей, описанной в множестве источников [38], [24], [65], в научно-технической и нормативной литературе отсутствуют сведения о том, какой конкретно балл зерна необходимо обеспечивать в основном металле кремнемарганцовистых сталей для сохранения его высокой хладостойкости при сварке. Данный вопрос становится особенно актуальным при изготовлении толстостенных крупногабаритных поковок, так как металлургические особенности их изготовления затрудняют получение однородной мелкозернистой структуры.

Регулирование величины погонной энергии при сварке. Повышения ударной вязкости в ЗТВ сварных соединений низколегированных сталей при ограничении величины погонной энергии отмечается в работе многих исследователей [24], [65]. При этом в [65] показано, что при имитации участка перегрева ЗТВ для стали с пониженным углеродным эквивалентом $C_{\text{э}}=0,38\%$ максимальная вязкость обеспечивается при минимальной погонной энергии 7 кДж/см (рисунок 1.23) и, соответственно, максимальной скорости охлаждения, а для стали с более легированным составом $C_{\text{э}} = 0,59\%$ оптимальный уровень погонной энергии смещается к значению погонной энергии 22 кДж/см .

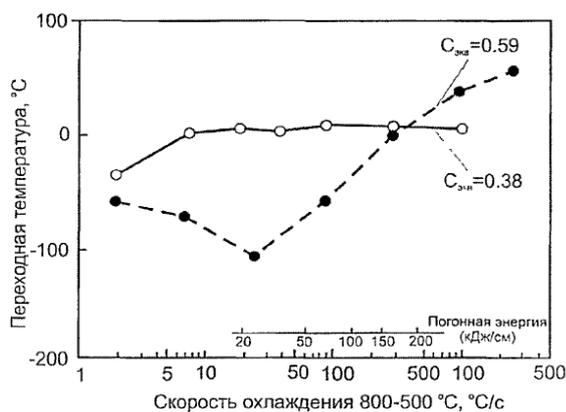


Рисунок 1.23 – Влияние времени охлаждения $t_{800-500}$ на вязкость при имитации термического цикла сварки стали: о – НТ50 • - НТ100 [65]

Следовательно, технологию сварки необходимо разрабатывать с обеспечением рационального диапазона скоростей охлаждения металла в ЗТВ за счет регулирования величины погонной энергии путем оптимизации параметров сварочного режима.

Проведение послесварочной термообработки сварных соединений. Для повышения хладостойкости металла ЗТВ низколегированных сталей может быть эффективным проведение полной термообработки сварного соединения [16], [24], включающей нормализацию и высокий отпуск.

Однако, при изготовлении сварных металлоконструкций ТУК МБК из стали марки 09Г2СА-А возможно проведение только высокого послесварочного отпуска, в том числе для наиболее ответственного шва приварки обечайки из листового проката к комингсу из толстостенной поковки.

Необходимо отметить, что проведение послесварочного отпуска может не оказывать существенного эффекта при значительном снижении хладостойкости в металле ЗТВ сварного соединения из низколегированной стали вследствие формирования неблагоприятных структур при использовании неоптимальной технологии сварки, а также при наличии структурной неоднородности и крупнозернистой структуры основного металла [16], [24].

В случае использования оптимальной технологии сварки, обеспечивающей рациональные скорости охлаждения и минимальную деградацию свойств в ЗТВ проведение высокого отпуска может способствовать существенному повышению хладостойкости металла сварных соединений из низколегированной стали [67], [87].

Таким образом, для обеспечения хладостойкости металла ЗТВ сварных соединений из кремнемарганцовистой стали необходимо при разработке технологии сварки руководствоваться требованием обеспечения оптимальных структурных состояний путем регулирования термического цикла сварки, а также использовать основной металл с мелкозернистой структурой и применять эффективные режимы послесварочного высокого отпуска.

1.7 Общие выводы по материалам литературного обзора. Цель работы, основные задачи и направления исследований

На основании выполненного литературного обзора можно сделать следующие выводы:

1. Для обеспечения ядерной и радиационной безопасности при эксплуатации ТУК МБК металл сварных соединений из листового проката и поковок толщиной до 350 мм

стали марки 09Г2СА-А должен обеспечивать ударную вязкость $KCV \geq 29,4$ Дж/см² при температурах до минус 50°С.

2. Указанное требование является принципиально новым в атомной энергетике и превышает требования к хладостойкости сварных соединений из традиционных кремнемарганцовистых сталей.

3. Для освоения промышленного производства ТУК МБК необходима разработка технологии сварки различными способами металлоконструкций из стали марки 09Г2СА-А, в том числе с использованием крупногабаритных поковок в толщинах до 350 мм, обеспечивающей стабильную хладостойкость металла шва и зоны термического влияния как в исходном состоянии после сварки, так и после проведения высокого отпуска сварных соединений.

4. Разработка технологии сварки стали марки 09Г2СА-А сопряжена с рядом следующих научно-технических проблем:

- отсутствуют сварочные материалы близкие по химическому составу к стали марки 09Г2СА-А, которые обеспечивали бы $KCV^{-50} \geq 29,4$ Дж/см²;

- металл шва легированный Ni и Mo может проявлять нестабильность требуемых значений KCV^{-50} , проведение послесварочного отпуска приводит к снижению хладостойкости металла шва с увеличением степени его легирования;

- не определены условия формирования структуры металла шва хладостойкой в состоянии послесварочного отпуска;

- под воздействием термомодеформационного цикла сварки существующих технологий снижается ударная вязкость в ЗТВ сварных соединений из кремнемарганцовистых сталей;

- отсутствует научно-методический подход к выбору технологических параметров и режимов сварки обеспечивающих требуемые показатели хладостойкости сварных соединений в состоянии до и после проведения высокого отпуска;

- отсутствуют требования к структуре полуфабрикатов основного металла, в частности к толстостенным крупногабаритным поковкам, предназначенным для сварки.

5. Обеспечение хладостойкости металла сварных соединений при разработке технологии сварки стали марки 09Г2СА-А заключается в комплексном подходе, который должен включать в себя:

- выбор и усовершенствование, при необходимости, композиций сварочных материалов для различных способов сварки;
- оптимизацию параметров режима сварки и величины погонной энергии;
- разработку специальных технологических мероприятий при сварке, включающих раскладку валиков, формирование оптимальной геометрической формы валиков, регламентирование межваликовой температуры;
- установление требований к качеству и свойствам основного металла.

Таким образом, целью данной работы является изучение основных факторов и экспериментальное подтверждение условий формирования хладостойкой структуры металла шва и ЗТВ, обеспечивающих ударную вязкость сварных соединений из кремнемарганцовистой стали марки 09Г2СА-А в состоянии до и после высокого отпуска $KCV^{-50} \geq 29,4 \text{ Дж/см}^2$ при разработке технологии сварки контейнеров для транспортировки и длительного хранения отработавшего ядерного топлива.

Для достижения поставленной цели, на основании сделанных выводов сформулированы следующие научно-технические задачи:

1. Научное обоснование выбора унифицированных химических композиций сварочных материалов для ручной, механизированной и автоматической дуговой сварки под флюсом стали марки 09Г2СА-А.

2. Научное обоснование условий формирования хладостойкой структуры металла шва, обеспечивающей ударную вязкость $KCV^{-50} \geq 29,4 \text{ Дж/см}^2$, как в исходном состоянии после сварки, так и после проведения высокого отпуска.

2.1 Исследование влияния технологических параметров сварки на характеристики термического цикла и микроструктуру металла шва.

2.2 Исследование влияния параметров режима сварки на геометрические размеры и форму сварочных валиков.

2.3 Исследование влияния раскладки и формы валиков на процентное соотношение перекристаллизованной и литой структуры в металле шва.

2.4 Исследование влияния микро- и макро- структуры на хладостойкость металла шва в состоянии до и после высокого отпуска.

2.5 Выбор оптимальных технологических параметров сварки и диапазонов погонной энергии для ручной, механизированной и автоматической дуговой сварки под флюсом.

3. Научное обоснование условий формирования хладостойкой структуры металла ЗТВ сварных соединений из стали марки 09Г2СА-А, обеспечивающей ударную вязкость $KCV^{-50} \geq 29,4$ Дж/см².

3.1 Исследование влияния технологических параметров сварки на характеристики термического цикла, структуру и хладостойкость металла ЗТВ сварных соединений.

3.2 Исследование влияния структурной неоднородности и размера зерна полуфабрикатов основного металла на хладостойкость металла ЗТВ сварных соединений.

4. Разработка и освоение в отечественной промышленности технологии сварки металлоконструкций из кремнемарганцовистой стали марки 09Г2СА-А контейнеров для транспортировки и длительного хранения отработавшего ядерного топлива, обеспечивающей высокую хладостойкость металла шва и зоны термического влияния сварных соединений при температуре минус 50°C, как в исходном состоянии после сварки, так и после проведения высокого отпуска.

ГЛАВА 2 МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЙ

2.1 Основные и сварочные материалы, исследованные в работе

В качестве основных материалов для проведения исследований металла зоны термического влияния сварных соединений использовались поковки и листовой прокат из стали марки 09Г2СА-А, изготовленные в соответствии с ТУ05764417-064-97 и ТУ 0900-004-05764417-99.

Химический состав основного металла сварных проб варьировался в пределах требований данных Технических условий (таблица 2.1).

Таблица 2.1 – Химический состав полуфабрикатов основных материалов

Марка стали	НТД	Содержание элемента, % масс.								
		С	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	S	P	Прочие
09Г2СА-А	ТУ05764417-064-97 (поковки до 350 мм)	≤0,10	0,5-0,7	1,3-1,5	≤0,25	≤0,30	≤0,25	≤0,008	≤0,010	Nb0,05-0,10 V 0,05-0,10 Ti0,003-0,01 Al 0,01-0,03 Mo 0,30 -0,45
	ТУ 0900-004-05764417-99 (листы 10-160 мм)	≤0,09	0,5-0,7	1,3-1,5	≤0,25	≤0,30	≤0,25	≤0,008	≤0,010	Nb0,05-0,10 V 0,05-0,10 Ti0,003-0,01 Al 0,01-0,03 Mo 0,30 -0,45

В качестве сварочных материалов для проведения исследований металла шва сварных соединений из стали марки 09Г2СА-А, выполненных различными способами сварки, использовались покрытые электроды и сварочные проволоки, перечень которых представлен в Таблице 2.2.

Химический состав металла шва (наплавленного металла), выполненный указанными в таблице 2.2 сварочными материалами, варьировался в пределах требований РД5.УЕИА.3153/3232-99 (таблица 2.3).

Таблица 2.2 – Перечень использованных сварочных материалов

Способ сварки	Марки сварочных материалов	Тип металла шва	НД на сварочные материалы
Ручная дуговая сварка покрытыми электродами	48Н-37	С-Mn-Ni	ТУ5.965-11665-98
	УОНИИ-13/55А	С-Mn-Si	ОСТ5.9224-75
	УОНИИ-13/55АА	С-Mn-Si	ТУ 5.965-11839-2004
Автоматическая дуговая сварка под флюсом	Св-08ГС + ФЦ-16А	С-Mn-Si	ГОСТ 2246
	Св-08ГСА-А+ ФЦ-16А	С-Mn-Si	ТУ 5.965-11840-2004
	Св-10ГНА + ФЦ-16А	С-Mn-Ni	ТУ5.965-11610-96
Полуавтоматическая (механизированная) дуговая сварка в смеси защитных газов (80% Ar+20% CO ₂)	Св-08Г2С	С-2Mn-Si	ГОСТ 2246
	Св-08Г2СА-А	С-2Mn-Si	ТУ 5.965-11840-2004
	Св-10ГНА	С-Mn-Ni	ТУ5.965-11610-96
Ручная аргодуговая сварка неплавящимся электродом с присадочной проволокой	Св-08Г2С	С-2Mn-Si	ГОСТ 2246
	Св-08Г2СА-А	С-2Mn-Si	ТУ 5.965-11840-2004

Таблица 2.3 – Химический состав металла шва (наплавленного металла)

Способ сварки	Сварочные материалы	Углерод	Кремний	Марганец	Никель	Молибден	Титан	Сера*	Фосфор*
								Не более	
Автоматическая дуговая сварка под флюсом	Св-10ГНА +ФЦ-16А	0,05-0,09	≤0,35	0,5-1,5	0,9-1,5	≤0,02	≤0,01	0,012	0,013
	Св-08ГС, Св-08ГСА-А +ФЦ-16А	0,05-0,11	0,6-0,9	1,3-1,7	≤0,3	-	-	0,012	0,013
Ручная дуговая сварка покрытыми электродами	48Н-37	≤0,08	0,15-0,35	0,80-1,50	1,5-3,0	-	≤0,05	0,012	0,013
	УОНИИ-13/55	≤0,11	0,18-0,50	0,65-1,20	-	-	-	0,015	0,017
	УОНИИ-13/55АА	0,06-0,11	0,17-0,50	0,55-1,20	-	-	-	0,015	0,015
Аргодуговая сварка и механизированная (полуавтоматическая) дуговая сварка в смеси защитных газов (80% Ar+20% CO ₂)	Св-10ГНА	0,04-0,10	0,15-0,25	1,1-1,3	-	0,9-1,1	-	0,012	0,013
	Св-08Г2С	0,04-0,11	0,40-0,95	1,20-2,10	0,25	-	-	0,012	0,013
	Св-08Г2СА-А	0,04-0,11	0,40-0,95	1,20-2,10	0,25	-	-	0,006	0,006

* - содержание серы и фосфора варьировалось в пределах 0,006-0,017% и 0,010-0,023% соответственно

2.2 Изготовление сварных соединений из стали марки 09Г2СА-А

Сварные соединения из стали марки 09Г2СА-А, предназначенные для проведения исследований, изготавливались в условиях научно-производственного комплекса НПЭК ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей», на производственных площадках ПК ЦНТУ «Прометей», в лабораториях сварки и производственных цехах ОАО «Ижорские заводы», ОАО «ПО «Севмаш», ЗАО «Энерготекс».

Сварка выполнялась автоматическим дуговым способом под флюсом, ручным дуговым способом покрытыми электродами, механизированным дуговым (полуавтоматическим) способом в смеси защитных газов ($80\%Ar+20\%CO_2$), ручным аргонодуговым способом неплавящимся электродом с присадкой.

Для перечисленных способов сварки использовалось оборудование отечественных и зарубежных производителей, удовлетворяющее требованиям ПН АЭ Г 7-009-89.

При изготовлении сварных соединений использовались пластины из листового проката стали марки 09Г2СА-А длиной от 300 до 800 мм, в зависимости от способа сварки, шириной 150-200 мм и толщиной 25 мм, кольца из листового проката диаметром от 950 до 1960 мм, длиной от 500 до 1500 мм и толщиной 25 мм, а также кольца из поковок диаметром от 950 до 1960мм, длиной от 115 до 170 мм, с утолщением 90 мм (для имитации тепловода на реальном изделии, и толщиной 25 мм в зоне сварки.

Разделка кромок на основном металле производилась механическим способом, варианты разделок приведены на Рисунке 2.1.

Эскиз сварной пробы из пластин листового проката стали 09Г2СА-А приведен на рисунке 2.2.

Эскиз кольцевой сварной пробы из листового проката и из поковки стали марки 09Г2СА-А приведен на рисунке 2.3.

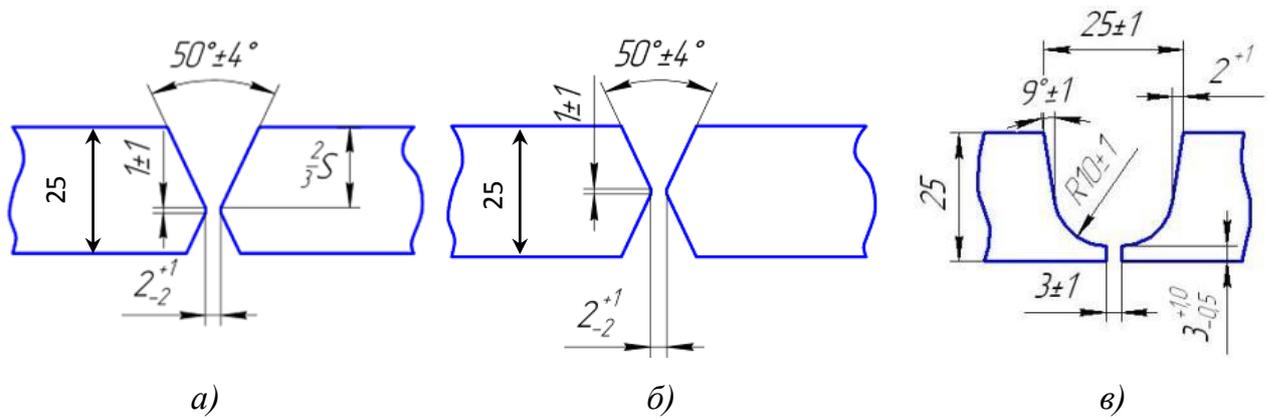
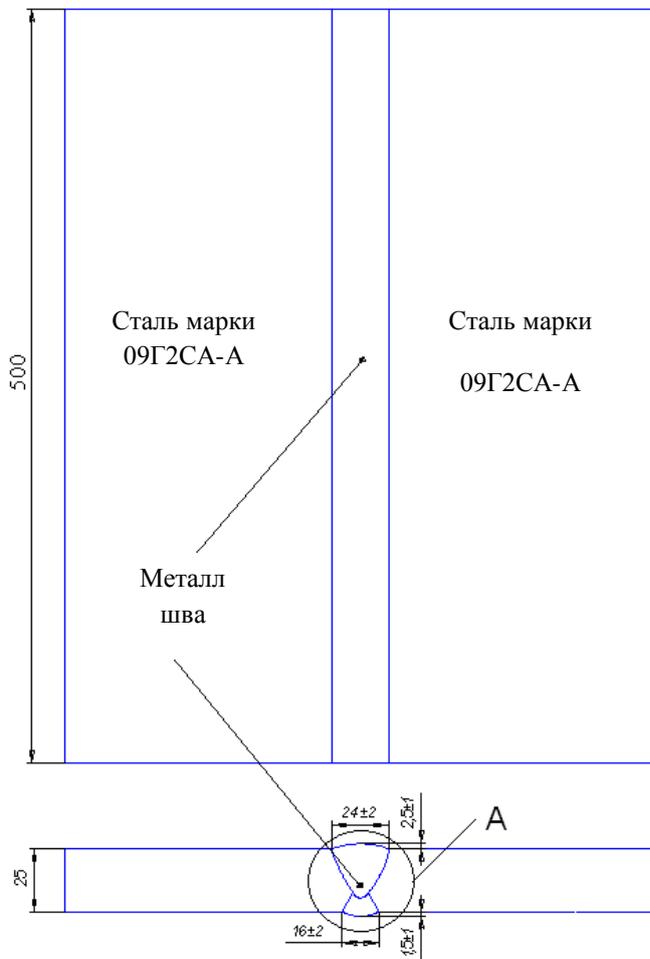
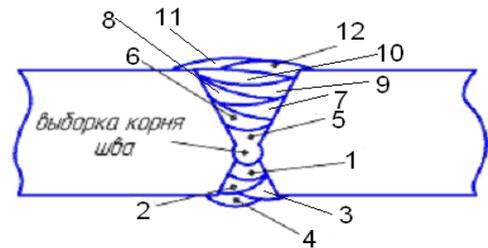


Рисунок 2.1 – Варианты разделки кромок при изготовлении сварных проб из стали марки 09Г2СА-А:

а) X-образная несимметричная, б) X – образная симметричная, в) U – образная



А-А
Схема раскладки валиков при автоматической дуговой сварке под флюсом



А-А
Схема раскладки валиков при ручной дуговой сварке покрытыми электродами, механизированной сварке в смеси газов и ручной аргодуговой сварке неплавящимся электродом с присадкой

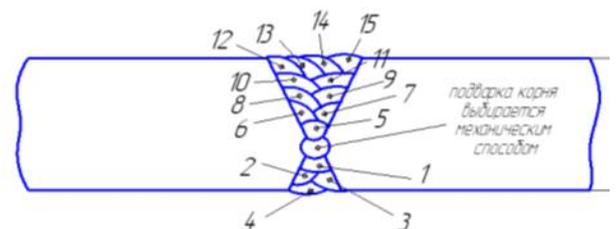
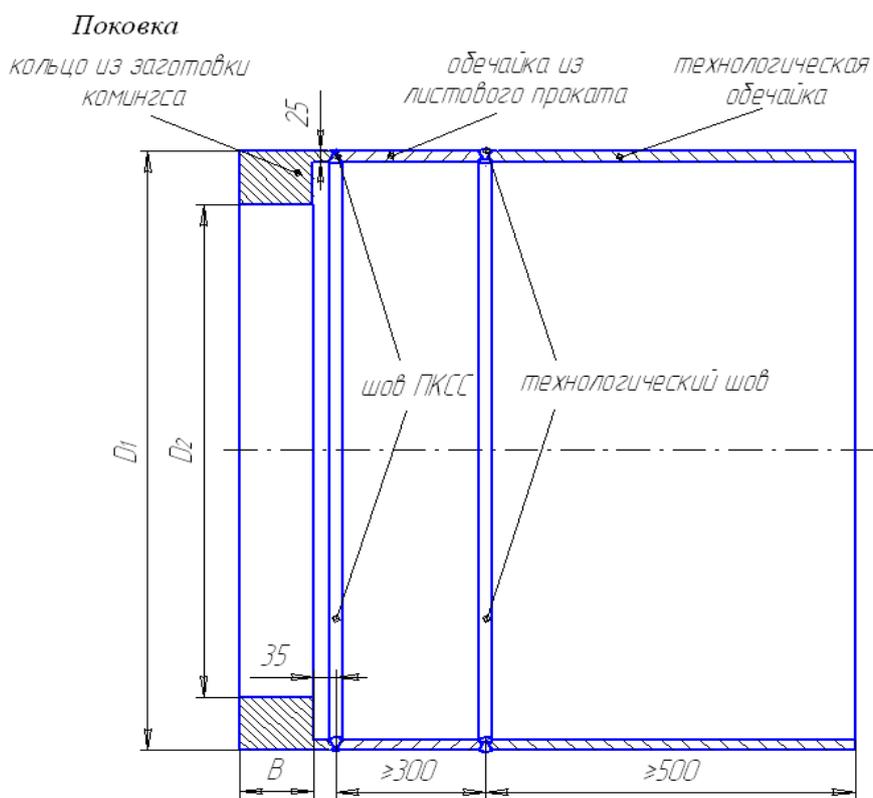


Рисунок 2.2 - Сварная проба из листового проката стали марки 09Г2СА-А с X-образной несимметричной разделкой при ручной, механизированной и автоматической сварке под флюсом



$$D1 = 950 \div 1690 \text{ мм} \quad D2 = 770 \div 1500 \text{ мм} \quad B = 115 \div 170 \text{ мм}$$

Рисунок 2.3 – Кольцевая сварная проба из поковки и листового проката стали марки 09Г2СА-А

При сварке стали марки 09Г2СА-А производились замеры и контроль межваликовой температуры непосредственно на поверхности металла шва перед выполнением следующего прохода, а также на поверхности основного металла на расстоянии не более чем 20 мм от кромок.

Замеры межваликовой температуры производились контактным методом, приборами ТЦМ (термометр цифровой малогабаритный) типа 1510 и подобными.

После сварки контроль качества сварных соединений выполнялся следующими неразрушающими методами контроля: визуальным, ультразвуковым, радиографическим, капиллярным.

Оценка качества сварных соединений выполнялась, как для сварных швов IIв категории по ПНАЭГ-7-010-89.

Часть сварных проб подвергалась термической обработке – высокому отпуску при температуре 650°C и выдержке 8 часов.

2.3 Методы отбора образцов из сварных соединений стали марки 09Г2СА-А

Из сварных соединений, предназначенных для проведения исследований, вырезались заготовки для изготовления следующих образцов:

1. На ударный изгиб с надрезом по металлу шва - тип IX ГОСТ 6996, надрез располагался перпендикулярно поверхности металла шва (рисунок 2.4, рисунок 2.5 б).

2. На ударный изгиб металла различных участков зоны термического влияния сварных соединений, как со стороны поковки, так и со стороны листового проката - тип IX ГОСТ 6996:

- надрез по границе сплавления (рисунок 2.5 в);
- надрез по ЗТВ 1,5 мм (рисунок 2.5 д);
- надрез по ЗТВ 3 мм (рисунок 2.5 е);
- надрез по ЗТВ 6 мм (рисунок 2.5 ж);
- надрез по основному металлу на расстоянии 50 мм от границы сплавления со швом (рисунок 2.5 г).

3. На статическое растяжение металла шва - тип II ГОСТ 6996 (рисунок 2.4).

4. На статический разрыв сварного соединения – тип XII ГОСТ 6996 (рисунок 2.5 з).

5. На статический изгиб сварного соединения - тип XXVIII ГОСТ 6996 (рисунок 2.5 з).

Для проведения химического анализа из металла шва высверливалась стружка (рисунок 2.5 и).

Также из сварных соединений изготавливались поперечные макрошлифы (рисунок 2.5 к) для металлографических исследований и анализа порядка заполнения разделки, оценки формы и геометрических размеров валиков.

Часть образцов изготавливались из сварных проб в состоянии послесварочного отпуска.

Разрезка сварных соединений на заготовки осуществлялась ленточной пилой, анодной, гидроабразивной и анодной резкой.

Вырезка и изготовление образцов производились механическим способом.

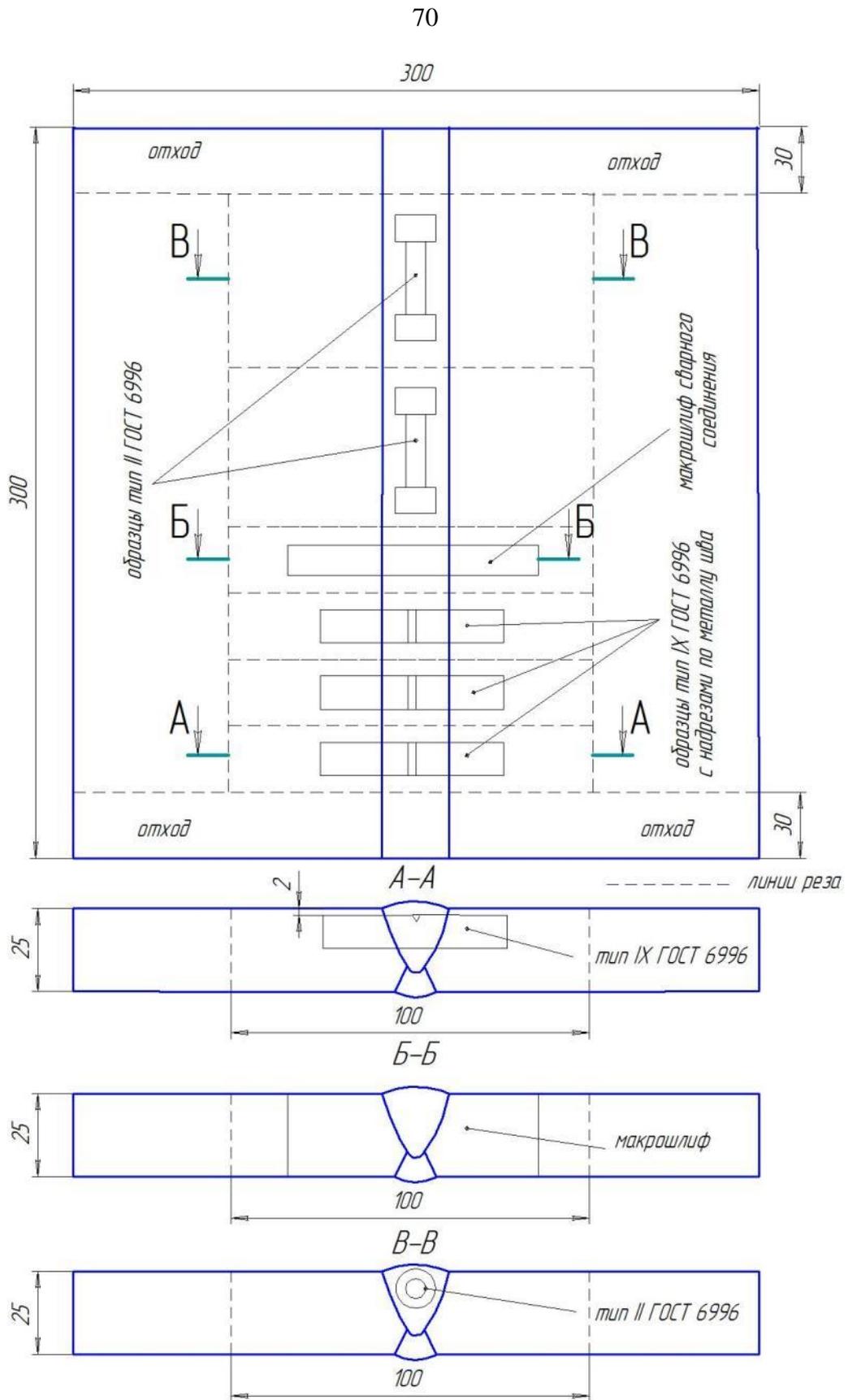


Рисунок 2.4 – Схема вырезки образцов при сварке плоской пробы из листового проката стали марки 09Г2СА-А

2.4 Термокинетические исследования

Проведение термокинетических исследований включало в себя построение и анализ термокинетических диаграмм, металлографические исследования структуры и измерение твердости по Виккерсу испытанных образцов.

Построение термокинетических диаграмм производилось на основе дилатометрических кривых, полученных в процессе регистрации изменения длины образцов диаметром 4 мм и длиной 10 мм при использовании высокоскоростных автоматизированных дилатометров "Formastor-G" и «Bahr ThermoanalyseDIL 805».

Скорость охлаждения и нагрева образцов в заданных температурных диапазонах, а также максимальная температура нагрева назначались в зависимости от цели и задач эксперимента.

2.4.1 Исследования анизотермического распада аустенита, имитирующие охлаждение металла шва

С целью сравнительной оценки структурных изменений в металле шва в зависимости от скорости охлаждения и от химического состава сварочных материалов производились дилатометрические испытания образцов, изготовленных из металла шва композиции C-Mn-Si и C-Mn-Ni.

Образцы нагревались до температуры 1300 °C со скоростью 200 °C/сек., время выдержки составляло 1 секунду, охлаждение образцов в температурном интервале от 800 до 500 °C производилось в диапазоне скоростей от 5 °C/сек. до 100°C/сек.

С целью оценки влияния скорости охлаждения на структуру и положение критических точек металла шва в высокотемпературных интервалах производились дилатометрические испытания образцов, изготовленных из металла шва композиции C-Mn-Si и C-Mn-Ni.

Образцы нагревались до температуры 1400 °C со скоростью 250°C/сек., время выдержки составляло 1 секунду, охлаждение образцов производилось в интервале температур 1400 - 1200°C со скоростями от 40 до 200 °C/сек., в интервале температур 1200-800 °C со скоростями от 15 до 120 °C/сек., в интервале температур 800-500 °C со скоростями от 5 до 30 °C/сек.

2.4.2 Исследования анизотермического распада аустенита, имитирующие охлаждение металла зоны термического влияния сварных соединений

С целью оценки структурных изменений в металле ЗТВ в зависимости от скорости охлаждения, соответствующих термическим циклам сварки, производились дилатометрические испытания образцов изготовленных из поковок и листового проката стали марки 09Г2СА-А.

Нагрев образцов производился до температуры 1200 °С со скоростью 50 °С/сек., время выдержки составляло от 1 до 6 секунд, охлаждение образцов производилось в температурном интервале от 800 до 500 °С в диапазоне скоростей от 5 °С/сек. до 100 °С/сек.

2.5 Методы проведения исследований термических циклов сварки

С целью оценки влияния погонной энергии, межваликовой температуры и параметров сварочного режима на температурно-временные условия формирования металла шва и ЗТВ сварных соединений стали марки 09Г2СА-А были выполнены замеры термических циклов при автоматической дуговой сварке (наплавке валиков) под флюсом в условиях сварочного цеха научно-производственного экспериментального комплекса ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей».

При выполнении замеров термических циклов сварки использовались термопары К-типа (Хромель-Алюмель) диаметром 0,3 мм.

Запись термических циклов производилась с помощью регистрирующего электронно-цифрового прибора марки «Параграф PL20» (Госреестр №34901-12), позволяющего производить замеры температуры со скоростью 10 измерений в секунду.

Обработка показаний регистратора производилась с помощью программного комплекса ARC data viewer, построение и анализ термических циклов в программе Office XL 2010.

2.5.1 Исследование температурно-временных условий в металле шва

Для проведения исследования влияния технологических параметров сварки на температурно-временные условия металла шва, производились замеры термических циклов сварки в процессе наплавки валиков автоматическим дуговым способом под флюсом марки ФЦ-16А сварочной проволокой марки Св-08Г2С на поверхность пластин типоразмером 300x200x25 мм и 500x300x25 мм из стали марки 09Г2СА-А (рисунок 2.6а), а также при сварке многопроходного шва с U-образной разделкой кромок на пластинах 500x200x25 мм указанным способом сварки и сварочными материалами.

Сварка (наплавка) валиков выполнялась с различными значениями параметров режима, варьировался сварочный ток в пределах от 400 до 600 А с шагом в 100 А, напряжение на дуге от 26 до 36 В с шагом 2 В, скорость сварки составляла 30, 50 и 60 см/мин.

При варьировании параметров сварки в вышеуказанных пределах значения погонной энергии изменялись от 1,0 до 3,7 кДж/мм при расчете по формуле (1.5).

Кроме того, при проведении экспериментов значения межваликовой температуры изменялись в пределах от 20 до 370 °С.

В процессе выполнения замеров термических циклов термопары погружались сквозь жидкую ванну расплавленного флюса (рисунок 2.6 б) в затвердевающий металл, когда его температура составляла порядка 1350-1280 °С (рисунок 2.6 в).

Для удобства на пластинах выполнялась градуировка участков с шагом в 1 см, позволяющая оценить перемещение дуги и выбрать момент погружения термопары в остывающий металл.

Полученные таким образом термические циклы позволяют установить экспериментальные зависимости между параметрами режима сварки, величиной погонной энергии, а также межваликовой температуры и скоростью охлаждения металла шва, как при повышенных температурах свыше 1200-800 °С, так и в температурном диапазоне наименьшей устойчивости аустенита 800-500 °С. Это в свою очередь способствует установлению условий формирования структурных состояний металла шва.



a)



б)



в)

Рисунок 2.6 – экспериментальная проба из стали марки 09Г2СА-А при выполнении замеров термических циклов автоматической дуговой сварки под флюсом марки ФЦ-16А сварочной проволокой марки Св- 08Г2С:

а – внешний вид пробы, шлаковая корка (б) и валик (в) после проведения замера

2.5.2 Исследование температурно-временных условий в зоне термического влияния

Выполнение замеров термических циклов сварки, для проведения исследований температурно-временных условий металла зоны термического влияния сварных соединений из стали марки 09Г2СА-А, производилось в процессе наплавки валиков автоматическим дуговым способом под флюсом марки ФЦ-16А сварочной проволокой марки Св-08Г2С на поверхность пластин типоразмером 300x200x25 мм и 500x300x25 мм из стали марки 09Г2СА-А (рисунок 2.6а), а также при сварке многопроходного шва с U-образной разделкой кромок на пластинах 500x200x40 мм.

Предварительно, на внутренней поверхности пластин из стали марки 09Г2СА-А, предназначенных для наплавки валиков, высверливались отверстия диаметром 3,5 мм на глубину от 23 до 15 мм. На наружной стороне пластин производилась разметка и соответствующая маркировка, в зависимости от глубины засверленного отверстия (рисунок 2.7 а).

В указанные отверстия зачеканивались конденсаторной сваркой термопары (рисунок 2.7 б). Таким образом, расстояние от наружной поверхности пластин, на которой выполнялась наплавка валиков до термопар, варьировалось от 2 до 10 мм.



а)



б)



в)

Рисунок 2.7 – экспериментальная проба из стали марки 09Г2СА-А при выполнении замеров термических циклов в ЗТВ при автоматической дуговой сварке под флюсом марки ФЦ-16А сварочной проволокой марки Св- 08Г2С:

а – отверстия для крепления термопар, б – подготовка к сварке,

в – проба после выполнения замеров

Сварка (наплавка) валиков выполнялась с различными значениями параметров режима, значения сварочного тока составляли 400, 500 и 600 А, напряжение на дуге 26, 30 и 36 В, скорость сварки составляла 30 и 50 см/мин.

При сочетании вышеуказанных параметров сварочного режима значения погонной энергии изменялись от 1,4 до 3,2 кДж/мм при расчете по формуле (1.5).

Кроме того, при проведении экспериментов значения межваликовой температуры изменялись в пределах от 20 до 370 °С.

Внешний вид пластины с выполненными валиками представлен на рисунке 2.7 в.

В процессе выполнения замеров термических циклов терморегистратор фиксировал изменение температуры в различных участках ЗТВ пластины в зависимости от глубины высверленного отверстия и в зависимости от сочетания параметров сварки, которые определяли глубину проплавления валика.

Фактическое расстояние в ЗТВ от точки замера термоцикла до границы сплавления металла, устанавливалось на поперечных макрошлифах (рисунок 2.8).

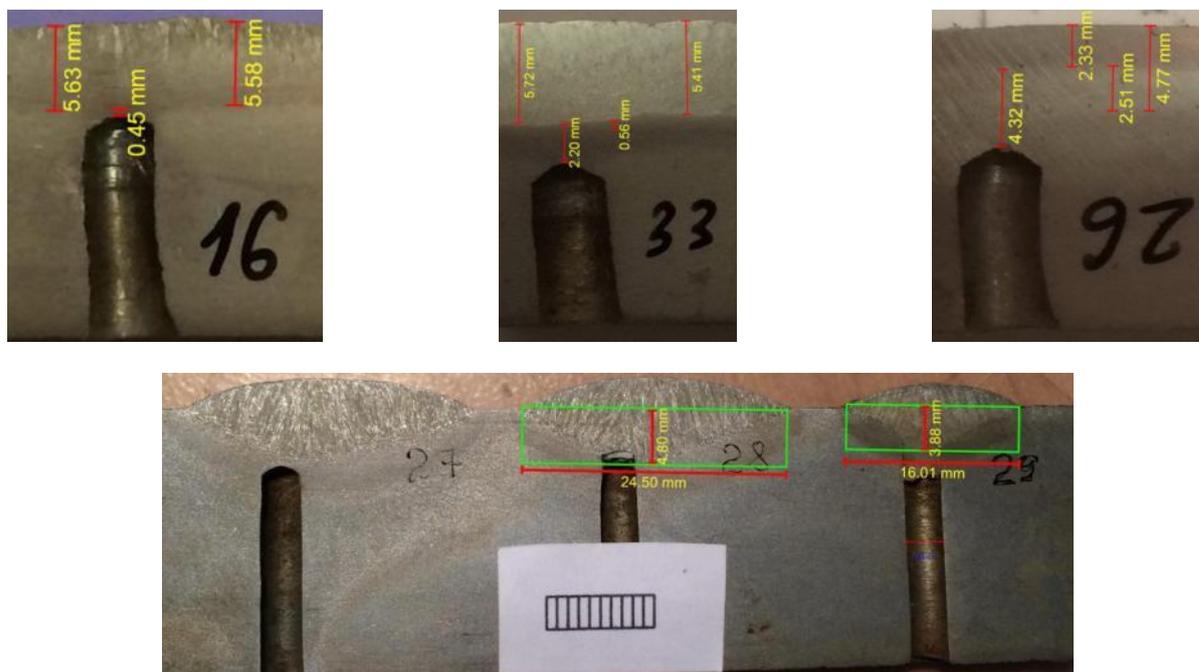


Рисунок 2.8 – Определение точки замера термического цикла на макрошлифах сварочных валиков, выполненных автоматической дуговой сваркой под флюсом марки ФЦ-16А сварочной проволокой марки Св-8Г2С

Кроме того, замеры термических циклов сварки в зоне термического влияния выполнялись и при выполнении стыковой сварной пробы с U-образной разделкой кромок.

На рисунке 2.9 а приведена схема засверловки отверстия под термопары, а на рисунке 2.9 б представлен макрошлиф выполненного сварного соединения, с указанием места фактического расположения термопары.

Полученные таким образом термические циклы позволяют установить скорость охлаждения и длительность пребывания металла различных участков ЗТВ в зависимости от параметров сварочного режима, погонной энергии и межваликовой температуры. Это в свою очередь способствует установлению условий формирования структурных состояний металла зоны термического влияния сварных соединений из стали марки 09Г2СА-А.

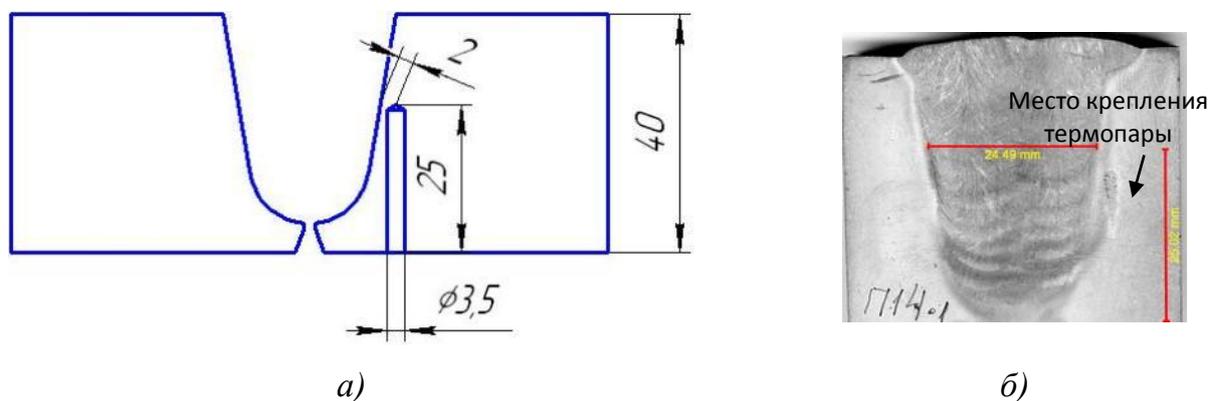


Рисунок 2.9 – Схема расположения отверстия под термопару (а) и макрошлиф сварного соединения (б), при автоматической дуговой сварке под флюсом марки ФЦ-16А сварочной проволокой марки Св-08Г2С сварной пробы с регистрацией термоциклов в ЗТВ

2.6 Исследования структуры

Исследования структуры выполнялись для металла шва и зоны термического влияния сварных соединений из листового проката и поковок стали марки 09Г2СА-А, выполненных ручной, механизированной и автоматической дуговой сваркой под флюсом.

2.6.1 Макроструктурные исследования

Макроструктурные исследования производились на поперечных макрошлифах, вырезанных из металла плоских и кольцевых сварных проб. Рабочая поверхность макрошлифов включала полное сечение металла шва, а также захватывала области с металлом зоны термического влияния и основным металлом полуфабрикатов на расстояние не менее 30 мм от границы сплавления с швом. Макрошлифы изготавливались как в исходном состоянии после сварки, так и после проведения термической обработки.

Рабочая поверхность макрошлифов выполнялась с шероховатостью Ra 1,6 мкм.

При металлографических исследованиях макрошлифов фиксировалось наличие или отсутствие трещин и непроваров, оценивались, при наличии, размеры и количество любых включений и скоплений.

После металлографической оценки макрошлифы подвергались травлению в 3%-ном растворе азотной кислоты с целью оценки раскладки валиков при многопроходном заполнении разделки сварного соединения.

Для оценки процентного соотношения литой и перекристаллизованной структуры в макроструктуре шва часть макрошлифов изготавливали с полировкой рабочей поверхности электрокорундовыми (ГОСТ 6456-75) и водостойкими (ГОСТ 10054-75) шкурками. Подготовленную таким образом поверхность подвергали травлению в 3%-ном растворе азотной кислоты.

Изображения макроструктуры с протравленных поверхностей получали при съемке цифровым фотоаппаратом с разрешением не менее 21 МПиксел, сканированием с разрешением не менее 1200 точек на дюйм, а также на цифровом оптическом микроскопе Olympus GX41 при 12 кратном увеличении.

Обработка цифровых изображений макроструктуры сварных швов производилась при помощи программного обеспечения JMicroVision и Portable CapturePro.

2.6.2 Микроструктурные исследования

Исследование микроструктуры металла шва и зоны термического влияния сварных соединений выполнялось методами оптической металлографии.

Металлографический анализ сварных соединений выполнялся на образцах, прошедших испытания на ударный изгиб, а также из разрезанных на части макрошлифов. Шлифы подготавливались в плоскости поперечного сечения шва по толщине.

Образцы для металлографических исследований изготавливались как в исходном состоянии после сварки, так и после проведения высокого отпуска. Пробоподготовка (вырезка, шлифование, полировка шлифов) выполнялась на оборудовании лаборатории фирм Struers и Buehler. Для выявления структуры травление микрошлифов осуществлялось в 3%-ном растворе азотной кислоты.

Микроструктура исследовалась с применением микроскопа Неофот-21, цифрового микроскопа Olympus GX41 и на металлографическом комплексе Axiovert 25CA при кратности увеличения x500, x100, x200, x500 и x1000.

2.6.3 Электронномикроскопические исследования

Исследование тонкой структуры металла зоны термического влияния сварных соединений из поковок стали марки 09Г2СА-А выполнялось методами электронной просвечивающей микроскопии.

Металл для изготовления тонких фольг вырезался из образцов, испытанных на ударный изгиб, места вырезки включали участки 3 и 6 мм от границы сплавления с металлом шва в ЗТВ, а также основной металл на расстоянии 50 мм от шва.

Изготовление тонких фольг выполнялось с помощью установки Tenupol-5 (электролит А-II) с последующей очисткой в установке ионного травления Fischione 1010 Ion Mill.

Исследования тонкой структуры производились с помощью просвечивающего электронного микроскопа Теснаі G2 30 S-TWIN при ускоряющем напряжении 200 кВ. Элементный анализ выполнялся с использованием энергодисперсионного рентгеновского спектрометра EDAX.

2.7 Методы определения механических характеристик металла шва и сварного соединения

При определении механических характеристик металла шва и сварных соединений использовались сварные пробы из листового проката и поковок стали марки 09Г2СА-А, изготовленные ручной, механизированной и автоматической дуговой свар-

кой под флюсом, как в исходном состоянии после сварки, так и после проведения термической обработки.

2.7.1 Испытания на ударный изгиб

Ударная вязкость металла шва и зоны термического влияния сварных соединений определялась при испытании на ударный изгиб образцов тип IX ГОСТ 6996 с V-образным концентратором выполненным по центру металла шва, по границе сплавления с металлом шва, по зоне термического влияния на расстоянии 1,5, 3 и 6 мм от границы сплавления со швом как со стороны поковки, так и со стороны листового проката, а также по основному металлу листа и поковки на расстоянии 50 мм от шва.

Испытания на ударный изгиб производились с помощью маятникового копра «Trebel», 2123 КМК.

Температура испытания составляла минус 50 °С, охлаждение образцов до указанной температуры производилось в термостате, обеспечивающем равномерное охлаждение и контроль температуры, в смеси жидкого азота с этиловым спиртом. Для контроля температуры охлаждающей среды применялся термометр с погрешностью не более ± 1 °С в соответствии с ГОСТ 9454-78.

Обработка, анализ и оценка результатов испытаний на ударный изгиб производилась в соответствии с ГОСТ 9454-78 и ГОСТ 6996.

2.7.2 Испытания на статическое растяжение

Испытания на статическое растяжение производились для металла шва и сварных соединений из стали марки 09Г2СА-А.

При испытании металла шва на статическое растяжение при температуре +20 °С использовались цилиндрические образцы тип II ГОСТ 6996, вырезанные в продольном направлении из металла шва сварных проб стали марки 09Г2СА-А.

Испытание цилиндрических образцов производилось на напольных разрывных машинах фирмы «Instron» и EU-40. При проведении испытаний на статическое растяжение в соответствии с ГОСТ 1497-84 оценивали следующие характеристики металла шва:

- временное сопротивление разрыву, Н/мм²;

- предел текучести, Н/мм²;
- относительное удлинение, %;
- относительное сужение, %.

При испытании металла сварных соединений из поковок и листового проката стали марки 09Г2СА-А на статическое растяжение при температуре +20 °С использовались плоские образцы тип XII ГОСТ 6996, вырезанные в поперечном направлении из металла сварных проб стали марки 09Г2СА-А. Испытания плоских образцов производились на испытательных машинах «Шенк-100» и «Шенк-250».

При проведении испытаний на статическое растяжение в соответствии с ГОСТ 1497-84 оценивалось временное сопротивление разрыву металла сварного соединения, а также фиксировалось место разрыва образцов с указанием расстояния от границы сплавления с металлом шва. Обработка, анализ и оценка результатов испытаний выполнялись в соответствии с ГОСТ 6996 и ГОСТ 1497-84.

2.7.3 Испытания на статический изгиб

Испытания на статический изгиб производились для металла сварных соединений из стали марки 09Г2СА-А.

При проведении испытаний использовались образцы тип XXVIII ГОСТ 6996, вырезанные в поперечном направлении из металла сварных проб стали марки 09Г2СА-А.

При испытании растягивалась верхняя сторона металла шва, диаметр оправки составлял не менее 3 толщин образца.

При проведении испытания на статический изгиб определялась способность сварного соединения принимать заданный по размеру и форме изгиб, который в соответствии с ГОСТ 6996 характеризуется углом изгиба α . Угол изгиба, в соответствии с требованиями РД5.УЕИА.3153/3232-99 составлял 60 °, для сварных соединений толщиной свыше 20 мм.

2.7.4 Измерения твердости

Твердость сварных соединений из стали марки 09Г2СА-А определялась на поперечных шлифах сварных проб, половинках образцов испытанных на ударный изгиб, а

также на торцах образцов после проведения дилатометрических испытаний по ГОСТ 2999-75 (по методу Виккерса).

Измерения твердости по Виккерсу производились на оборудовании Wilson Wolpert 452 SVD, при нагрузках 10 и 5 кгс.

Замеры на образцах из сварных соединений производились по основному металлу, металлу шва и зоне термического влияния по линиям, проходящим через центр шва параллельно поверхности основного металла, а также в перпендикулярном направлении по высоте металла шва.

Кроме того, производились измерения микротвердости структурных составляющих металла шва с использованием автоматического микротвердомера DM-8 фирмы AFFRI, при нагрузке 2 и 0,5 кгс.

Выводы по главе 2

Предложенный комплекс исследований структуры и механических свойств металла сварных соединений стали марки 09Г2СА-А позволяет выполнить поставленные задачи диссертационной работы, достоверно изучить факторы и экспериментально подтвердить условия формирования хладостойкой структуры металла шва и ЗТВ, а также подтвердить качество и хладостойкость производственных сварных соединений ТУК МБК, выполненных по разработанной технологии сварки.

ГЛАВА 3 ИССЛЕДОВАНИЕ МЕТАЛЛА ШВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ СТАЛИ МАРКИ 09Г2СА-А, ВЫПОЛНЕННЫХ РУЧНОЙ, МЕХАНИЗИРОВАННОЙ И АВТОМАТИЧЕСКОЙ ДУГОВОЙ СВАРКОЙ ПОД ФЛЮСОМ

3.1 Выбор унифицированных химических композиций сварочных материалов

Выбор композиций сварочных материалов для сварки кремнемарганцовистой стали марки 09Г2СА-А различными способами сварки производился с учетом данных литературного обзора, где было показано, что традиционно для обеспечения хладостойкости металла шва при отрицательных температурах используются легирующие системы типа С-Мn-Ni, С-Мn-2..3Ni и С-Мn-Ni-Мо.

В процессе предварительной оценки ударной вязкости KCV^{-50} металла шва в зависимости от легирующей композиции сварочных материалов при сварке кремнемарганцовистой стали (рисунок 3.1), были подтверждены существующие тенденции снижения ударной вязкости KCV^{-50} металла шва после проведения высокого отпуска. При этом, было установлено, что с повышением содержания никеля (рисунок 3.1г) или при наличии молибдена (3.1а, б) в металле шва усиливается снижение его хладостойкости после высокого отпуска при температуре 650 °С в течение 8 ч.

Таким образом, в качестве основных химических композиций сварочных материалов для различных способов сварки были выбраны легирующие системы С-Мn-Ni (Ni = 0,9-1,5 %) и С-Мn-Si.

С точки зрения формирования хладостойкой структуры металла шва выбор композиции С-Мn-Ni основывался на содержании в легирующей системе никеля в пределах 0,8-1,2%, который приводит к снижению критических температур полиморфного превращения и повышает устойчивость переохлажденного аустенита, способствуя протеканию бейнитного превращения. При этом содержание никеля в заданном диапазоне в наименьшей степени снижает ударную вязкость шва при минус 50 °С после проведения высокого отпуска.

Выбор химической композиции С-Мn-Si для обеспечения хладостойкости металла шва сварных соединений из стали марки 09Г2СА-А при минус 50 °С, в состоянии до

и после высокого отпуска, являлся в определённой степени инновационным решением, представляющим как научный, так и практический интерес по следующим причинам.

С научной точки зрения исследование факторов и закономерностей формирования структурных состояний металла шва композиции C-Mn-Si позволяет расширить современные представления о хладостойкости низколегированных безникелевых сварных швов.

Практическая ценность заключается в обеспечении возможности использования более дешевых безникелевых сварочных материалов, наиболее близких по химическому составу к основному металлу при сварке кремнемарганцовистой стали марки 09Г2СА-А.

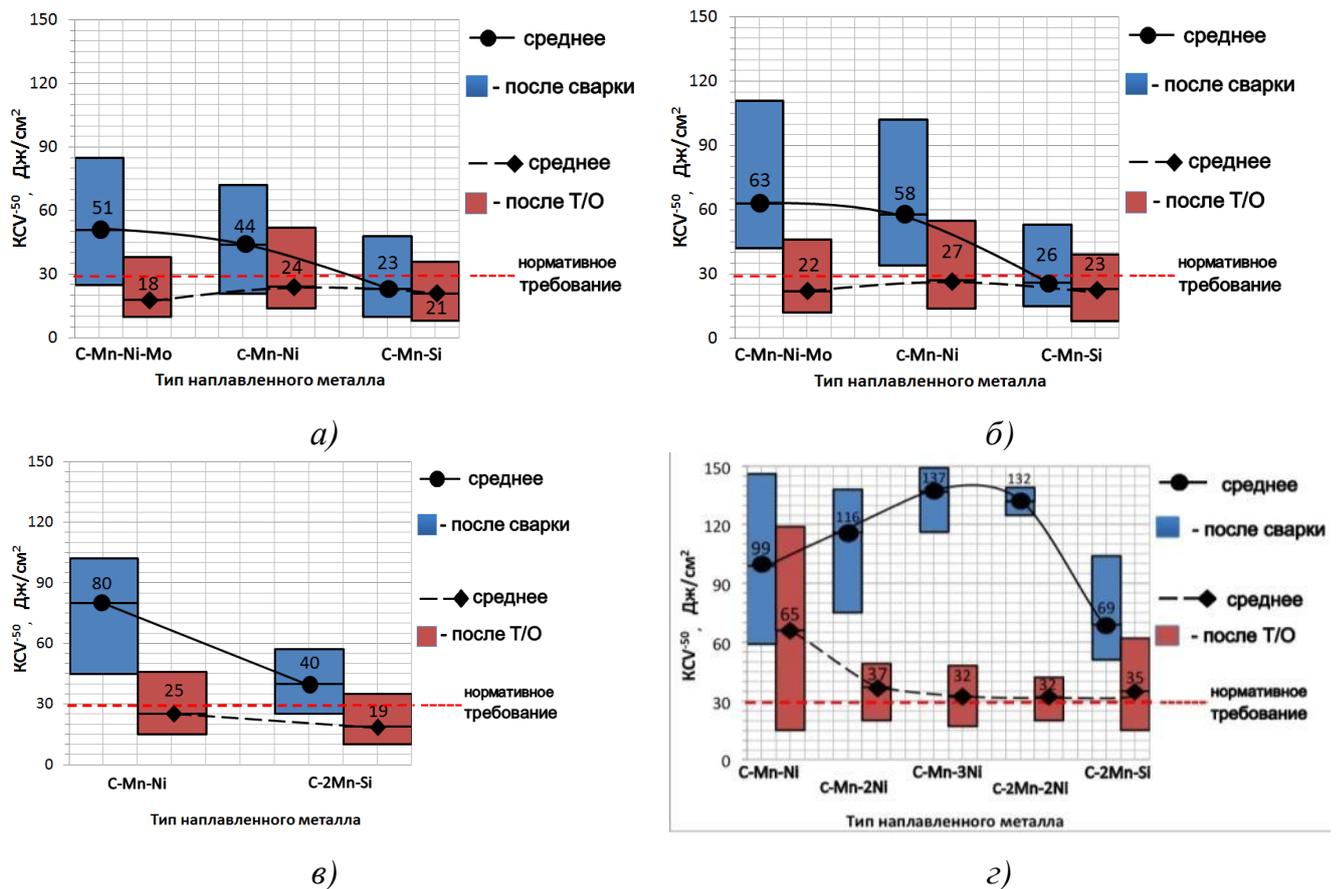


Рисунок 3.1 – Ударная вязкость металла шва различных композиций легирования в исходном состоянии и после высокого отпуска: при автоматической дуговой сварке под флюсом (а), ручной дуговой сварке покрытыми электродами (б), полуавтоматической сварке в смеси защитных газов с присадочной проволокой сплошного сечения (в) и с присадочной порошковой проволокой (г)

3.2 Научное обоснование условий формирования хладостойкой структуры металла шва композиции С-Mn-Ni и С-Mn-Si в состоянии до и после проведения высокого отпуска

3.2.1 Влияние термокинетических условий на анизотермический распад переохлажденного аустенита

Скорость охлаждения в процессе сварки оказывает непосредственное влияние на формирование структурных состояний металла шва. В связи с этим эффективным и широко используемым средством прогнозирования структурных превращений металла шва являются термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита в интервале температур его наименьшей устойчивости от 800 до 500 °С.

При этом распад аустенита протекает не в изотермических условиях, а при повышенных скоростях охлаждения в широком диапазоне, соответствующем термическим циклам при различных способах сварки.

Предварительную оценку скорости охлаждения металла шва в зависимости от величины погонной энергии в процессе сварки можно произвести с помощью известной эмпирической зависимости, представленной в работе [66]:

$$\text{Log } t_{800-500} = 0,626 + 0,214 \cdot Q_{\text{П}} \quad (3.1)$$

Где:

$t_{800-500}$ – время пребывания металла шва в интервале температур наименьшей устойчивости аустенита, с;

$Q_{\text{П}}$ – погонная энергия, определяемая в соответствии с выражением (1.5), кДж/мм.

Таким образом, скорость охлаждения металла шва можно оценить с помощью выражения:

$$V_{800-500} = \Delta T_{800-500} / t_{800-500} \quad (3.2)$$

Где:

$V_{800-500}$ = скорость охлаждения металла шва, в интервале температур наименьшей устойчивости аустенита, °С/с;

$\Delta T_{800-500}$ – разность температур в интервале наименьшей устойчивости аустенита, °С.

В таблице 3.1 приведены значения скорости охлаждения металла шва в зависимости от погонной энергии при автоматической дуговой сварке под флюсом, рассчитанные с помощью выражений (3.1) и (3.2). В свою очередь, величина погонной энергии определялась соотношением параметров сварочного режима и рассчитывалась в соответствии с выражением (1.5).

Таблица 3.1 – расчетные значения скорости охлаждения металла шва в зависимости от величины погонной энергии и сочетания параметров сварочного режима

П/П	Скорость сварки $V_{СВ}$, см/мин (мм/с)	Сила сварочного тока $I_{СВ}$, А	Напряжение на дуге $U_{д}$, В	Погонная энергия $Q_{п}$, кДж/мм	Время охлаждения $t_{800-500}$, с	Скорость охлаждения, $V_{800-500}$, °C/с
1*	36 (6,0)	600	36	3,24	21	14
2	50 (8,3)	530	28	1,62	9,4	32
3	50 (8,3)	480	28	1,45	8,6	35
4	50 (8,3)	440	26	1,24	7,8	39
5	40 (6,7)	350	23,5	1,06	7,1	43

* - традиционный режим рекомендованный ПНАЭГ 7-009-89

Исследования влияния скоростей охлаждения на анизотермический распад переохлажденного аустенита металла шва композиции С-Mn-Ni и С-Mn-Si выполнялись с помощью термокинетических диаграмм (рисунок 3.2), построенных на основании результатов дилатометрических испытаний.

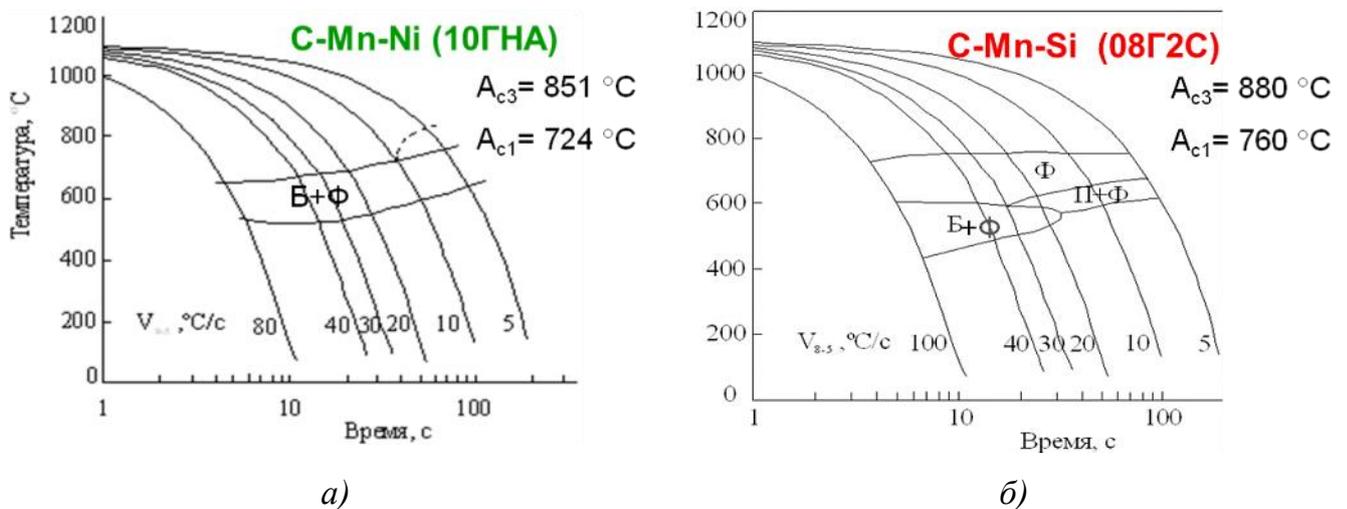


Рисунок 3.2 – Термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита металла шва композиции типа С-Mn-Ni (а) и С-Mn-Si (б)

Анализ термокинетических диаграмм показал следующее.

Анизотермический распад переохлажденного аустенита металла шва композиции C-Mn-Ni в диапазоне температур 800 – 500 °С (рисунок 3.2 а) происходит по смешанному сдвигово-диффузионному механизму, что способствует формированию феррито-бейнитной области в широком диапазоне скоростей охлаждения от 10 до 80 °С/с.

В изотермических условиях для данной композиции металла шва температура начала полиморфного превращения составляет $A_{c1} = 724$ °С, а конец полиморфного превращения происходит при температуре $A_{c3} = 851$ °С.

Структура металла шва композиции C-Mn-Si при анизотермическом распаде переохлажденного аустенита (рисунок 3.2 б) имеет принципиальное отличие от структуры металла шва композиции C-Mn-Ni, которое заключается в том, что распад аустенита металла шва композиции C-Mn-Si при скоростях охлаждения менее 17 °С/с сопровождается феррито-перлитным превращением по диффузионному механизму.

В случае обеспечения скорости охлаждения от 20 до 100 °С/с происходит смена диффузионного феррито-перлитного превращения на феррито-бейнитное превращение по смешанному (сдвигово-диффузионному) механизму. Следует также отметить, что для композиции C-Mn-Si устойчивость аустенита снижается, так как критические температуры полиморфного превращения повышаются на 30-35 °С по сравнению с композицией C-Mn-Ni и, соответственно, составляют $A_{c1} = 760$ °С и $A_{c3} = 880$ °С.

Следовательно, режим №1 представленный в таблице 3.1 и традиционно рекомендуемый ПНАЭГ 7-009-89, не может быть использован для сварки кремнемарганцовистой стали марки 09Г2СА-А, так как не обеспечивает требуемой скорости охлаждения металла шва композиции C-Mn-Si для формирования хладостойкой структуры.

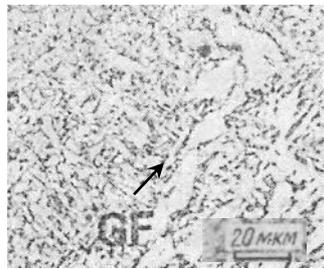
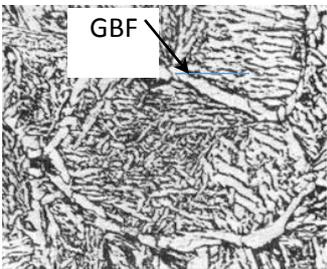
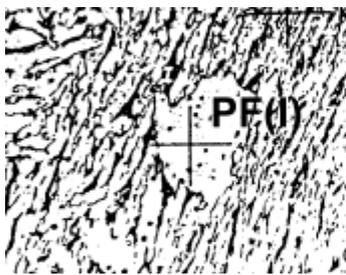
Снижение величины погонной энергии способствует эффективному повышению скорости охлаждения металла шва до 40 °С/с (таблица 3.1) и, в соответствии с диаграммами представленными на рисунке 3.2, позволяет обеспечить распад переохлажденного аустенита в области феррито-бейнитного превращения.

Таким образом, анализ результатов исследований термокинетических диаграмм показал, что анизотермический распад переохлажденного аустенита металла шва композиции C-Mn-Ni сопровождается феррито-бейнитным превращением в широком диапазоне скоростей охлаждения, а для металла шва композиции C-Mn-Si обеспечивается при скорости охлаждения не менее 20 °С/с.

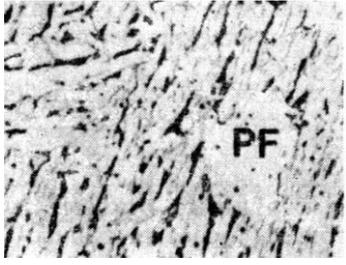
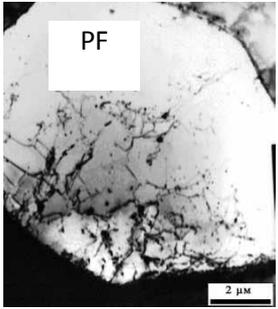
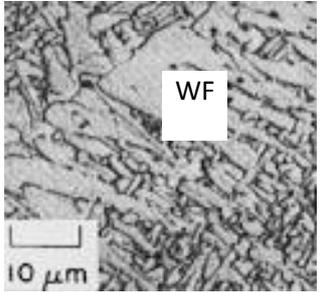
3.2.2 Влияние термокинетических условий на структурные и фазовые превращения металла шва

С целью проведения исследований микроструктурных изменений металла шва композиции С-Mn-Ni и С-Mn-Si в зависимости от термокинетических условий охлаждения, в данной работе предварительно был выполнен анализ и обобщение типовых микроструктурных составляющих (представленный в таблице 3.2), в связи с многообразием терминологии и различий при описании в научно-технической литературе микроструктур металла низколегированных швов [32, 33, 34, 35, 36, 37, 41, 42, 44, 45, 49, 52].

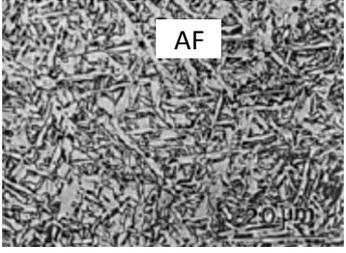
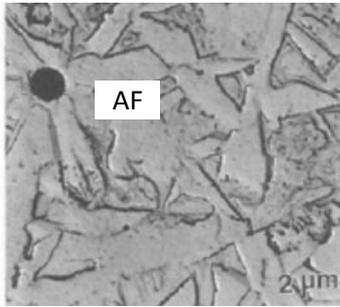
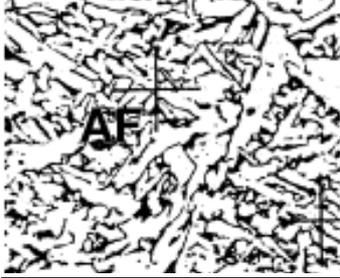
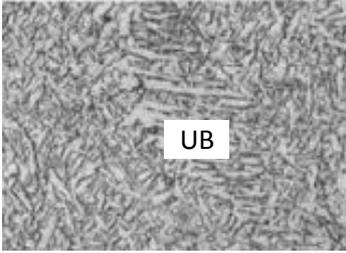
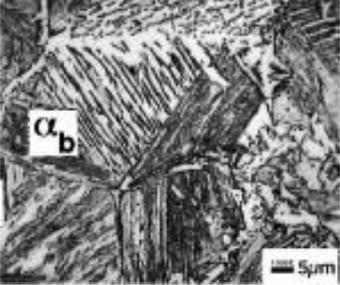
Таблица 3.2 – Микроструктурных составляющих металла низколегированных сварных швов [32, 33, 34, 35, 36, 37, 41, 42, 44, 45, 49, 52].

Структурные составляющие		
Изображение	Обозначение	Описание
	GF GBF PF(G)	Зернограничный (пограничный, аллотриоморфный) доэвтектоидный феррит – разновидность первичного феррита, ассоциируется с границами аустенитных зерен (кристаллитов). Образуется при высоких скоростях охлаждения в виде сплошных или разорванных сеток феррита. Легко выделяется в структуре полученной в результате промежуточного превращения. Обладает невысокой плотностью дислокаций
		
	PF (I) PF	Полигональный равноосный феррит (изоморфный) – разновидность первичного феррита, образуется при малых скоростях охлаждения, когда диффузионное превращение протекает при высоких температурах, как внутри бывших аустенитных областей, так и вблизи границ зерен и кристаллитов.

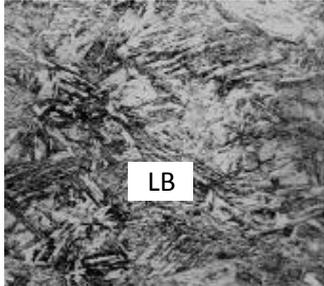
Продолжение таблицы 3.2

		<p>Зерна полигонального феррита имеют приблизительно равноосную (полиэдрическую) форму, границы зерен ровные.</p> <p>Для ферритных зерен характерна низкая плотность дислокаций, субзеренная структура отсутствует. Дислокации неравномерно распределены по объему зерен феррита. Их плотность несколько возрастает к границам зерен, которые находятся в контакте с кристаллами бейнита</p>		
				
	<p>WF FS (A) AC</p>	<p>Видманштеттов феррит - разновидность бокового пластинчатого феррита, которая в зарубежной литературе часто именуется как феррит с упорядоченной второй фазой FS (A) Образуется при более низкой температуре, чем полигональный феррит и более высоких скоростях охлаждения. Его кристаллы представляют собой грубые удлиненные, практически параллельные пластины, как правило, имеющие неровные (пилообразные) границы.</p> <p>Отношение длины к ширине ферритных пластин составляет > 4 (часто 10...20) Ферритные иглы и пластины крупнее, чем кристаллы игольчатого бейнита, а плотность дислокаций в них ниже.</p> <p>Зарождение видманштеттова феррита происходит как по границам аустенитного зерна, которые растут от сетки аллотриоморфного феррита и зерен полигонального феррита, сформировавшихся ранее на границах аустенитных зерен, так и внутри бывших аустенитных областей</p>		
				
				

Продолжение таблицы 3.2

	<p>AF</p>	<p>Игольчатый феррит (неполигональный феррит, малоуглеродистый бейнит) – неравновесный феррит с сильно развитой субструктурой, образуется по смешанному диффузионному и сдвиговому механизму при температурах превышающих температуру образования верхнего бейнита на 100-50 °С, при повышенных скоростях охлаждения. Игольчатый феррит состоит из мелких (1..3 мкм) вытянутых кристаллов α-фазы, с высоким углом разориентации ($>20^\circ$), повышенной плотностью подвижных дислокаций и островками вторичных фаз (перлит, мартенсит-аустенит-карбидная фаза - МАК) распределенными по границам кристаллов.</p> <p>Мелкие зерна игольчатого феррита, разделенные высокоугловыми границами представляют по своему внешнему виду «плетеную корзину»</p>	
		<p>AF</p>	
			<p>AF</p>
	<p>UB</p>		
		<p>α_b</p>	

Продолжение таблицы 3.2

	LB	<p>Нижний бейнит - образуется из переохлажденного аустенита при температурах 350-200 °С, имеет мелко-игольчатое строение похожее на мартенсит, состоит из мелких тонких частиц карбидов, расположенных в пластинках феррита, пересыщенного углеродом</p>
	FC	<p>Феррито-карбидная смесь – перлит, или области феррита с межфазными карбидами, в которой площадь феррито-карбидных колоний больше, чем площадь ферритных пластин</p>
	FS(NA)	<p>Разновидность пластинчатого феррита с неупорядоченной второй фазой, которая полностью окружена ферритом. Образуется при более низкой температуре, чем полигональный феррит и более высоких скоростях охлаждения.</p>

Наличие в микроструктуре низколегированного металла шва вышеуказанных структурных составляющих оказывает разнонаправленное влияние на хладостойкость.

Избыточное количество полигонального феррита приводит к снижению сопротивления хрупкому разрушению, так как в грубых ферритных зернах трещина легко развивается по прямой, пока не изменяет своего направления от границы зерна. Формирование структуры видманштеттова феррита и верхнего бейнита снижают хладостойкость металла шва, так как границы между рейками и иглами, сформированными в пакеты, являются малоугловыми, что препятствует движению дислокаций, но не мешает распространению трещины [32], [37]. Наличие феррито-карбидной частиц на стыках зерен и при их неравномерном распределении, также может являться негативным структурным фактором для обеспечения хладостойкости.

Наиболее благоприятной, с точки зрения обеспечения высокой хладостойкости низколегированного металла шва, является структура игольчатого феррита. Кроме того, высокую хладостойкость металла шва могут обеспечивать структуры нижнего бейнита, гранулярного бейнита, а также квазиполигонального феррита с равномерным распределением карбидных частиц.

Исследование влияния термокинетических условий на микроструктурных изменений металла шва композиции С-Mn-Ni и С-Mn-Si выполнялись на дилатометрических образцах, охлажденных со скоростями соответствующими термическим циклам сварки.

Принципиальное отличие выполненных в данной работе исследований заключалось в том, что охлаждение дилатометрических образцов регламентировалось не только, как принято традиционно, в интервале температур наименьшей устойчивости аустенита 800-500 °С, а также и в высокотемпературном интервале 1200-800 °С.

Необходимость регламентирования скорости охлаждения в интервале 1200-800 °С основывалась на результатах исследования термоциклов металла шва при автоматической дуговой сварке под флюсом, представленных на рисунке 3.3.

Анализ термоциклов, представленных на рисунке 3.3 показал, что скорость охлаждения металла шва в интервале 1200-800 °С может в 3-4 раза превышать скорость охлаждения в интервале температур 800-500 °С в зависимости от величины погонной энергии и межваликовой температуры при сварке.

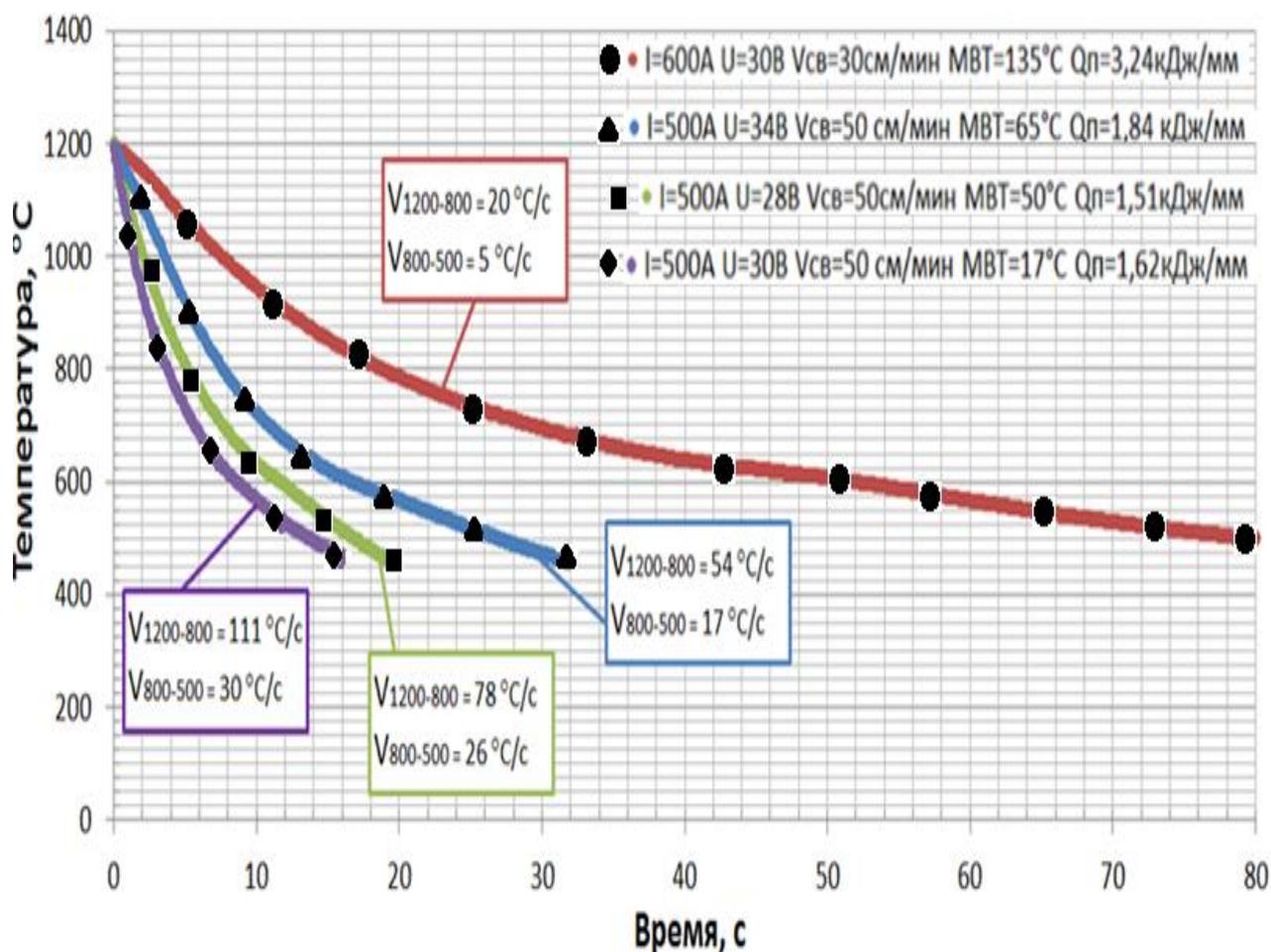
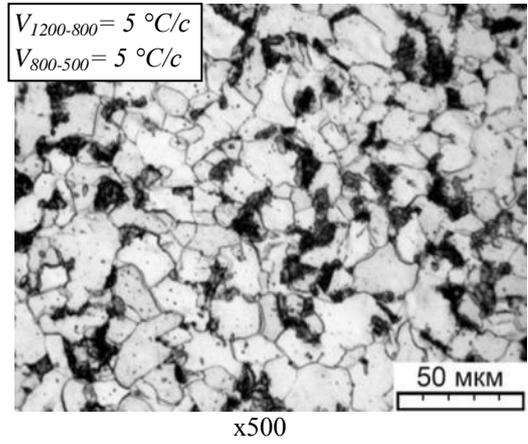
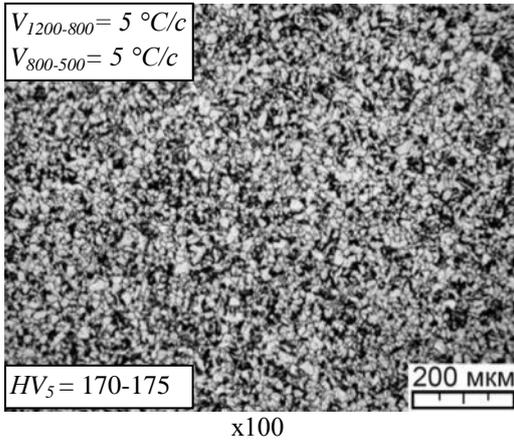


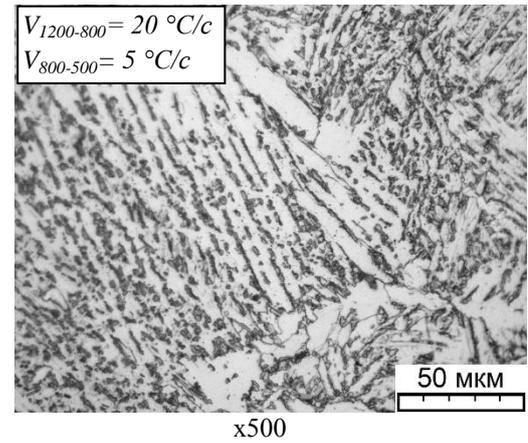
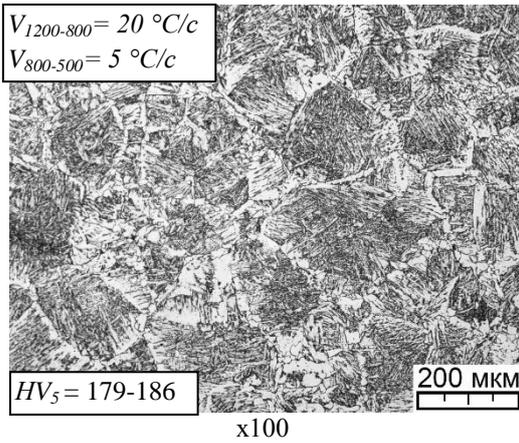
Рисунок 3.3 – Экспериментальные сварочные термоциклы металла шва композиции С-Mn-Si при автоматической дуговой сварке под флюсом

С учетом вышеизложенного, при проведении дилатометрических испытаний металла шва композиции С-Mn-Si и С-Mn-Ni образцы охлаждались со скоростью от 5 до 120 °C/c в высокотемпературном интервале температур и в диапазоне от 5 до 30 °C/c в интервале температур наименьшей устойчивости аустенита 800-500 °C.

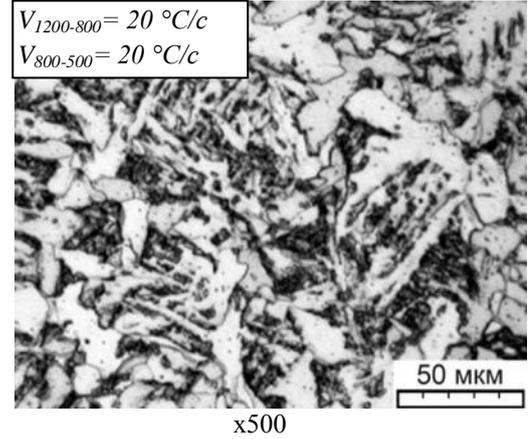
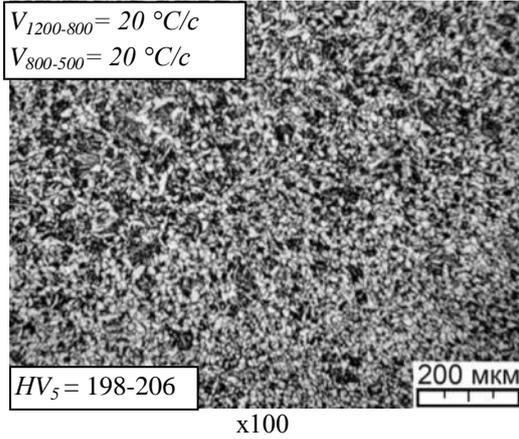
На рисунках 3.4 и 3.5 представлены микроструктуры металла шва композиции С-Mn-Si и С-Mn-Ni, полученные при металлографических исследованиях испытанных образцов.



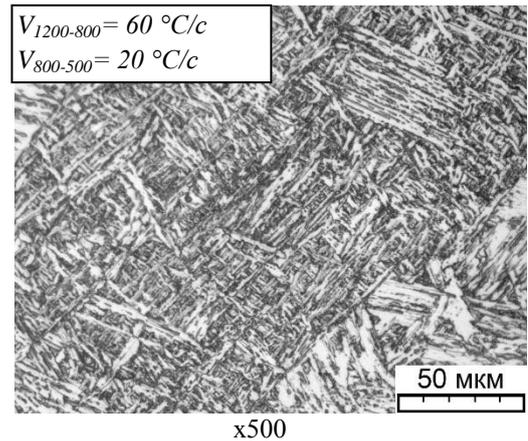
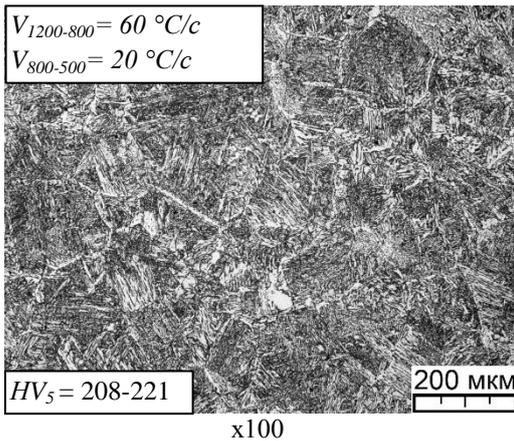
a)



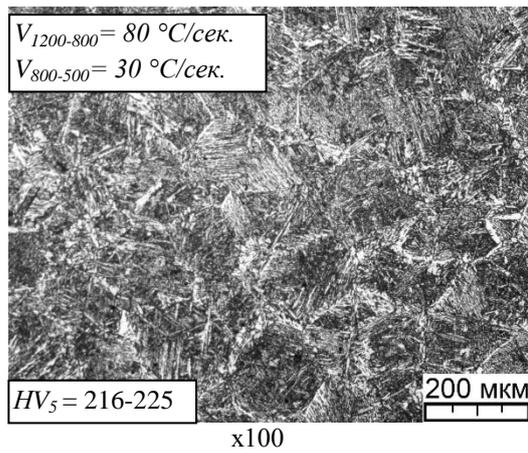
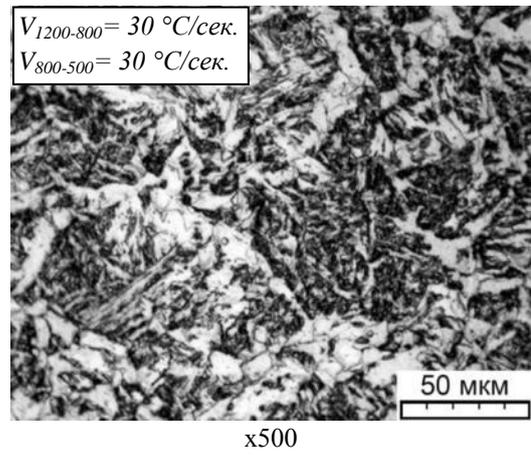
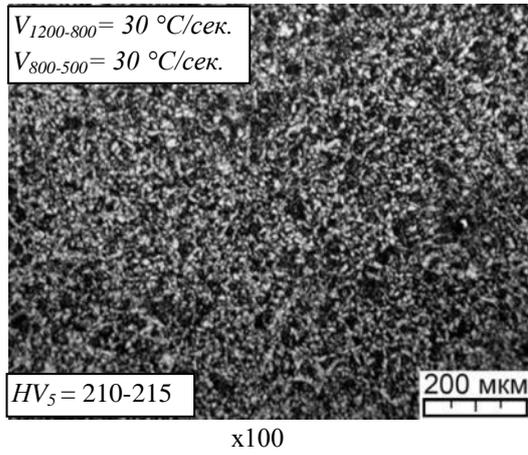
b)



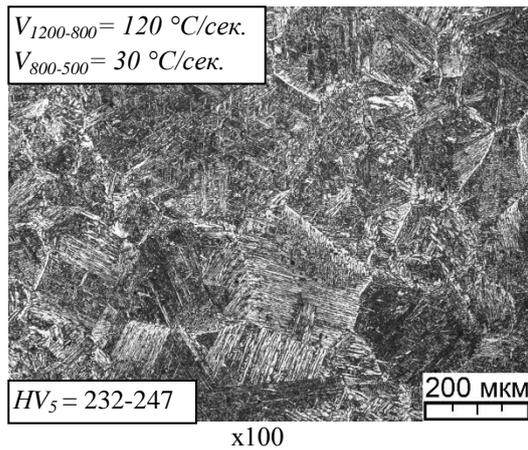
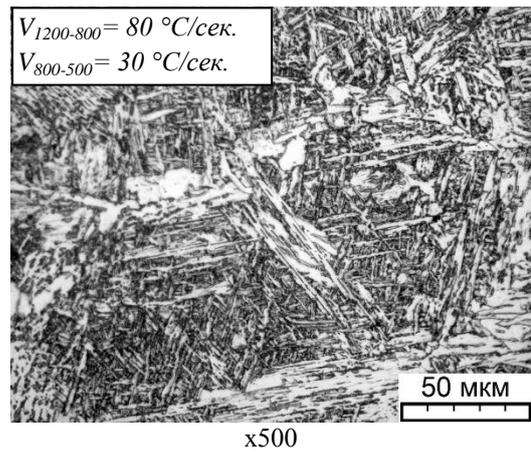
b)



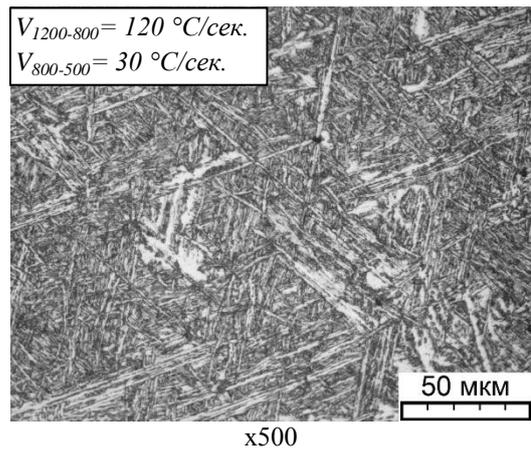
c)



д)



е)



ж)

Рисунок 3.4 – Микроструктура металла шва композиции C-Mn-Si в зависимости от скорости охлаждения в высокотемпературном интервале 1200-800 °С и в интервале температур наименьшей устойчивости аустенита 800-500 °С при дилатометрических испытаниях

Анализ структурных превращений металла шва композиции C-Mn-Si в зависимости от скорости охлаждения в интервалах температур 1200-800 °С и 800-500 °С показал следующее.

Металл шва C-Mn-Si охлажденный с одинаковой скоростью 5 °С/с в интервалах температур 1200-800 °С и 800-500 °С имеет мелкозернистую феррито-перлитную структуру, которая характеризуется твердостью 170-175 НV (рисунок 3.4 а).

При этом, ферритная фаза представляет собой преимущественно равноосные зерна полигонального феррита диаметром от 10 и до 29 мкм, что соответствует бальности зерна 7-10 по ГОСТ 5639-82. Перлитная составляющая в структуре металла шва сосредоточена преимущественно на стыках границ зерен феррита, размер перлитных частиц варьируется от 8 до 19 мкм. Процентное содержание перлитной фазы в поле зрения исследованного шлифа составляет порядка 19%.

Кроме того, внутри ферритных зерен отмечается наличие частиц карбидного типа размером от 0,7 до 2,0 мкм. Процентное содержание указанных частиц в поле зрения шлифа не превысило 1%.

Увеличение скорости охлаждения металла шва $V_{1200-800} = 20$ °С/с, при сохранении скорости охлаждения $V_{800-500} = 5$ °С/с, привело к существенному изменению его микроструктуры и увеличению твердости до 179-186 НV (рисунок 3.4б).

В указанных условиях охлаждения сформировался феррит бейнитного типа с упорядоченными вторичными фазами, протяженность ферритных реек составила от 55 до 105 мкм, ширина 2-4,5 мкм, полосы вторичных фаз чередуются с шагом 4,5-7 мкм. Кроме того, в структуре присутствуют кристаллы аллотриоморфного феррита длиной от 20 до 50 мкм и шириной 10-12 мкм, расположенные в виде цепочек, предположительно, по границам бывших аустенитных зерен. Также присутствуют единичные зерна феррита квазиполигональной морфологии размером 20-24 мкм с неупорядоченными выделениями карбидного типа размером 1-2 мкм.

При дальнейшем увеличении скорости охлаждения металла шва C-Mn-Si $V_{1200-800} = 20$ °С/с и $V_{800-500} = 20$ °С/с (рисунок 3.4 в) сохраняется тенденция формирования промежуточной структуры феррито-бейнитного типа с сопутствующим увеличением твердости до 198-206 НV. В феррито-бейнитной смеси присутствуют иглы видманштеттова феррита длиной от 24 и до 57 мкм, толщиной 2,5-7 мкм, бейнитный феррит гранулярной морфологии размером 16-22 мкм, ферритные зерна в форме неправильных

многогранников размером 16-37 мкм с неупорядоченными вторичными фазами, а также феррито-карбидная смесь между кристаллами феррита.

При увеличении скорости охлаждения в высокотемпературном интервале $V_{1200-800}$ до 60 °C/с и сохранении $V_{800-500} = 20^\circ\text{C/с}$ дисперсность феррито-бейнитной структуры значительно возрастает, а твердость повышается до 208-221 HV (рисунок 3.4г). Данная структура представляет собой преимущественно игольчатый феррит (более 60% в поле зрения исследуемого шлифа) и является наиболее предпочтительной для обеспечения хладостойкости металла шва сварных соединений низколегированных сталей. Структура игольчатого феррита характеризуется длиной ферритных кристаллов от 8 до 18 мкм, шириной 1,5-3,5 мкм, кристаллы разделены высокоугловыми границами (26-43°) и по своему внешнему виду представляют классическую «переплетенную корзину». Кроме игольчатого феррита в структуре присутствуют области, предположительно, верхнего бейнита с толщиной игл 1-2 мкм и длиной от 25 до 52 мкм, а также области бейнитного феррита размером от 20 до 50 мкм с ориентированными и неупорядоченными вторичными фазами.

Охлаждение металла шва C-Mn-Si с параметрами $V_{1200-800} = 30^\circ\text{C/с}$ и $V_{800-500} = 30^\circ\text{C/с}$ (рисунок 3.4 д) позволяет повысить дисперсность феррито-бейнитной структуры по сравнению с параметрами охлаждения $V_{1200-800} = 20^\circ\text{C/с}$ и $V_{800-500} = 20^\circ\text{C/с}$ (рисунок 3.4 в). При этом грубая видманштеттова структура практически исчезает, размер ферритных кристаллов с упорядоченными и неупорядоченными вторичными фазами уменьшаются в 2-3 раза и составляет от 8 до 19 мкм, а твердость повышается до 210-215 HV.

Однако, при сравнении структуры металла шва с параметрами охлаждения $V_{1200-800} = 30^\circ\text{C/с}$ и $V_{800-500} = 30^\circ\text{C/с}$ (рисунок 3.4 д) по сравнению со структурой металла шва с параметрами охлаждения $V_{1200-800} = 60^\circ\text{C/с}$ и $V_{800-500} = 20^\circ\text{C/с}$ (рисунок 3.4 г) становится очевидным, что основное влияние на формировании структуры игольчатого феррита в металле шва оказывает повышенная скорость охлаждения в высокотемпературном интервале 1200-800 °C, а не в интервале температур наименьшей устойчивости аустенита 800-500 °C.

Последующие результаты исследования микроструктуры металла шва композиции C-Mn-Si показали, что дальнейшее увеличение скорости охлаждения $V_{1200-800}$ до 80 °C/с (рисунок 3.4 е) и до 120 °C/с (рисунок 3.4 ж) при обеспечении скорости охлаждения

$V_{800-500} = 30^\circ\text{C}/\text{с}$, приводит к снижению содержания игольчатого феррита до 30% и 15 % соответственно, твердость металла шва при $V_{1200-800} = 80^\circ\text{C}/\text{с}$ увеличивается не значительно (216-225 HV), а при $V_{1200-800} = 120^\circ\text{C}/\text{с}$ структура приобретает бейнито-мартенситный вид, твердость которой в целом не превышает 232-247 HV₅, однако значения микротвердости могут достигать 320 $\mu\text{HV}_{0,5}$.

Результаты исследований влияния термокинетических условий на структурные превращения металла шва композиции C-Mn-Ni, представленные на рисунке 3.5, имеют сходные тенденции с установленными закономерностями микроструктурных изменений для металла шва композиции C-Mn-Si.

Металл шва C-Mn-Ni охлажденный со скоростью $5^\circ\text{C}/\text{с}$ в интервалах температур 1200-800 °C и 800-500 °C имеет мелкозернистую феррито-перлитную структуру, которая характеризуется твердостью 166-169 HV (рисунок 3.5 а).

Ферритная составляющая представлена преимущественно зернами полигонального и квазиполигонального феррита диаметром от 8 и до 23 мкм, что соответствует бальности зерна 8-11 по ГОСТ 5639-82. Перлитная составляющая в структуре металла шва имеет зернистую морфологию, размер перлитных частиц варьируется от 5 до 18 мкм. Процентное содержание перлитной фазы в поле зрения исследованного шлифа составило не менее 23%. Также внутри ферритных зерен отмечается наличие частиц карбидного типа размером от 0,7 до 1,5 мкм. Процентное содержание указанных частиц в поле зрения шлифа составило 2,5 %.

Увеличение скорости охлаждения металла шва C-Mn-Ni до $V_{1200-800} = 20^\circ\text{C}/\text{с}$, при сохранении скорости охлаждения $V_{800-500} = 5^\circ\text{C}/\text{с}$, привело к существенному изменению его микроструктуры и увеличению твердости до 175-180 HV (рисунок 3.5 б). В указанных условиях охлаждения сформировалась грубая структура промежуточного типа. Ферритная фаза отличается разнообразием морфологии, при этом доминирует аллотриоморфный феррит с кристаллами длиной от 15 до 48 мкм и толщиной от 8 до 17 мкм, на границах аллотриоморфного феррита наблюдается формирование видманштеттова феррита с длиной игл до 22 мкм и толщиной от 3 до 7 мкм. Внутри областей ограниченных аллотриоморфным ферритом присутствует крупные кристаллы игольчатого феррита длиной от 9 до 21 мкм и толщиной 3-6 мкм. Размеры полигонального феррита не превышают 22 мкм, феррит с ориентированными и неупорядоченными вторичными фазами имеет форму неправильных многогранников размером до 36 мкм.

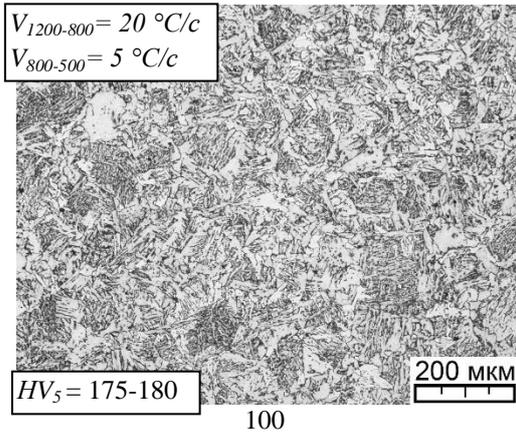
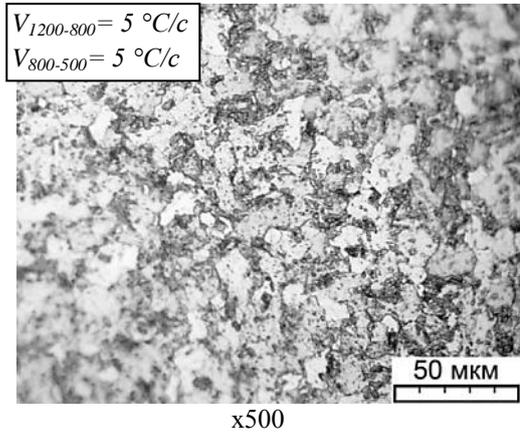
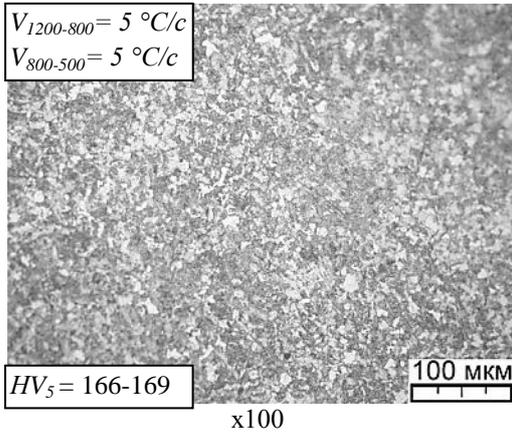
При увеличении скорости охлаждения металла шва С-Mn-Ni до $V_{1200-800} = 20^\circ\text{C}/\text{с}$ и $V_{800-500} = 20^\circ\text{C}/\text{с}$ (рисунок 3.5 в) сохраняется тенденция формирования промежуточной структуры феррито-бейнитного типа с сопутствующим увеличением твердости до 182-188 HV. Повышается дисперсность бейнитного феррита до 5-14 мкм, вторичные фазы размером 0,5-2,0 мкм хаотично расположены внутри кристаллов феррита, а размером от 2 до 5 мкм располагаются в межкристаллитном пространстве.

Увеличение скорости охлаждения в высокотемпературном интервале $V_{1200-800}$ до $60^\circ\text{C}/\text{с}$ и сохранение $V_{800-500} = 20^\circ\text{C}/\text{с}$ приводит к повышению в металле шва до 30 % игольчатого феррита, причем если длина ферритных кристаллов незначительно уменьшается до 6-17 мкм, то толщина уменьшается в 1,5-2 раза и составляет 1,5-4 мкм. При этом твердость повышается до 209-211 HV (рисунок 3.5г). Кроме игольчатого феррита в структуре присутствуют области, предположительно, верхнего бейнита с толщиной игл 1-3 мкм и длиной от 28 до 63 мкм, а также области бейнитного феррита с ориентированными и неупорядоченными вторичными фазами.

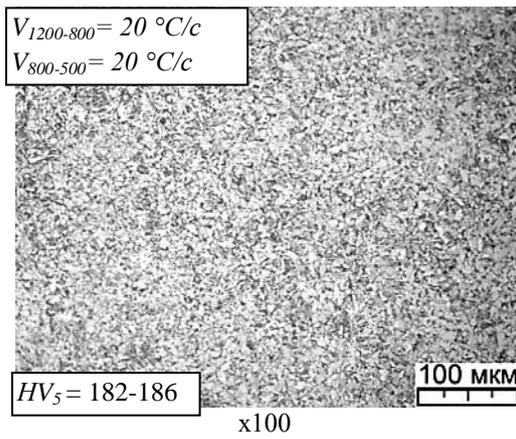
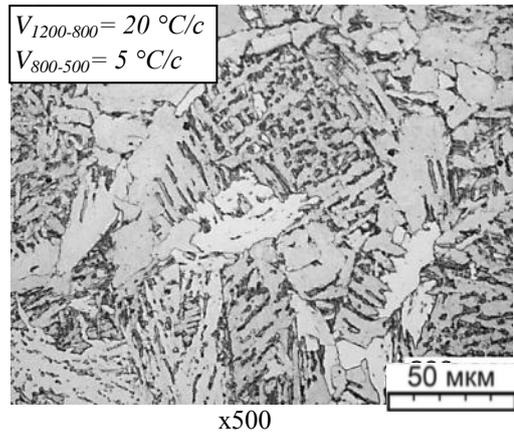
При охлаждении металла шва С-Mn-Ni с параметрами $V_{1200-800} = 30^\circ\text{C}/\text{с}$ и $V_{800-500} = 30^\circ\text{C}/\text{с}$ (рисунок 3.5 д) уменьшается количество структурно свободного феррита и повышается дисперсность феррито-бейнитной структуры по сравнению с параметрами охлаждения $V_{1200-800} = 20^\circ\text{C}/\text{с}$ и $V_{800-500} = 20^\circ\text{C}/\text{с}$ (рисунок 3.5в). Увеличивается количество феррито-карбидной смеси до 26 %, формируются кристаллы феррита игольчатой морфологии длиной от 5 до 30 мкм и шириной от 1,5 до 4 мкм, присутствует феррит с упорядоченными и неупорядоченными вторичными фазами, а твердость незначительно повышается до 189-195 HV.

Также, как и в случае с швом композиции С-Mn-Si, определяющим фактором формирования структуры игольчатого феррита в металле шва композиции С-Mn-Ni является увеличение скорости охлаждения в высокотемпературном интервале $V_{1200-800}$ до $60^\circ\text{C}/\text{с}$ при $V_{800-500} = 20^\circ\text{C}/\text{с}$ (рис.3.5 г), а не повышение $V_{800-500}$ до $30^\circ\text{C}/\text{с}$ (рис. 3.5 д).

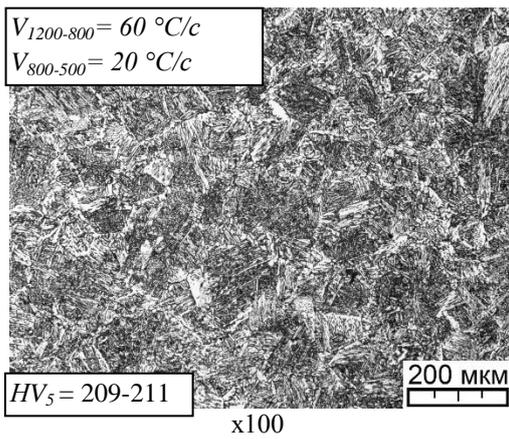
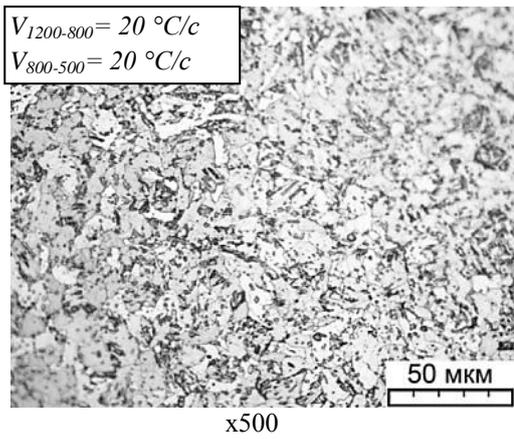
Результаты исследования микроструктуры металла шва композиции С-Mn-Ni показали, что увеличение скорости охлаждения $V_{1200-800}$ до $80^\circ\text{C}/\text{с}$ (рис. 3.5 е) и до $120^\circ\text{C}/\text{с}$ (рис. 3.5 ж), при обеспечении скорости охлаждения $V_{800-500} = 30^\circ\text{C}/\text{с}$, приводит к формированию структуры бейнито-мартенситного типа, твердость металла шва при $V_{1200-800} = 80^\circ\text{C}/\text{с}$ составляет 224-238 HV, а при $V_{1200-800} = 120^\circ\text{C}/\text{с}$ твердость незначительно увеличивается до 234-248 HV.



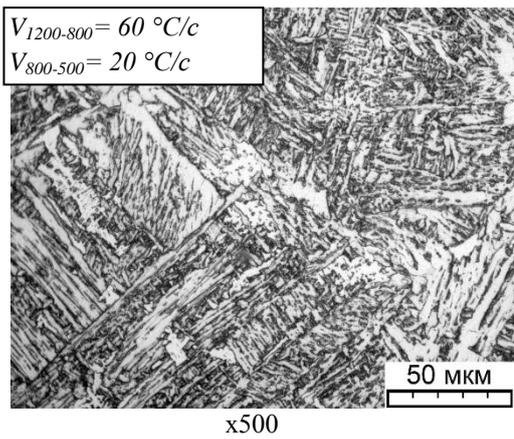
a)



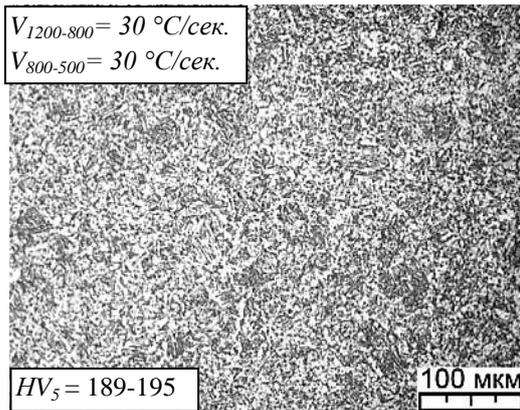
b)



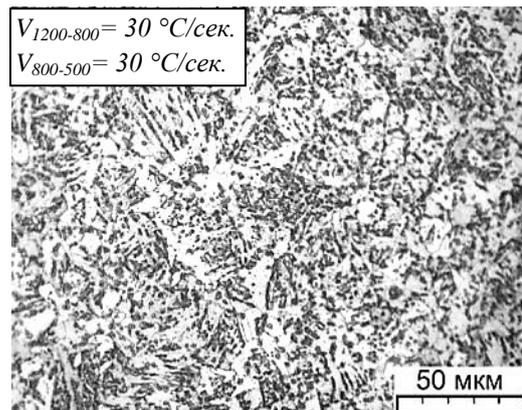
c)



z)

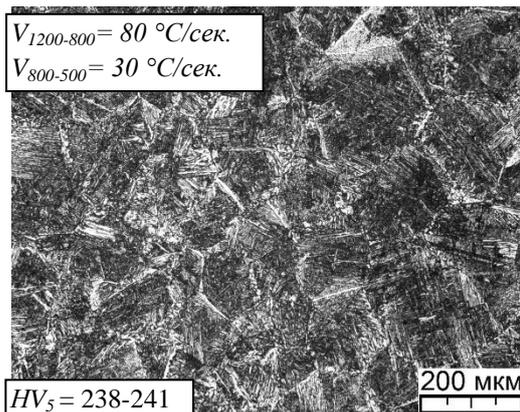


x100

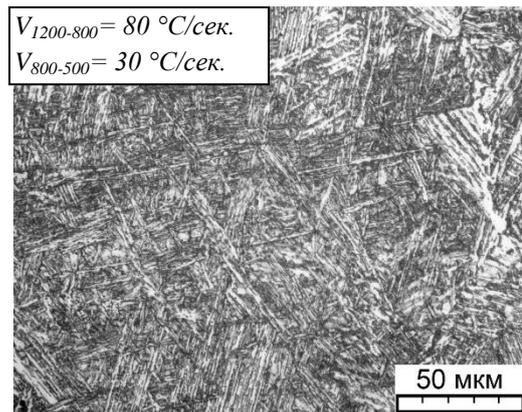


x500

д)

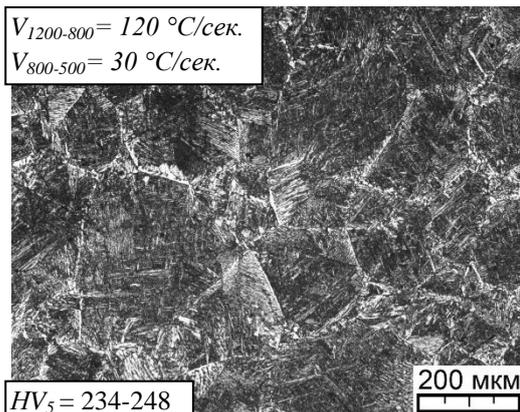


x100

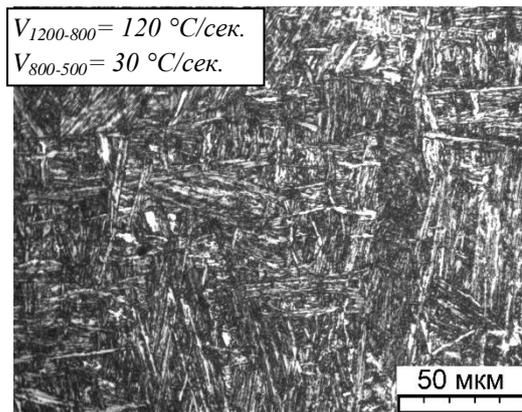


x500

е)



x100



x500

ж)

Рисунок 3.5 – Микроструктура металла шва композиции С-Mn-Ni в зависимости от скорости охлаждения в высокотемпературном интервале 1200-800 °С и в интервале температур наименьшей устойчивости аустенита 800-500 °С при дилатометрических испытаниях

Дополнительно выполненные дилатометрические испытания и микроструктурные исследования металла шва композиции С-Mn-Si и С-Mn-Ni (рисунок 3.6), подтвердили установленные закономерности формирования структурных составляющих при параметрах охлаждения $V_{1200-800} = 40 \text{ }^\circ\text{C/c}$ и $V_{800-500} = 30 \text{ }^\circ\text{C/c}$.

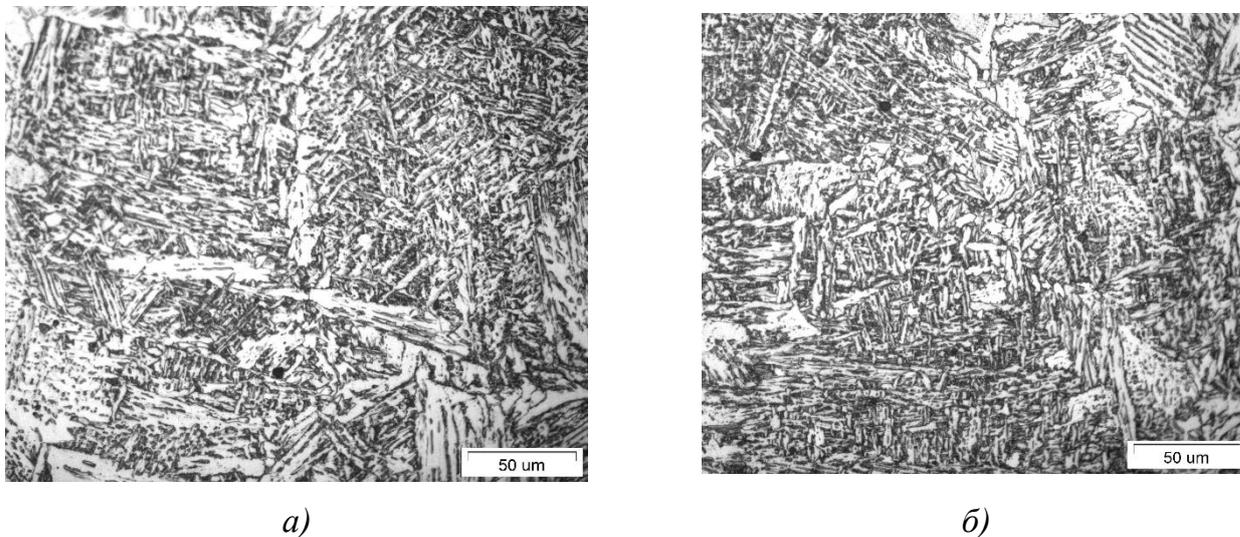


Рисунок 3.6 – Формирование феррито-бейнитной структуры металла шва химической композиции С-Mn-Si (а) и С-Mn-Ni (б) при дилатометрических испытаниях с параметрами охлаждения $V_{1200-800} = 40 \text{ }^\circ\text{C/c}$ и $V_{800-500} = 30 \text{ }^\circ\text{C/c}$

С целью установления причины структурных изменения металла шва в зависимости от условий охлаждения в высокотемпературном интервале 1200-800 °С и в интервале температур наименьшей устойчивости аустенита 800-500 °С были построены зависимости изменения критических температур полиморфного превращения при дилатометрических испытаниях, представленные на рисунке 3.7.

Анализ зависимостей (рисунок 3.7) показал, что увеличение скорости охлаждения металла шва в высокотемпературном интервале 1200-800 °С может быть причиной усиления неоднородности переохлажденного аустенита по углероду и приводит к снижению критических температур полиморфного превращения для композиции С-Mn-Si на величину от 45 до 117 °С и для композиции С-Mn-Ni на величину от 39 до 126 °С. Установленное снижение критических температур приводит к повышению устойчивости переохлажденного аустенита и способствует его анизотермическому распаду по смешанному сдвигово-диффузионному механизму с образованием структур феррито-бейнитного и бейнито-мартенситного типов.

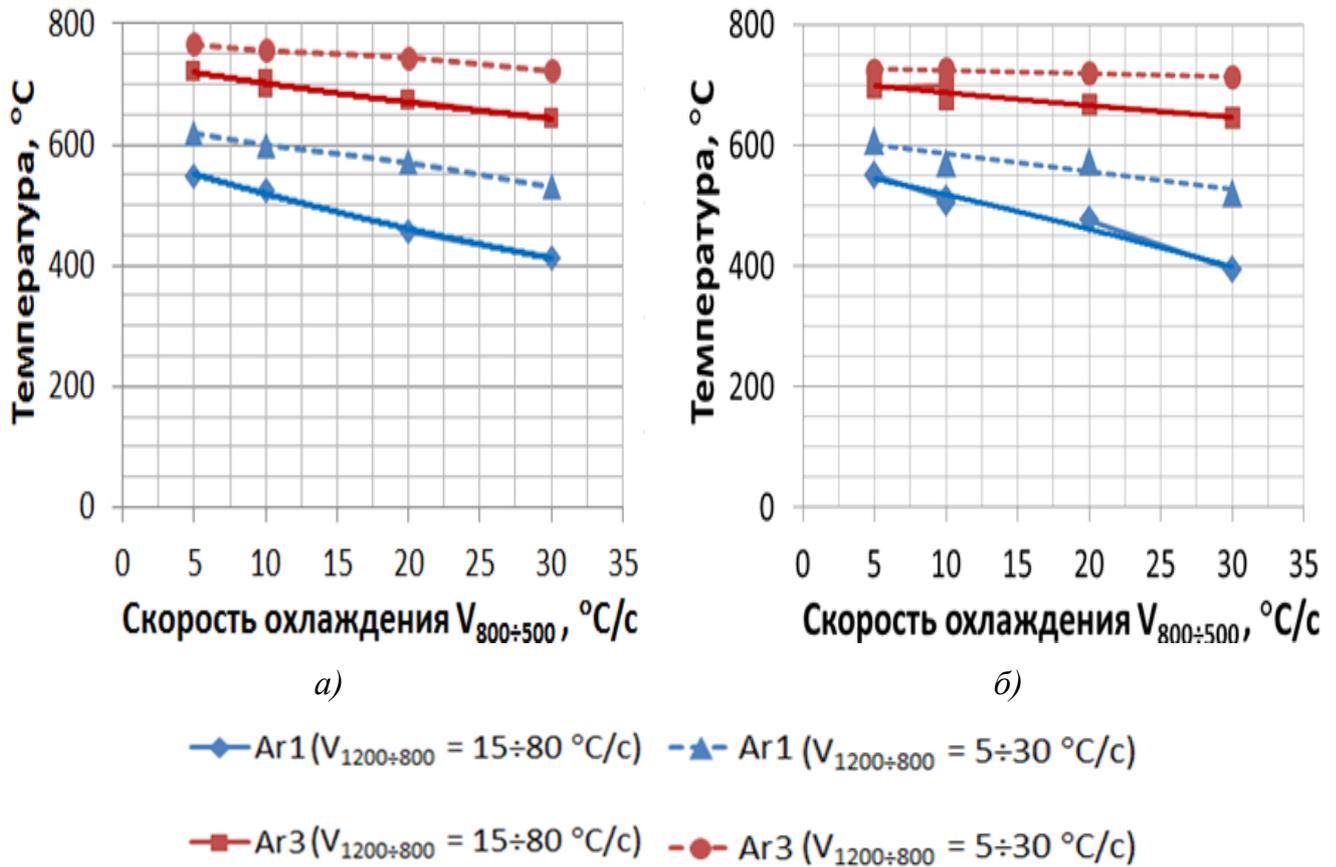


Рисунок 3.7 – Влияние скорости охлаждения $V_{1200-800}$ и $V_{800-500}$ на смещение критических температур полиморфного превращения для композиции металла шва композиции C-Mn-Si (а) и композиции C-Mn-Ni (б) при дилатометрических испытаниях

Таким образом, в результате выполненных исследований влияния термокинетических условий охлаждения на структуру металла шва композиции C-Mn-Si и C-Mn-Ni установлено следующее.

Формирование структурных состояний металла шва указанных композиций зависит от скорости охлаждения в высокотемпературном интервале 1200-800 °C, помимо скорости охлаждения в интервале температур наименьшей устойчивости аустенита 800-500 °C.

Условия формирования хладостойкой структуры игольчатого феррита включают охлаждение металла шва со скоростями $V_{1200-800} = 40-60$ °C/c и $V_{800-500} = 20-30$ °C/c. При увеличении скорости охлаждения металла шва $V_{1200-800} = 80-120$ °C/c и при скорости $V_{800-500} = 30-40$ °C/c формируются мелкодисперсные промежуточные структуры.

3.2.3 Исследование влияния технологических параметров сварки на характеристики термического цикла металла шва

С целью установления практических путей реализации оптимальных скоростей охлаждения металла шва композиции С-Mn-Si и С-Mn-Ni в высокотемпературном интервале 1200-800 °С и в интервале температур наименьшей устойчивости аустенита 800-500 °С, были проведены исследования влияния технологических параметров сварки на характеристики термических циклов сварки.

Указанные исследования выполнялись при автоматической дуговой сварке под флюсом, так как данный способ сварки позволяет дискретно регулировать и автоматически поддерживать заданные параметры сварочного режима, а также минимизировать влияние «человеческого фактора». Кроме того, автоматическая дуговая сварка под флюсом характеризуется наибольшим тепловложением по сравнению с ручными и механизированными способами дуговой сварки, что усложняет процесс обеспечения оптимальных условий для формирования хладостойкой структуры металла шва.

В результате выполненных исследований были получены экспериментальные зависимости влияния погонной энергии, параметров сварочного режима и межваликовой температуры на скорость охлаждения металла шва в высокотемпературном интервале 1200-800 °С и в интервале температур наименьшей устойчивости аустенита 800-500 °С.

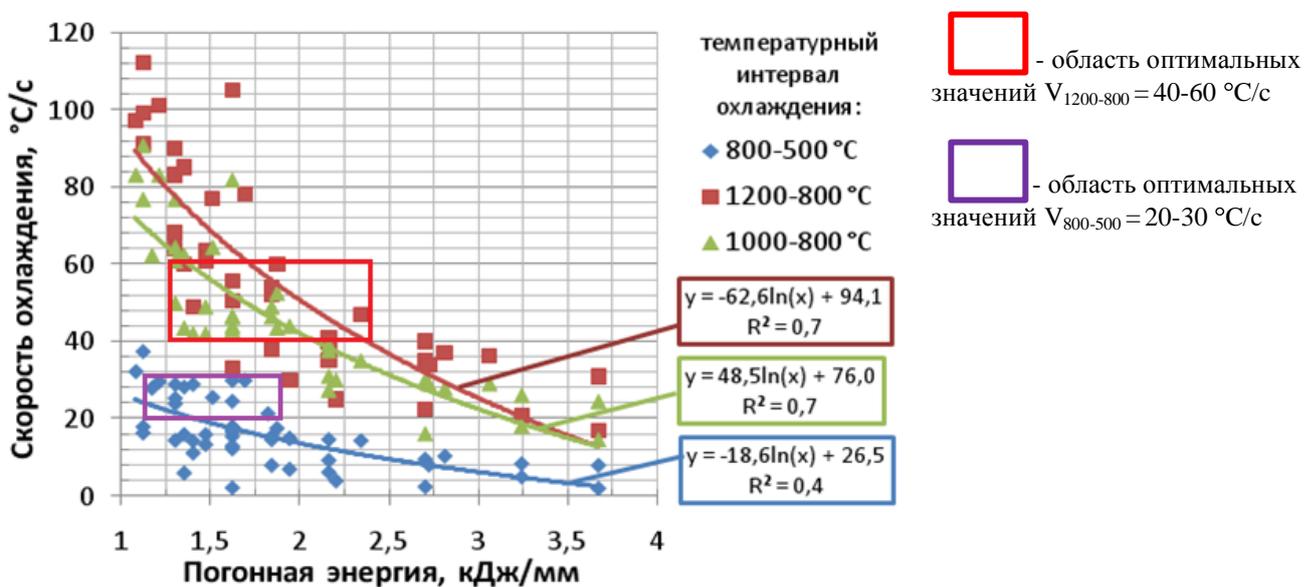


Рисунок 3.8 – Влияние погонной энергии при автоматической дуговой сварке под флюсом на скорость охлаждения металла шва

На рисунке 3.8 приведены зависимости скорости охлаждения металла шва в различных температурных интервалах от величины погонной энергии в процессе сварки.

Анализ указанных зависимостей показал следующее.

В диапазоне погонной энергии от 1,15 кДж/мм до 3,7 кДж/мм скорость охлаждения $V_{1200-800}$ снижается от максимального значения 112 °C/с до минимального значения 17 °C/с, а скорость охлаждения $V_{800-500}$ может изменяться от 38 до 3 °C/с.

При этом область одновременного обеспечения оптимальных скоростей охлаждения $V_{1200-800} = 40-60$ °C/с и $V_{800-500} = 20-30$ °C/с формируется в достаточно узком диапазоне значений погонной энергии 1,25-1,8 кДж/мм. Кроме того, Это свидетельствует о наличии неучтенных факторов и не позволяет однозначно использовать величину погонной энергии для достоверной оценки скорости охлаждения металла шва при формировании его структурных состояний.

На следующем этапе исследований оценка влияния погонной энергии на скорость охлаждения металла шва производилась с учетом межваликовой температуры в процессе сварки. На основании полученных результатов были построены экспериментальные зависимости, представленные на рисунке 3.9.

Анализ указанных зависимостей показал следующее.

Область оптимальных значений скорости охлаждения металла шва $V_{1200-800} = 40-60$ °C/с (рисунок 3.9 а) в диапазоне значений погонной энергии 1,9-2,3 кДж/мм обеспечивается при межваликовой температуре не выше 70 °C. Снижение погонной энергии до 1,6-1,8 кДж/мм позволяет повысить максимальную МВТ до 180 °C. Однако, дальнейшее понижение погонной энергии до 1,3-1,5 кДж/мм уже приводит к необходимости повышения минимальной МВТ до 120-140 °C, так как при более низкой МВТ скорость охлаждения $V_{1200-800}$ достигает 80 °C/с.

Также необходимо отметить, что при минимальных значениях погонной энергии 1,0-1,2 кДж/мм оптимальная скорость охлаждения $V_{1200-800} = 40-60$ °C/с не может быть обеспечена, так как даже при МВТ=260 °C значение $V_{1200-800}$ превышает 80 °C/с.

Далее анализ зависимостей показал, что область оптимальных значений скорости охлаждения металла шва $V_{800-500} = 20-30$ °C/с (рисунок 3.9 б) в диапазоне значений погонной энергии 1,6-1,8 кДж/мм обеспечивается при межваликовой температуре не выше 70 °C. Снижение погонной энергии до 1,3-1,5 кДж/мм позволяет повысить допустимую МВТ до 100 °C.

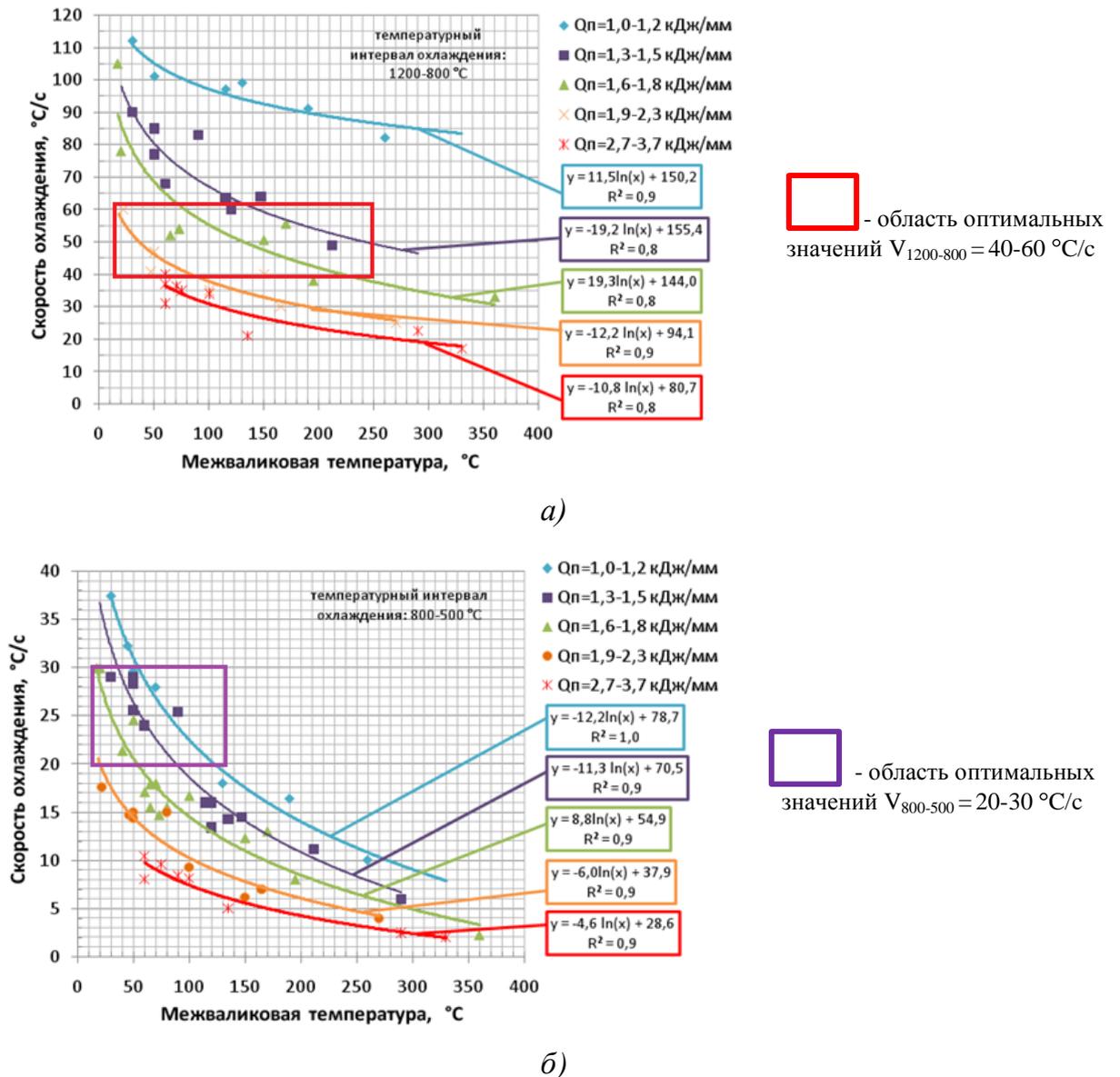


Рисунок 3.9 – Влияние МВТ и погонной энергии при автоматической дуговой сварке под флюсом на скорость охлаждения металла шва в высокотемпературном интервале охлаждения 1200-800 °С (а) и в интервале температур наименьшей устойчивости аустенита 800-500 °С (б)

Погонная энергия определяется сочетанием параметров сварочного режима в соответствии с (1.5), поэтому значение, допустим 1,9 кДж/мм, может быть обеспечено как при сочетании: $I_{св} = 550$ А, $U_d = 32$ В, $V_{св} = 50$ см/мин, так и при сочетании: $I_{св} = 400$ А, $U_d = 28$ В, $V_{св} = 36$ см/мин.

В связи с этим, для установления практических путей реализации оптимальных скоростей охлаждения металла шва в интервалах температур 1200-800 °С и 800-500 °С,

были проведены исследования влияния непосредственно параметров сварочного режима на характеристики термических циклов сварки.

На основании полученных результатов были построены экспериментальные зависимости, представленные на рисунках 3.10-3.12.

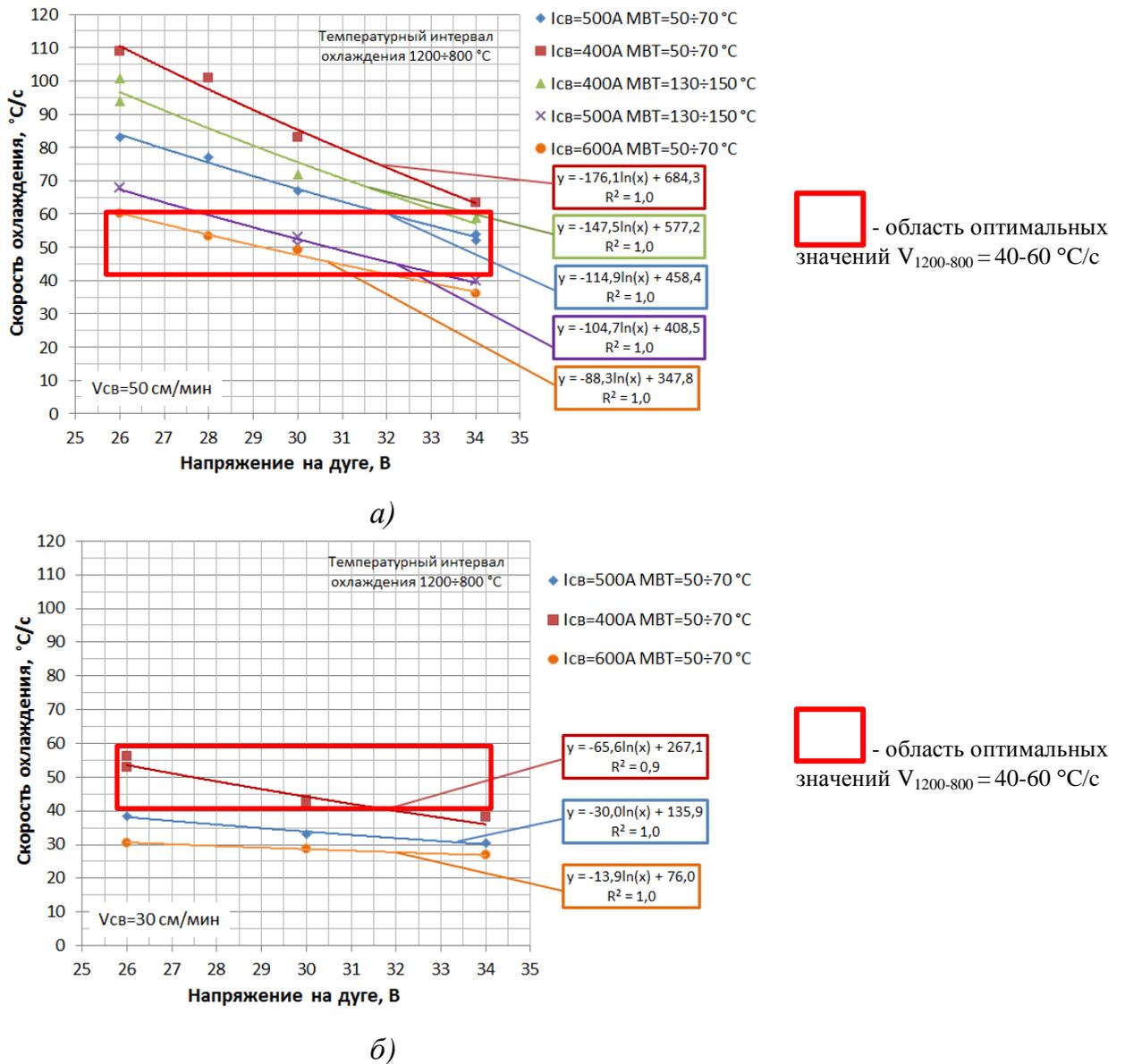


Рисунок 3.10 - Влияние напряжения на дуге на скорость охлаждения металла шва в высокотемпературном интервале 1200-800 °С в зависимости от сварочного тока и межваликовой температуры при автоматической дуговой сварке под флюсом:

а) в диапазоне погонной энергии 1,1-2,2 кДж/мм при скорости сварки 50 см/мин

б) в диапазоне погонной энергии 1,9-3,7 кДж/мм при скорости сварки 30 см/мин

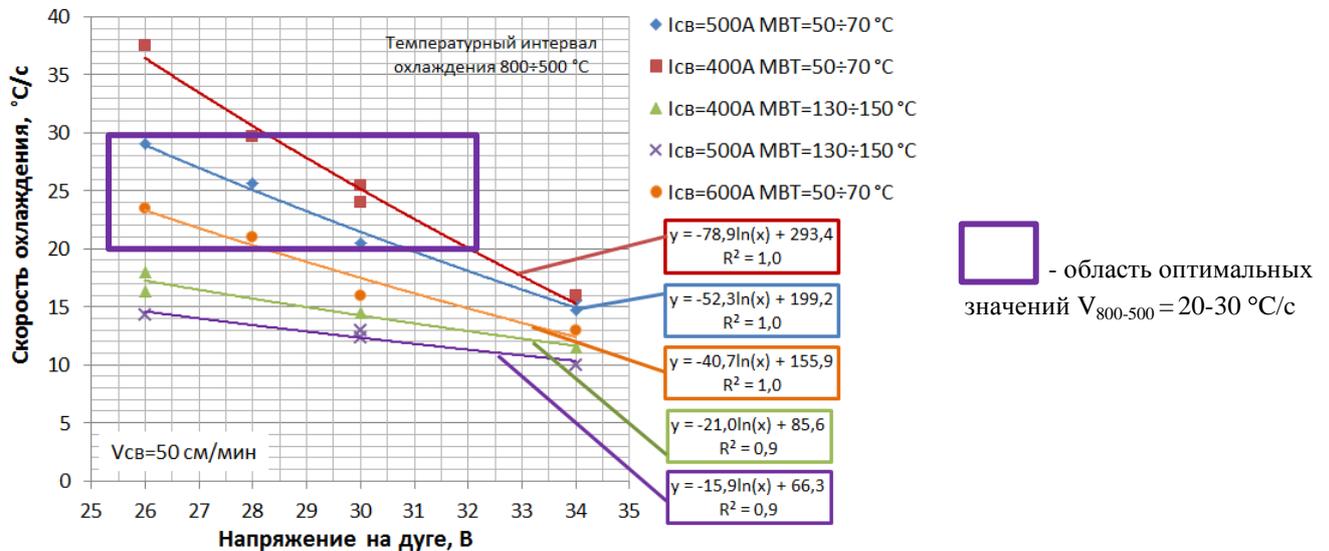
Анализ зависимостей, представленных на рисунке 3.10, показал следующее.

В диапазоне значений погонной энергии 1,1-2,2 кДж/мм при скорости сварки 50 см/мин область оптимальных значений скорости охлаждения металла шва $V_{1200-800} = 40-60$ °C/c (рисунок 3.10 а) обеспечивается при силе сварочного тока 600 А в широком диапазоне значений напряжения на дуге 26-32 В, однако МВТ должна ограничиваться на уровне 50-70 °C.

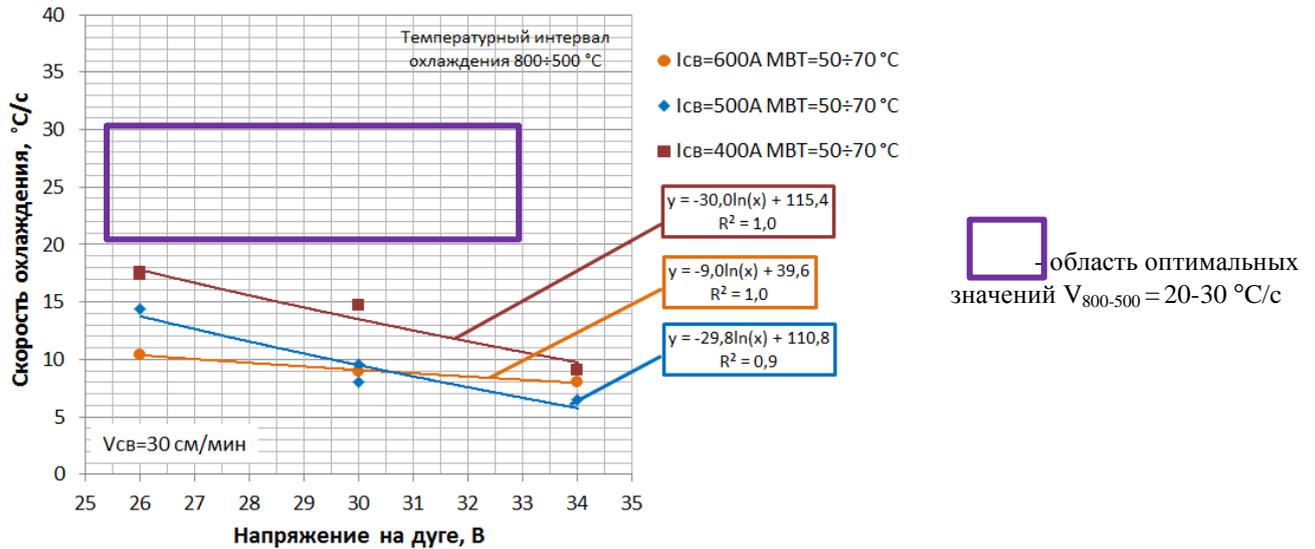
Понижение силы сварочного тока до 500 А позволяет повысить максимальную МВТ до 130 °C, диапазон напряжений на дуге при этом составляет 28-32 В. При ограничении МВТ не более 70 °C напряжение на дуге должно быть не менее 32 В.

Снижение силы сварочного тока ниже 400 А нецелесообразно, так как при напряжении 28-32 В скорость охлаждения $V_{1200-800}$ может превышать оптимальную на 15-30 °C/c.

В диапазоне значений погонной энергии 1,9-3,7 кДж/мм при скорости сварки 30 см/мин область оптимальных значений скорости охлаждения металла шва $V_{1200-800} = 40-60$ °C/c (рисунок 3.10 б) обеспечивается при силе сварочного тока не выше 400 А, при этом диапазон значений напряжения на дуге составляет 26-31 В, а МВТ не должна превышать 70 °C.



а)



б)

Рисунок 3.11 - Влияние напряжения на дуге на скорость охлаждения металла шва в интервале температур 800-500 °С в зависимости от сварочного тока и межваликовой температуры при автоматической дуговой сварке под флюсом:

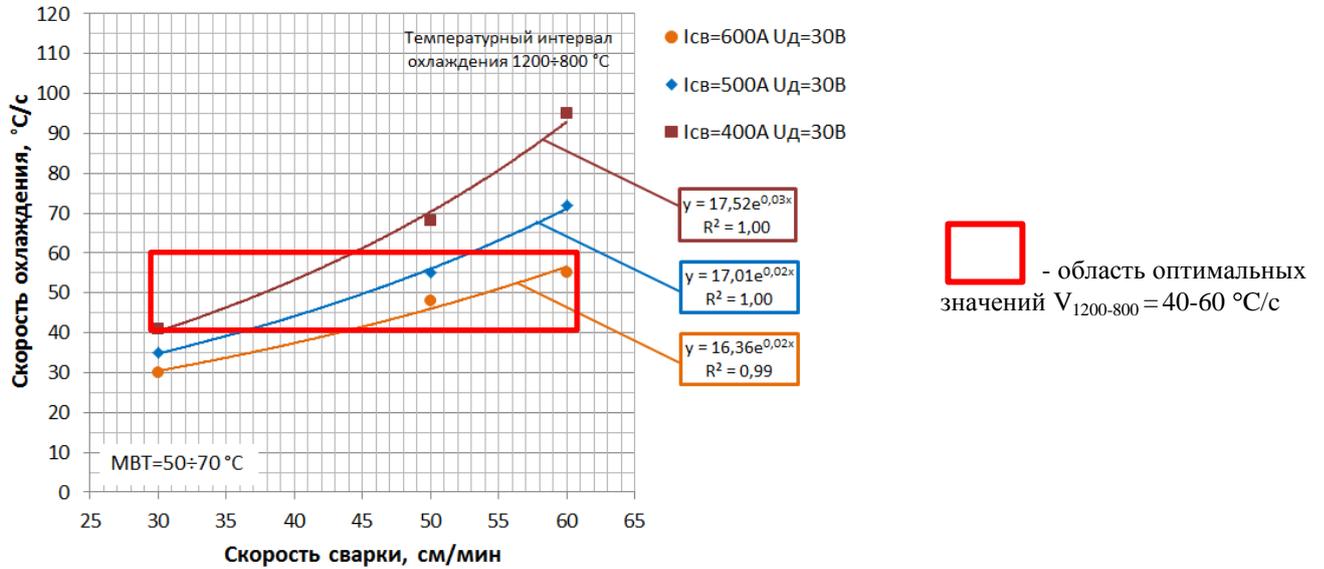
- а) в диапазоне погонной энергии 1,1-2,2 кДж/мм при скорости сварки 50 см/мин
б) в диапазоне погонной энергии 1,9-3,7 кДж/мм при скорости сварки 30 см/мин

Анализ результатов исследования влияния технологических параметров сварки на скорость охлаждения металла шва в интервале температур наименьшей устойчивости аустенита 800-500 °С (рисунок 3.11) показал следующее.

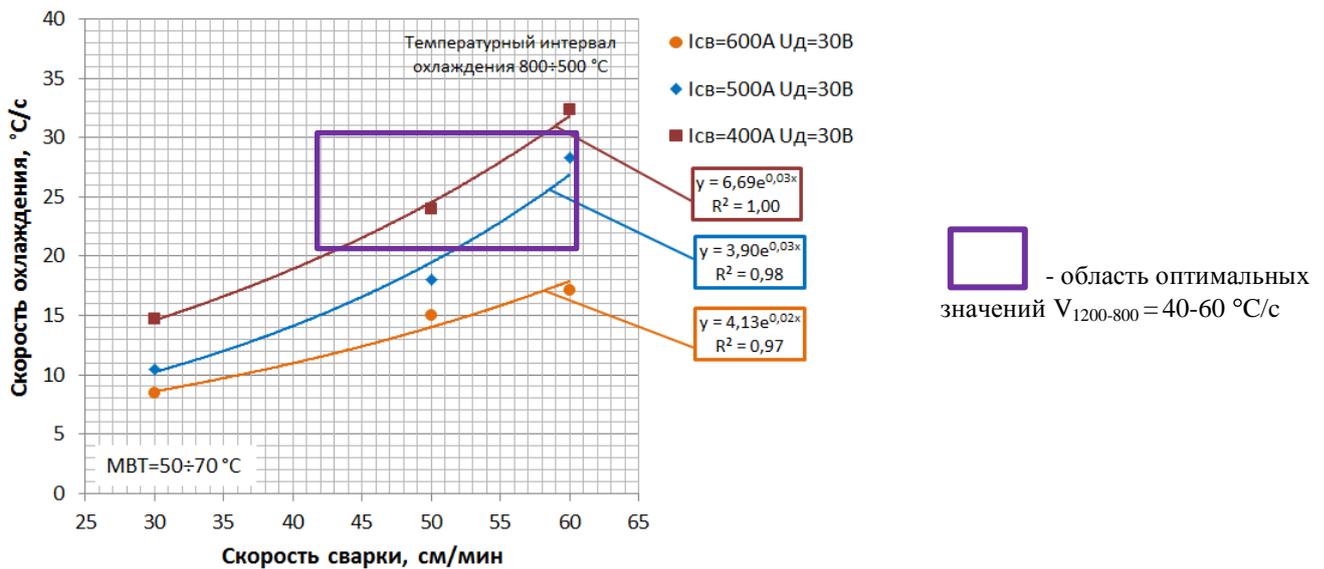
В диапазоне значений погонной энергии 1,1-2,2 кДж/мм при скорости сварки 50 см/мин область оптимальных значений скорости охлаждения металла шва $V_{800-500} = 20-30$ °С/с (рисунок 3.11 а) обеспечивается при силе сварочного тока 600 А и напряжении на дуге 26-29 В, при 500 А и напряжении 26-31 В, при 400 А и напряжении 28-32 В, однако МВТ при этом целесообразно обеспечивать не выше 70 °С. При повышении МВТ до 150 °С попасть в область оптимальных скоростей охлаждения $V_{800-500} = 20-30$ °С/с становится затруднительным.

В случае выполнения автоматической дуговой сварки под флюсом со скоростью 30 см/мин при значениях погонной энергии 1,9-3,7 кДж/мм попадание в область оптимальных скоростей охлаждения $V_{800-500} = 20-30$ °С/с не представляется возможным даже при МВТ 50-70 °С (рисунок 3.11 б).

В результате исследования влияния скорости сварки на скорость охлаждения металла шва $V_{1200-800}$ и $V_{800-500}$ в зависимости от величины сварочного тока были получены экспериментальные зависимости, представленные на рисунке 3.12.



а)



б)

Рисунок 3.12 - Влияние скорости сварки на скорость охлаждения металла шва в зависимости от величины сварочного тока при автоматической дуговой сварке под флюсом:

а) в высокотемпературном интервале 1200-800 °C

б) в интервале температур наименьшей устойчивости аустенита 800-500 °C

Анализ экспериментальных зависимостей, представленных на рисунке 3.12, показал следующее.

Область оптимальных значений скорости охлаждения $V_{1200-800} = 40-60$ °C/c (рисунок 3.12 а) обеспечивается при силе сварочного тока 600 А и напряжении на дуге 30 В в диапазоне скоростей сварки 45-60 см/мин., при 500 А и 30 В в диапазоне 37-53 см/мин., а при 400 А и 30 В в диапазоне 30-45 см/мин.

При этом, область оптимальных значений скорости охлаждения $V_{800-500} = 20-30$ °C/c (рисунок 3.12 б) обеспечивается при силе сварочного тока 500 А и напряжении на дуге 30 В в диапазоне скоростей сварки 52-60 см/мин, а также при 400 А и 30 В в диапазоне скоростей сварки 42-57 см/мин.

Таким образом, на основании анализа полученных экспериментальных зависимостей можно (рисунок 3.10-3.12) можно сделать следующий вывод.

Обеспечение оптимальных скоростей охлаждения металла шва композиции С-Мn-Si и С-Мn-Ni в высокотемпературном интервале 1200-800 °C и в интервале температур наименьшей устойчивости аустенита 800-500 °C может быть реализовано при следующих технологических параметрах автоматической дуговой сварки под флюсом: сила сварочного тока $I_{св} = 450-520$ А, напряжение на дуге $U_{д} = 30-33$ В, скорость сварки $V_{св} = 50-55$ см/мин., при этом величина межпроходной температуры регламентируется на уровне не выше 100 °C, а рекомендуемый диапазон погонной энергии составляет 1,5-1,8 кДж/мм.

Следует отметить, что наиболее эффективное управление скоростью охлаждения металла шва в высокотемпературном интервале 1200-800 °C обеспечивается регулированием силы сварочного тока и напряжения на дуге, а в интервале температур наименьшей устойчивости аустенита 800-500 °C преобладающее влияние оказывают межваликовая температура и скорость сварки.

3.2.4 Исследование влияния раскладки и формы валиков на процентное соотношение литой и перекристаллизованной структуры в сечении металла шва при заполнении разделки

Эффективным способом формирования хладостойкой структуры металла шва является выполнение сварки многопроходным или многослойным способом (литературный обзор глава 1 п.1.5.3).

При этом, порядок раскладки валиков, погонная энергия и параметры сварочного режима оказывают непосредственное влияние на форму, геометрические размеры, глубину проплавления и количество валиков, а также на размеры и морфологию структурных составляющих, процентное соотношение литой и перекристаллизованной микроструктуры металла шва (рисунок 3.13) [66].

Совокупность данных факторов в конечном результате определяет структурное состояние и хладостойкость металла шва.

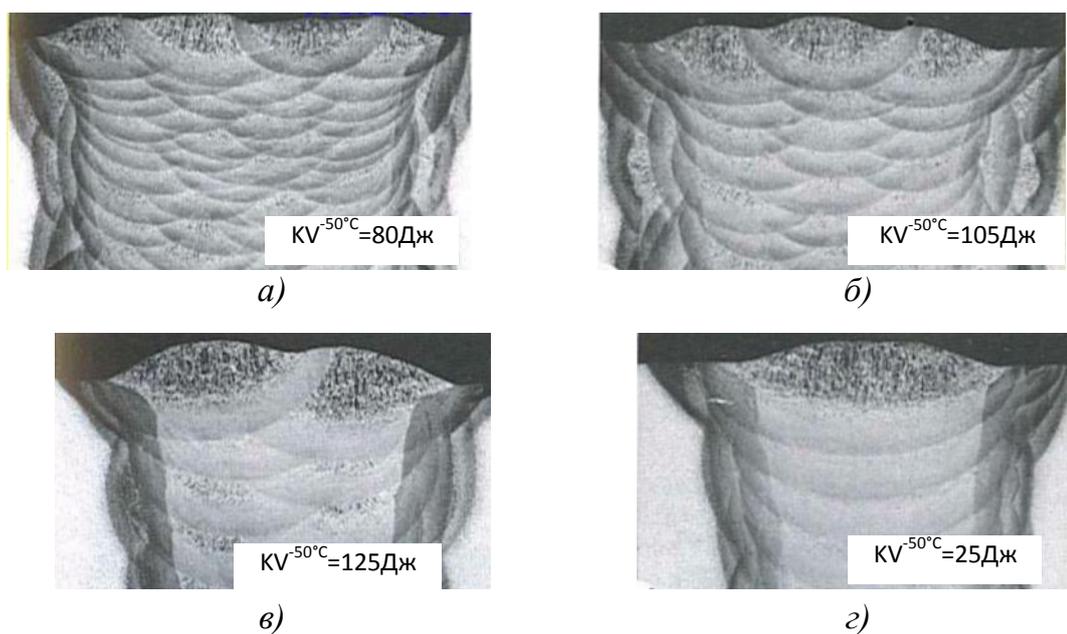


Рисунок 3.13 – Макрошлифы многопроходных сварных соединений, выполненных ручной дуговой сваркой низколегированными покрытыми электродами с различной раскладкой валиков и величиной погонной энергии:

0,6 кДж/мм (а); 1,0 кДж/мм (б); 2,2 кДж/мм (в); 4,3 кДж/мм (г) [66]

С целью обеспечения высокой хладостойкости металла шва композиций С-Mn-Si и С-Mn-Ni сварных соединений из стали марки 09Г2СА-А путем увеличения процентного содержания перекристаллизованной структуры в сечении шва, в данной работе была разработана последовательность раскладки валиков при заполнении разделки сварных соединений, представленная на рисунке 3.14.

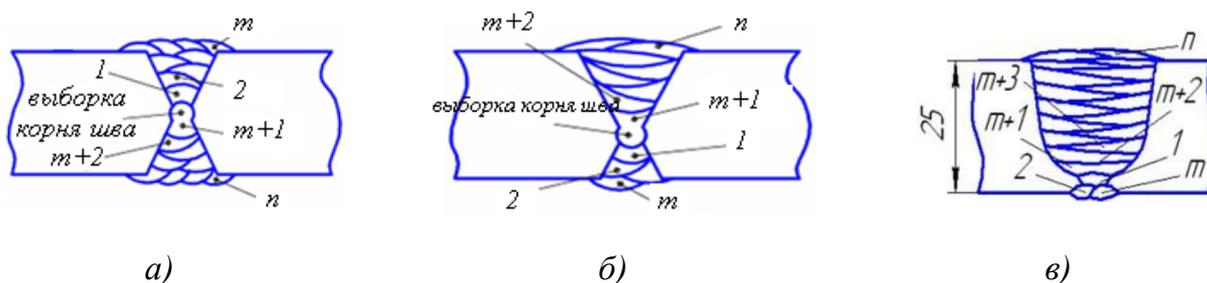


Рисунок 3.14 – Схема раскладки валиков в процессе механизированной сварки в смеси защитных газов и ручной дуговой сварки покрытыми электродами при заполнении «X» - образной симметричной разделки кромок (а), автоматической дуговой сварки под флюсом при заполнении «X» - образной несимметричной разделки кромок (б) и односторонней «U» - образной разделки кромок (в)

Для оценки влияния параметров сварки на формирование сварочных валиков, в соответствии с [88], вводится в рассмотрение коэффициент формы провара валика ψ , который равен отношению ширины валика к глубине проплавления и рассчитывается в соответствии с выражением:

$$\psi = \frac{b}{h} \quad (3.3)$$

Где:

ψ – коэффициент формы провара валика;

b – ширина валика, мм;

h – глубина проплавления, мм.

Для проведения исследований влияния раскладки и формы валиков на процентное содержание литой и перекристаллизованной структуры в сечении металла шва выполнялись сварные соединения из стали марки 09Г2СА-А с раскладкой валиков представленной на рисунке 3.14. Указанные сварные соединения были выполнены автоматической дуговой сваркой под флюсом марки ФЦ-16А сварочной проволокой марки Св-08ГС диаметром 4 мм, механизированной (полуавтоматической) сваркой в смеси защитных газов (80% Ar + 20%CO₂) сварочной проволокой марки Св-08Г2С диаметром 1,2 мм и ручной электродуговой сваркой покрытыми электродами марки 48Н-37/1 диаметром 4 мм. Технологические варианты выполнения сварных соединений, а также форма и геометрические размеры сварочных валиков представлены в сводной таблице 3.4.

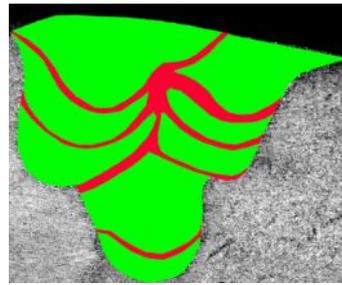
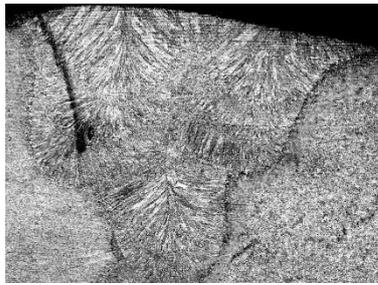
На рисунке 3.15 приведены изображения поперечных макрошлифов сварных соединений из стали марки 09Г2СА-А, выполненных вышеуказанными способами сварки для проведения исследований.

Таблица 3.3 – сводная таблица технологических вариантов изготовления сварных соединений из стали марки 09Г2СА-А для исследования макроструктуры металла шва

п/ п	Способ сварки /сварочные материалы	Параметры режима сварки			Q _п , кДж/мм	Форма и геометрические размеры заполняющих валиков,						«Л»*, %	«П»**, %
		I _{св} , А	U _д , В	V _{св} , см/мин.		Ширина, мм		Толщина, мм		Коэффициент провара			
						Общ.	Литой	Общ.	Литой	Общ.	Литой		
1	Автоматическая дуговая сварка / Св-08Г2С+ флюс ФЦ-16А	580	28	54	1,62	9,3-18,7	8,5-16,0	2,8-8,7	1,8-8,2	1,2-3,8	1,6-5,3	75	15
2		480	30	54	1,44	9,0-16	6,5-14,5	2,1-3,3	1,5-2,7	3,1-4,6	3,1-5,2	68	32
3		500	32	50	1,72	15,0-18,0	7,0-10,0	2,0-3,2	1,0-2,0	5,6-7,0	5,0-7,0	56	64
5	Ручная дуговая сварка / электроды 48Н-37/1	130	26	16	0,95	9,2-12,0	5,2-8,7	3,5-4,5	2,0-3,6	2,1-3,5	2,3-4,2	43	57
6	Механизированная сварка в смеси защитных газов/ Св-08Г2С + (80% Ar+20%CO ₂)	200	30	24	1,2	11,0-14,0	7,0-11,7	3,5-4,8	2,1-3,8	2,5-4,0	2,9-4,6	48	52

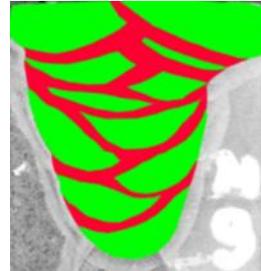
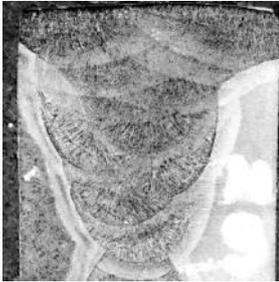
* - процентное содержание литой структуры в поперечном сечении металла шва

** - процентное содержание перекристаллизованной структуры в поперечном сечении металла шва.



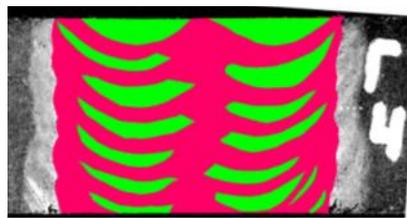
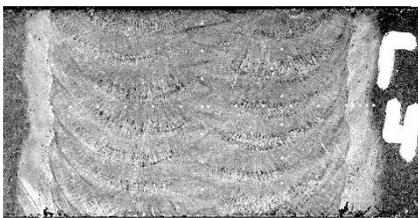
- - литая структура (85%)
- - перекристаллизованная структура (15%)

а)



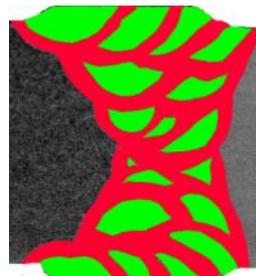
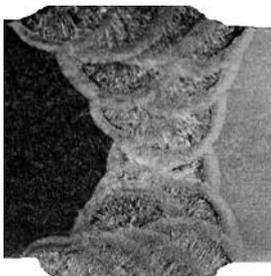
- - литая структура (68%)
- - перекристаллизованная структура (32%)

б)



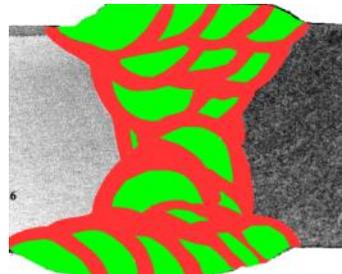
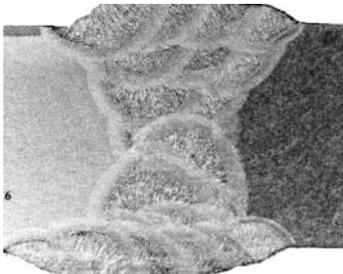
- - литая структура (36%)
- - перекристаллизованная структура (64%)

в)



- - литая структура (43%)
- - перекристаллизованная структура (57%)

г)



- - литая структура (48%)
- - перекристаллизованная структура (52%)

д)

Рисунок 3.15 – процентное содержание литой и перекристаллизованной структуры в поперечном сечении металла шва при различных режимах автоматической дуговой сварке под флюсом ФЦ-16А сварочной проволокой марки Св-08ГС (а, б, в), при ручной дуговой сварке покрытыми электродами марок 48Н-37 (г) и при механизированной сварке в смеси защитных газов (80%Ar+20%CO₂) сварочной проволокой марки Св-08Г2С (д)

Анализ данных, представленных в таблице 3.3 и на рисунке 3.15 показал следующее.

Форма и геометрические размеры валиков оказывают непосредственное влияние на процентное содержание литой и перекристаллизованной структуры в поперечном сечении металла шва.

Металл шва сварного соединения из стали марки 09Г2СА-А с несимметричной «Х»-образной разделкой, выполненный автоматической дуговой сваркой под флюсом марки ФЦ-16А сварочной проволокой марки Св-08ГС диаметром 4 мм, содержит минимальное количество перекристаллизованной структуры 15 % (таблица 3.3 п/п 1, рисунок 3.15 а). При этом, коэффициент формы провара сварочных валиков является минимальным в данной серии экспериментов и изменяется от 1,2 до 3,8, максимальная толщина валиков достигает 8,7 мм, ширина сварочных валиков варьируется от 9,3 до 18,7 мм. Указанная форма и геометрические размеры валиков получены при следующих параметрах сварочного режима: сила сварочного тока 580 А, напряжение на дуге 28 В, скорость сварки 54 см/мин, величина погонной энергии составила при этом 1,62 кДж/мм.

Увеличение коэффициента провара в пределах от 3,1 до 4,6 и уменьшение толщины заполняющих валиков в пределах 2,1-3,3 мм позволяет увеличить содержание перекристаллизованной структуры до 32% в металле шва (таблица 3.3 п/п 2, рисунок 3.15 б). При этом сила сварочного тока понижается до 480 А, напряжение на дуге увеличивается до 30 В, скорость сварки сохраняется 54 см/мин., а погонная энергия незначительно снижается до 1,44 кДж/мм.

Наиболее высокое содержание перекристаллизованной структуры в сечении металла шва 64 % (таблица 3.3 п/п 3, рисунок 3.15 в) обеспечивается в процессе автоматической дуговой сварки под флюсом при выполнении одностороннего сварного соединения с «U» - образной разделкой кромок. Использование указанной формы подготовки кромок позволяет обеспечить свободное формирование сварочных валиков, при минимальной доле участия основного металла (не более 3% для заполняющих валиков). Для указанного сварного соединения коэффициент формы провара сварочных валиков изменялся в пределах от 5,6 до 7,0; толщина валиков варьировалась от 2 до 3,2 мм, а ширина от 15 до 18 мм. Параметры сварочного режима при этом составили: сила сварочного тока 500 А, напряжение на дуге 32 В, скорость сварки 50 см/мин. и величина погонной энергии 1,72 кДж/мм.

Высокое процентное содержание перекристаллизованной структуры 57 % (таблица 3.3 п/п 4, рисунок 3.15 г) было получено в сечении металла шва сварного соединения из стали марки 09Г2СА-А с симметричной «X»-образной разделкой кромок при ручной дуговой сварке покрытыми электродами марки 48Н-37 диаметром 4 мм.

Указанное содержание перекристаллизованной структуры было получено при формировании сварочных валиков с коэффициентом формы провара от 2,1 до 3,5, толщина валиков при этом изменялась в пределах от 3,5 до 4,5 мм, однако толщина литой составляющей не превышала 3,6 мм, ширина валиков варьировалась в пределах от 9,2 и до 12 мм. Параметры сварочного режима при этом составили: сила сварочного тока 130 А, напряжение на дуге 26 В, скорость сварки 16 см/мин.

Несколько меньшее процентное содержание перекристаллизованной структуры 52 % (таблица 3.3 п/п 5, рисунок 3.15 д), по сравнению с ручной дуговой сваркой покрытыми электродами (57%), было получено при механизированной (полуавтоматической) дуговой сварке в смеси защитных газов (80% Ar+20% CO₂) сварного соединения из стали марки 09Г2СА-А с симметричной «X»-образной разделкой кромок.

Указанное содержание перекристаллизованной структуры было получено при формировании сварочных валиков с коэффициентом формы провара от 2,5 до 4,0, толщина валиков при этом изменялась в пределах от 3,5 до 4,8 мм, однако толщина литой составляющей не превышала 3,8 мм, ширина валиков варьировалась в пределах от 11 и до 14 мм. Параметры сварочного режима при этом составили: сила сварочного тока 200 А, напряжение на дуге 30 В, скорость сварки 24 см/мин.

На основании выполненных исследований влияния раскладки и формы валиков на процентное соотношение литой и перекристаллизованной структуры в сечении металла шва при автоматической дуговой сварке под флюсом, ручной дуговой сварке покрытыми электродами и механизированной (полуавтоматической) дуговой сварке в смеси защитных газов, можно сделать следующие выводы.

Увеличение коэффициента формы провара сварочных валиков при автоматической дуговой сварке под флюсом от минимальных значений 1,2-3,8 до 5,6-7,5 позволяет значительно повысить с 15% до 64% содержание перекристаллизованной структуры в сечении металла шва.

Указанный эффект достигается путем уменьшения толщины сварочных валиков до 2-3,2 мм и при обеспечении ширины валиков от 15 до 18 мм за счет их свободного

формирования в «U» - образной разделке кромок сварного соединения и при минимальном перемешивании с основным металлом.

Высокое содержание перекристаллизованной структуры (не менее 50%) в сечении металла шва при ручной дуговой сварке покрытыми электродами и при механизированной дуговой сварке в смеси защитных газов может обеспечиваться при меньших значениях коэффициента формы провара (от 2,0 до 4,0), по сравнению с автоматической дуговой сваркой под флюсом (от 4,5 до 7,5). При этом, целесообразно ограничивать толщину сварочных валиков не более 4 мм и обеспечивать их ширину при ручной дуговой сварке покрытыми электродами в пределах 9-12 мм и в пределах 10-14 мм при механизированной (полуавтоматической) сварке в смеси защитных газов.

Специфика процесса автоматической дуговой сварки под флюсом, связанная с высоким коэффициентом наплавки (16,5 г/А час при АДФ и 8 г/А час при РДС [Демянцевич]) и формированием большого объема сварочной ванны расплавленного металла (от 3 до 5 раз превышает при АДФ), приводит к повышенному содержанию литой структуры по сравнению с ручной и механизированной сваркой. В связи с этим обеспечение высокого содержания перекристаллизованной структуры в сечении металла шва при автоматической дуговой сварке под флюсом является сложной задачей, для решения которой необходимо выполнить исследования влияния технологических параметров сварки на форму и геометрические размеры сварочных валиков.

3.2.5 Исследование влияния технологических параметров сварки на форму и геометрические размеры валиков сварного шва

Процентное содержание перекристаллизованной структуры в металле многопроходного шва повышается при увеличении коэффициента формы провара сварочного валика и уменьшении его толщины. Использование при сварке валиков с оптимальной формой оказывает комбинированное влияние на структуру металла шва. С одной стороны достаточно глубоко переплавляются нижележащие валики, что приводит к уменьшению процентного содержания и повышению дисперсности литой структуры в сечении шва. С другой стороны малая высота и достаточно большая ширина ванны расплавлен-

ного металла может эффективно способствовать развитию процессов перекристаллизации структуры в металле шва.

В связи с изложенным, в данном разделе работы выполнялись исследования влияния технологических параметров автоматической дуговой сварки под флюсом на форму и геометрические размеры сварочных валиков.

В таблице 3.4 приведены технологические варианты и соответствующие им поперечные макрошлифы при наплавке сварочных валиков на сталь марки 09Г2СА-А автоматической дуговой сваркой под флюсом марки ФЦ-16А сварочной проволокой марки Св-08Г2С диаметром 4 мм.

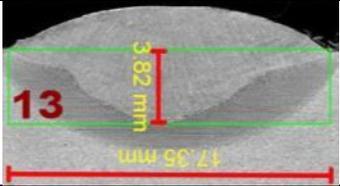
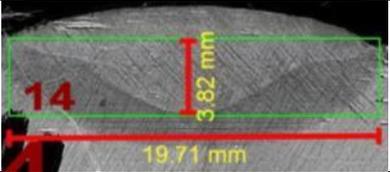
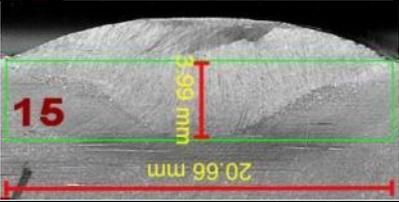
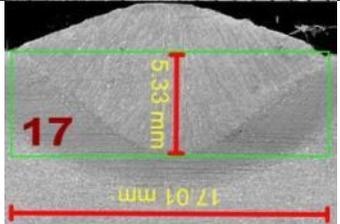
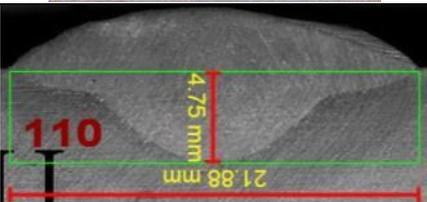
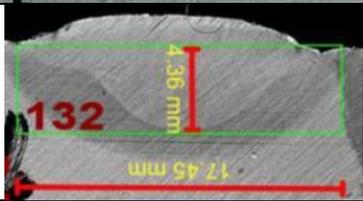
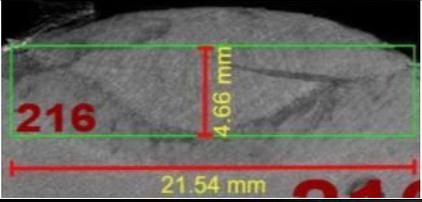
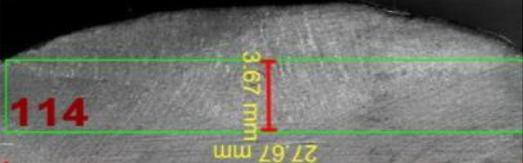
Полученные в результате исследований экспериментальные зависимости между параметрами автоматической дуговой сварки под флюсом, формой и геометрическими размерами сварочных валиков приведены на рисунках 3.16 – 3.17.

Анализ полученных экспериментальных зависимостей показал следующее.

Величина погонной энергии может быть использована только для оценки ширины сварочных валиков (рисунок 3.16 а), так при изменении погонной энергии от 1,1 до 3,7 кДж/мм ширина сварочного валика увеличивается с 15 до 28,5 при МВТ в пределах от 30 до 90 °С, с повышением МВТ до 150 °С ширина валика возрастает от 17 до 32 мм в указанном диапазоне погонной энергии.

Зависимость влияния погонной энергии и межваликовой температуры на такие характеристики валика, как высота, толщина, глубина провара и коэффициент формы провара (рисунок 3.16 б, в, г, д соответственно) может иметь только качественную оценку, ввиду большого разброса данных и малого коэффициента корреляции для аппроксимирующих кривых.

Таблица 3.4 – Технологические варианты наплавки сварочных валиков при автоматической дуговой сваркой под флюсом ФЦ-16А сварочной проволокой марки Св-08Г2С*

п/п	Шифр варианта**	Параметры режима сварки			МВТ, °С	Погонная энергия, Q_n , кДж/мм	Внешний вид
		$I_{св}$, А	$U_{д}$, В	$V_{св}$, см/мин			
1	13	500	26	50	45	1,40	
5	14	500	32	50	50	1,72	
6	15	500	34	50	80	1,84	
8	17	500	40	50	90	2,6	
10	110	500	26	30	50	2,34	
34	132	400	36	50	120	1,56	
36	216	400	28	30	90	2,02	
14	114	500	32	30	130	2,88	

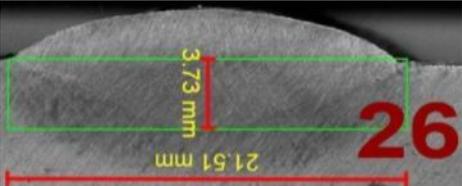
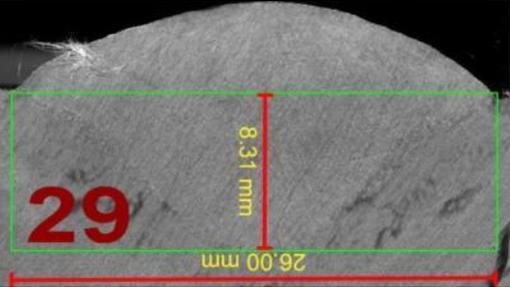
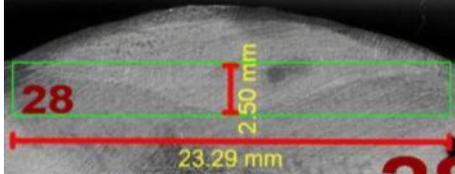
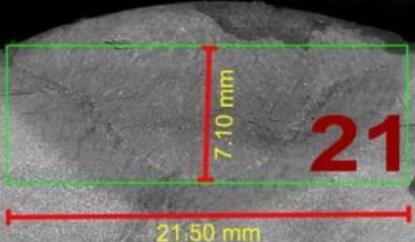
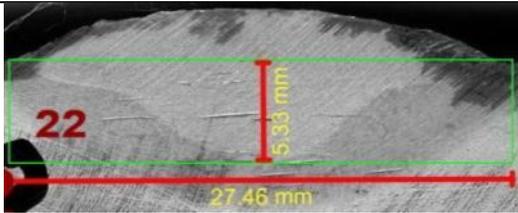
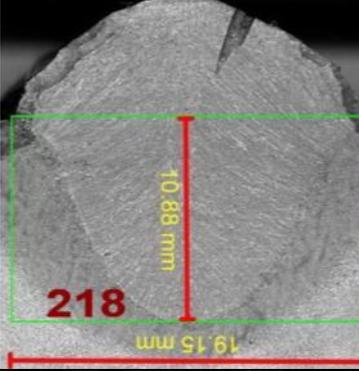
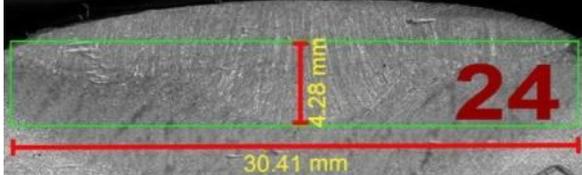
* - диаметр сварочной проволоки 4 мм,

** - типоразмер пластин основного металла стали 09Г2СА-А 25x350x700 мм,

Продолжение таблицы 3.3

п/п	Шифр варианта	Параметры режима сварки***			МВТ, °С	Погонная энергия, Q_l , кДж/мм	Внешний вид
		$I_{св}$, А	U_d , В	$V_{св}$, см/мин			
19	121	600	26	50	30	1,69	
23	125	600	34	50	75	2,20	
25	127	600	40	50	110	2,59	
28	211	600	30	30	120	3,24	
29	212	600	34	30	137	3,67	
31	129	400	26	50	50	1,12	
32	130	400	28	50	70	1,21	
33	131	400	32	50	80	1,38	
37	215	400	32	30	70	2,3	

Продолжение таблицы 3.3

п/п	Шифр варианта	Параметры режима Сварки****			МВТ, °С	Погонная энергия, Q_n , кДж/мм	Внешний вид
		I_{CB} , А	U_D , В	V_{CB} , см/мин			
39	26	400	28	30	70	2,02	
48	29	600	30	30	95	3,24	
41	28	400	36	30	120	2,59	
42	21	500	26	30	25	2,34	
43	22	500	30	30	60	2,7	
47	218	600	28	30	130	3,02	
45	24	500	36	30	105	3,24	

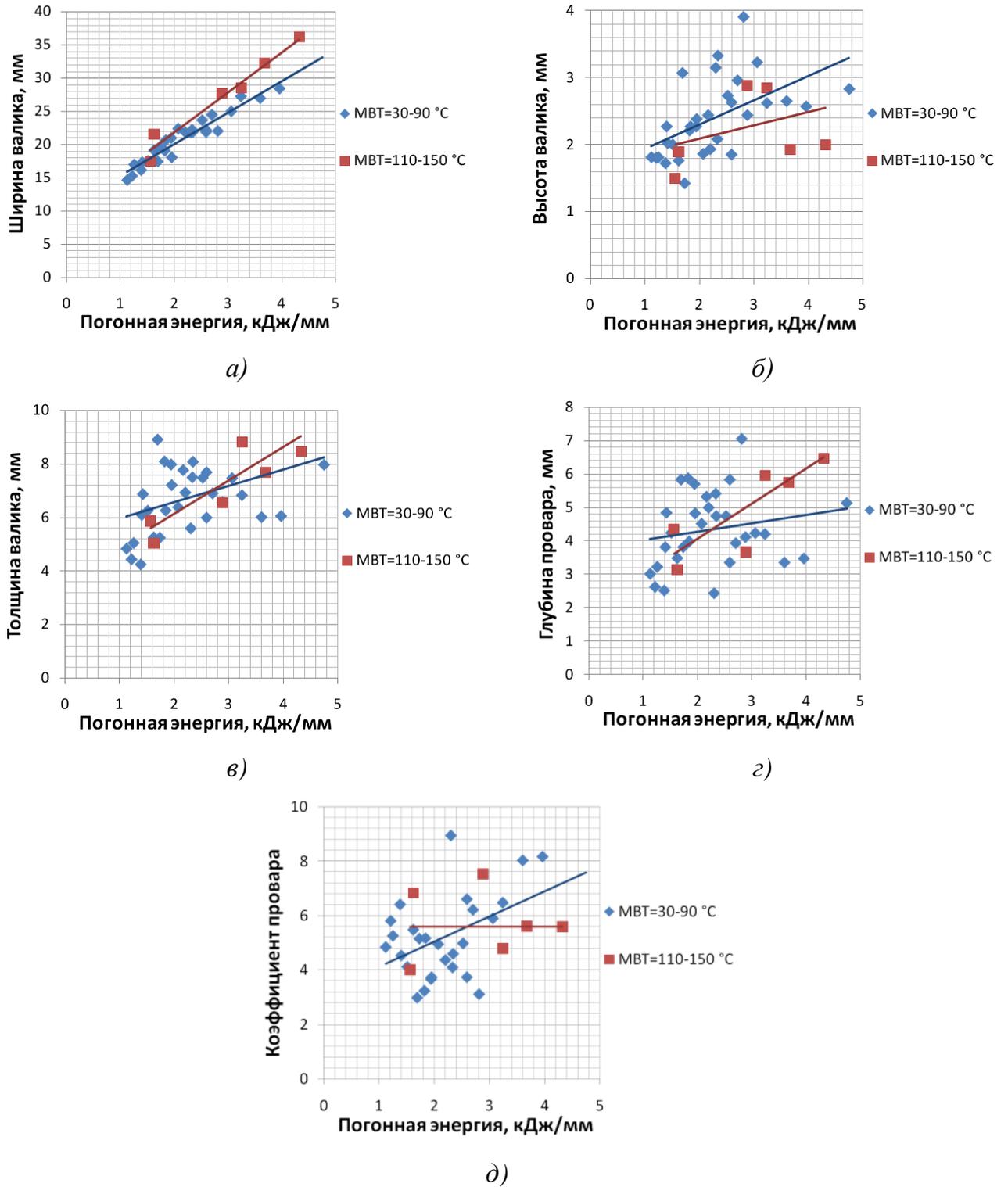


Рисунок 3.16 – Влияние погонной энергии на геометрические размеры и форму валиков при автоматической дуговой сварке под флюсом марки ФЦ-16А сварочной проволокой марки Св-08Г2С диаметром 4мм:

- а) ширина валика, б) высота валика, в) толщина валика, г) глубина провара, д) коэффициент формы провара

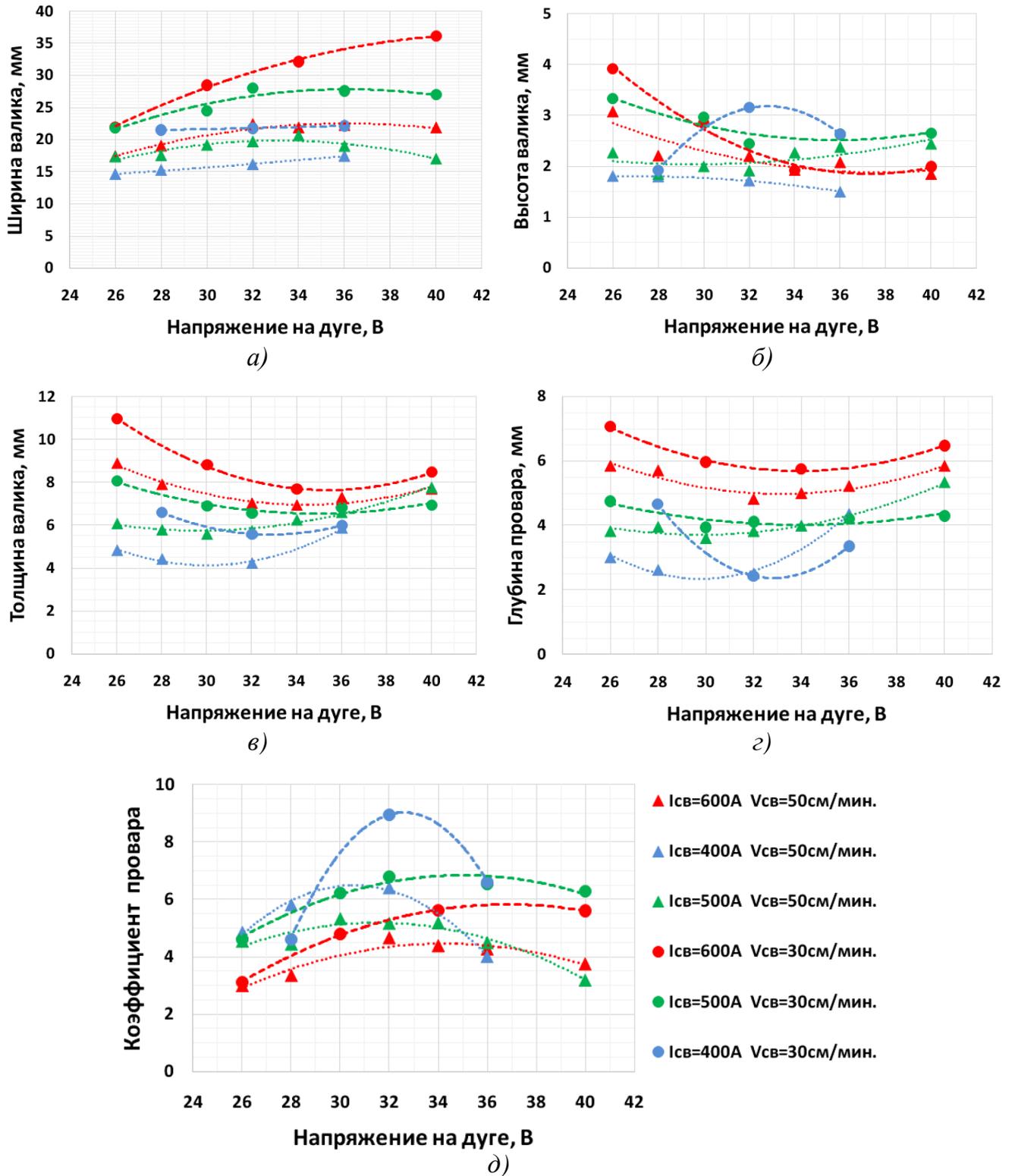


Рисунок 3.17 - Влияние параметров режима сварки на геометрические размеры и форму валиков при автоматической дуговой сварке под флюсом под флюсом марки ФЦ-16А сварочной проволокой марки Св-08Г2С диаметром 4мм:
 а) ширина валика, б) высота валика, в) толщина валика, г) глубина провара, д) коэффициент формы провара

Анализ экспериментальных зависимостей, представленных на рисунке 3.17, показал следующее.

Максимальная ширина сварочного валика (рисунок 3.17 а) изменяется в пределах от 22,5 мм до 36 мм при варьировании напряжения на дуге от 26 до 40 В, сила сварочного тока имеет при этом максимальное значение 600 А, а скорость сварки составляет 30 см/мин.

Увеличение скорости сварки до 50 см/мин. позволяет эффективно уменьшить ширину сварочного валика в пределах от 16,5 до 21,5 мм при изменении напряжения на дуге в таких же пределах 26-40 В и сохранении силы сварочного тока 600 А.

Снижение силы сварочного тока до значения силы сварочного тока 500 и 400 А приводит к незначительному уменьшению ширины сварочного валика 17-20,5 и 14,5-16,5 мм соответственно.

Следовательно, наиболее эффективным способом уменьшения ширины сварочного валика является повышение скорости сварки.

Максимальная высота сварочного валика (рисунок 3.17 б), в выполненной серии экспериментов, составляет 3,9 мм при максимальном значении силы сварочного тока 600 А, минимальном напряжении на дуге 26 В и минимальной скорости сварки 30 см/мин. Однако, при увеличении напряжения на дуге до 34 В и при сохранении 600 А и 30 см/мин., высота валика снижается практически в два раза до 1,9 мм. Снижение силы сварочного тока до 400 А при сохранении скорости сварки 30 см/мин. приводит к увеличению высоты валика с 1,9 до 3,1 мм, если напряжение на дуге возрастает с 28 до 32 В. Минимальная высота валика обеспечивается при минимальной силе сварочного тока 400 А и максимальной скорости сварки 50 см/мин., увеличение напряжения на дуге с 26 до 36 практически не влияет на высоту валика и ее значение варьируется в пределах 1,8-1,5 мм.

Увеличение силы сварочного тока до 500 А, при сохранении скорости сварки 50 см/мин., приводит к незначительному увеличению высоты сварочного валика в пределах 1,8-2,3 мм при изменении напряжения на дуге от 26 до 36 В.

Следовательно, для снижения высоты валика целесообразно увеличивать скорость сварки до 50 см/мин и варьировать напряжение в пределах 30-34 В.

Максимальная толщина сварочного валика (рисунок 3.17 в) изменяется в пределах от 11 до 8,5 мм при максимальной силе сварочного тока 600 А, скорости сварки 30 см/мин. и при варьировании напряжения от 26 до 40 В.

При этом, увеличивая скорость сварки до 50 см/мин. при силе тока 600 А также будет обеспечиваться большая толщина валика – от 8,5 до 7,5 мм при варьировании напряжения от 26 до 40 В.

Значительное снижение толщины валика до 4,5-4,2 происходит при снижении силы сварочного тока до 400 А, при повышении скорости сварки до 50 см/мин и в диапазоне напряжения на дуге 26-32 В. Однако, при увеличении напряжения до 36 В, при сохранении остальных параметров, толщина валика увеличивается до 6 мм.

Следовательно, для уменьшения толщины валика целесообразно понижать силу сварочного тока, увеличивать скорость сварки и варьировать напряжение в пределах 30-34 В.

Максимальная глубина провара (рисунок 3.17 г) уменьшается в пределах от 7,2 до 5,8 мм при варьировании напряжения на дуге от 26 до 34 В, с увеличением напряжения до 40 В глубина провара увеличивается до 6,5 мм, сила сварочного тока при этом составляет 600 А, а скорость сварки 30 см/мин.

При увеличении скорости сварки до 50 см/мин. и при сохранении силы сварочного тока 600 А глубина проплавления уменьшается в пределах от 5,9 до 4,8 мм при варьировании напряжения от 26 до 32 В, с увеличением напряжения до 40 В глубина провара снова начинает возрастать до 5,8 мм.

Минимальная глубина провара 2,5-2,2 мм обеспечивается при минимальном значении силы сварочного тока 400 А, при сварке со скоростью сварки 30 см/мин. и напряжении на дуге 32 В, а также при увеличении скорости сварки до 50 см/мин. и при понижении напряжения на дуге до 28 В.

При параметрах режима сварки – сварочный ток 500 А, скорость сварки 50 см/мин. и при варьировании напряжения от 26 до 38 В обеспечивается практически неизменная глубина провара 3,8-4,2 мм.

Следовательно, наибольшее влияние на глубину провара оказывает сила сварочного тока. Уменьшение силы сварочного тока до 400 А, при скорости сварки 50 см/мин и напряжении на дуге от 26 до 32 В, может стать причиной недопустимых дефектов сварного соединения, так как глубина провара не превышает 2,5 мм.

Коэффициент формы провара характеризуется отношением ширины сварочного валика к глубине провара, следовательно, сравнение значений коэффициента провара при различных параметрах сварочного режима позволяет оценить изменение формы сварочного валика.

Значительное снижение коэффициента провара будет свидетельствовать, что при заданном сочетании параметров сварки формируется узкий сварочный валик большой толщины с резким переходом к основному металлу. В случае увеличения коэффициента провара проплавающая способность дуги при заданном режиме сварки будет снижаться с уменьшением толщины валика. При значительном увеличении коэффициента провара (свыше 8) могут образовываться недопустимые дефекты типа непровара или несплавления.

Минимальная величина коэффициента формы провара (рисунок 3.17 д) составляет 2,8 при силе сварочного тока 600 А и при напряжении на дуге 26 В, повышение напряжения до 34 В приводит к увеличению коэффициента провара до 5,5 при скорости сварки 30 см/мин. и до 4,3 при скорости сварки 50 см/мин.

Максимальное значение коэффициента формы провара равно 9 при минимальной силе сварочного тока 400 А, скорости сварки 30 см/мин. и напряжении на дуге 32 В. С увеличением скорости сварки до 50 см/мин., при сохранении прочих параметров сварки коэффициент провара снижается до 6,3.

Наиболее стабильные значения коэффициента провара от 4,3 до 5,2 наблюдаются при сварке со скоростью 50 см/мин., при силе сварочного тока 500 А и при варьировании напряжения на дуге от 28 до 36 В.

Таким образом, на основании анализа экспериментальных зависимостей (рисунок 3.17), полученных при исследовании влияния технологических параметров сварки на форму и геометрические размеры валиков сварного шва можно сделать следующий вывод.

При автоматической дуговой сварке под флюсом сварочной проволокой диаметром 4 мм наиболее оптимальная форма и размеры сварочного валика обеспечиваются при следующих характеристиках: коэффициент формы провара в пределах от 4,5 до 7, ширина от 17 до 22 мм, высота от 1,5 до 2,5 мм и глубина провара от 3 до 4,5 мм.

Обеспечение вышеуказанной формы и размеров сварочного валика может быть реализовано в процессе автоматической дуговой сварки под флюсом сварочной прово-

локой диаметром 4 мм при следующих параметрах сварочного режима: сила сварочного тока 500 А, скорость сварки 50 см/мин., напряжение на дуге может варьироваться в пределах 30-34 В (таблица 3.4 шифр технологического варианта №14).

3.2.6 Исследование взаимосвязи структуры и хладостойкости металла шва композиции С-Mn-Si и С-Mn-Ni в состоянии до и после высокого отпуска

Исследования взаимосвязи структуры и хладостойкости металла шва композиции С-Mn-Si и С-Mn-Ni на данном этапе работы производились с целью обоснования условий формирования хладостойкой структуры металла шва, обеспечивающей ударную вязкость $KCV^{-50} \geq 29,4$ Дж/см², как в исходном состоянии после сварки, так и после проведения высокого отпуска.

Сварные соединения для проведения указанных исследований изготавливались автоматической дуговой сваркой под флюсом сварочными проволоками марок Св-08ГС и Св-10ГНА, ручной дуговой сваркой покрытыми электродами марки 48Н-37/1 (на базе сварочной проволоки Св-10ГНА), механизированной сваркой в смеси защитных газов (80% Ar+20% CO₂) сварочной проволокой марки Св-08Г2С, а также ручной аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом с присадочной проволокой марки Св-08Г2С.

Часть вышеперечисленных сварных соединений изготавливалась с учетом полученных закономерностей формирования структурных состояний металла шва при охлаждении в температурных интервалах 1200-800 °С и 800-500 °С, а также с учетом закономерностей формирования формы и геометрических размеров сварочных валиков.

Технологические варианты изготовления сварных проб для проведения микроструктурных исследований приведены в сводной таблице 3.5.

Микроструктуры металла шва композиции С-Mn-Si и С-Mn-Ni, выполненных различными способами сварки в состоянии до и после высокого отпуска, приведены на рисунках 3.18-3.22.

Также в таблице 3.5 и на рисунках 3.18-3.22 приведены результаты испытаний металла шва сварных соединений на ударный изгиб при температуре минус 50 °С в состоянии до и после проведения высокого отпуска. Представленные значения ударной вязкости имеют дробный вид, в числителе указываются минимальные и максимальные

значения, а в знаменателе приводится среднее значение серии испытанных образцов в количестве не менее 12 штук для каждого технологического варианта.

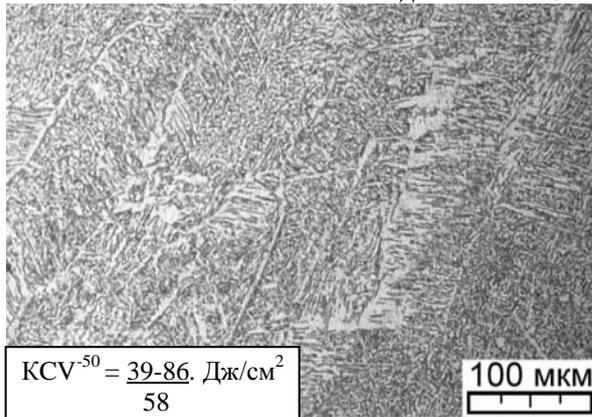
Таблица 3.5 – сводная таблица технологических вариантов изготовления сварных соединений из стали марки 09Г2СА-А для исследования микроструктуры металла шва

п/п	Способ сварки /сварочные материалы	Параметры режима сварки			Q _п , кДж/мм	KCV ⁻⁵⁰ , Дж/см ²		Микроструктура-рисунок	
		I _{св} , А	U _д , В	V _{св} , см/мин.		Исходное после сварки	После Т/О*	Исходное	После Т/О*
1	Автоматическая дуговая сварка / флюс ФЦ-16А+ Св-08Г2С, диаметром 4 мм	440	26	50	1,24	$\frac{39-86}{58}$	$\frac{12-52}{31}$	3.18 а	3.18 б
2		580	28	54	1,62	$\frac{22-59}{36}$	$\frac{10-32}{18}$	3.18 в	3.18 г
3		500	30	50	1,63**	$\frac{73-104}{90}$	$\frac{119-143}{132}$	3.18 д	3.18 е
4	Автоматическая дуговая сварка / флюс ФЦ-16А+ Св-10ГНА, диаметром 4 мм	520	29	54	1,51	$\frac{78-118}{95}$	$\frac{91-138}{127}$	3.19 а	3.19 б
5	Ручная дуговая сварка / электроды 48Н-37/1, диаметром 4 мм	170	26	12	1,87	$\frac{34-101}{58}$	$\frac{14-55}{27}$	3.20 а	3.20 б
6		130	26	16	0,95	$\frac{87-125}{108}$	$\frac{124-151}{136}$	3.20 в	3.20 г
7	Механизованная сварка в смеси защитных газов/ Св-08Г2С + (80% Ar+20% CO ₂)	180	26	24	0,88	$\frac{32-63}{45}$	$\frac{11-23}{14}$	3.21 а	3.21 б
8		200	30	24	1,2	$\frac{74-132}{110}$	$\frac{138-172}{160}$	3.21 в	3.21 г
9	Ручная аргонодуговая сварка неплавящимся электродом с присадочной проволокой марки Св-08Г2С, диаметром 3 мм	130	12	9	0,73	$\frac{130-172}{155}$	$\frac{168-226}{185}$	3.22 а	3.22 б

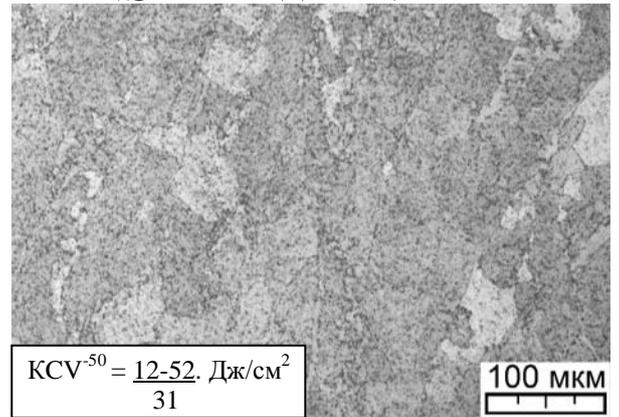
* - высокий отпуск при температуре 650 °С в течение 8 ч.

** - сварка в U-образную разделку кромок

$I_{CB} = 440A, U_D = 26B, V_{CB} = 50 \text{ см/мин. } (Q_{II} = 1,24 \text{ кДж/мм})$

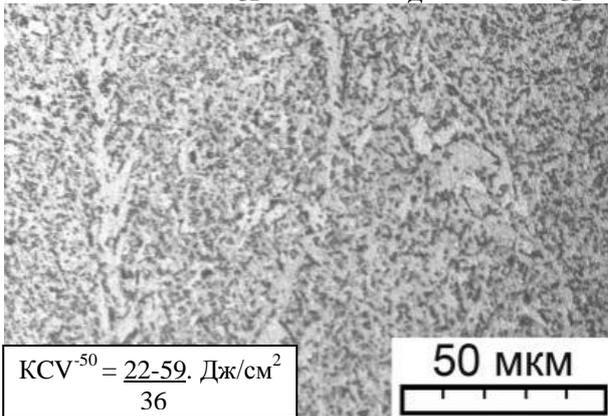


а)

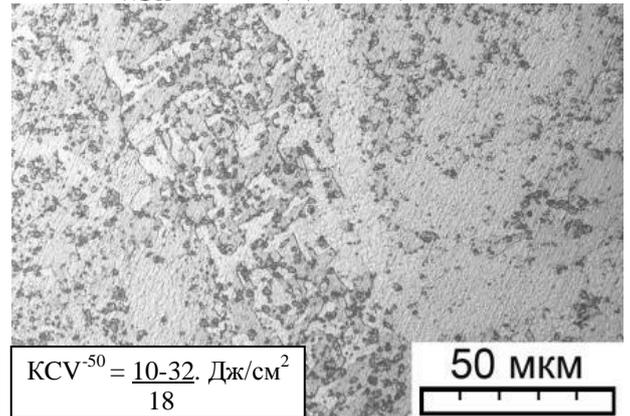


б)

$I_{CB} = 580A, U_D = 28B, V_{CB} = 54 \text{ см/мин. } (Q_{II} = 1,62 \text{ кДж/мм})$

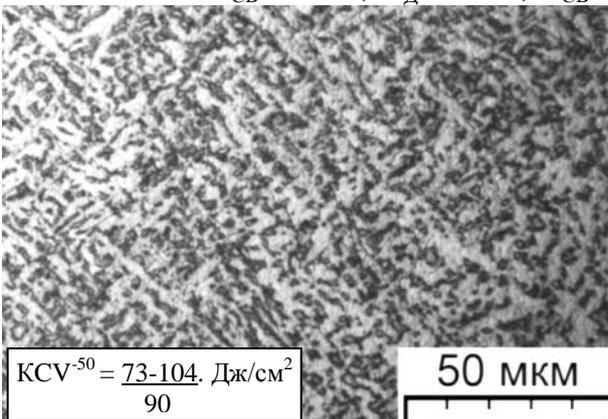


в)

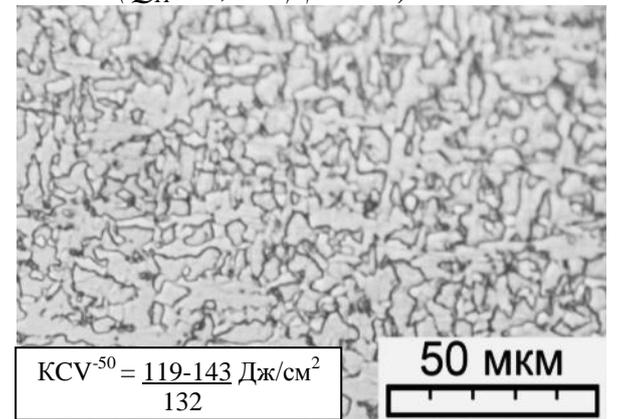


г)

$I_{CB} = 500A, U_D = 30B, V_{CB} = 50 \text{ см/мин. } (Q_{II} = 1,63 \text{ кДж/мм})$



д)



е)

Рисунок 3.18 - Микроструктура металла шва, выполненного при варьировании параметров сварочного режима автоматической дуговой сварки под флюсом марки ФЦ-16А сварочной проволокой марки Св-08ГС в исходном состоянии после сварки (а), (в), (д) и после проведения высокого отпуска 650 °С в течение 8 ч. (б), (г), (е)

$I_{CB} = 520 \text{ A}$, $U_D = 29 \text{ В}$, $V_{CB} = 54 \text{ см/мин}$. ($Q_{II} = 1,51 \text{ кДж/мм}$)

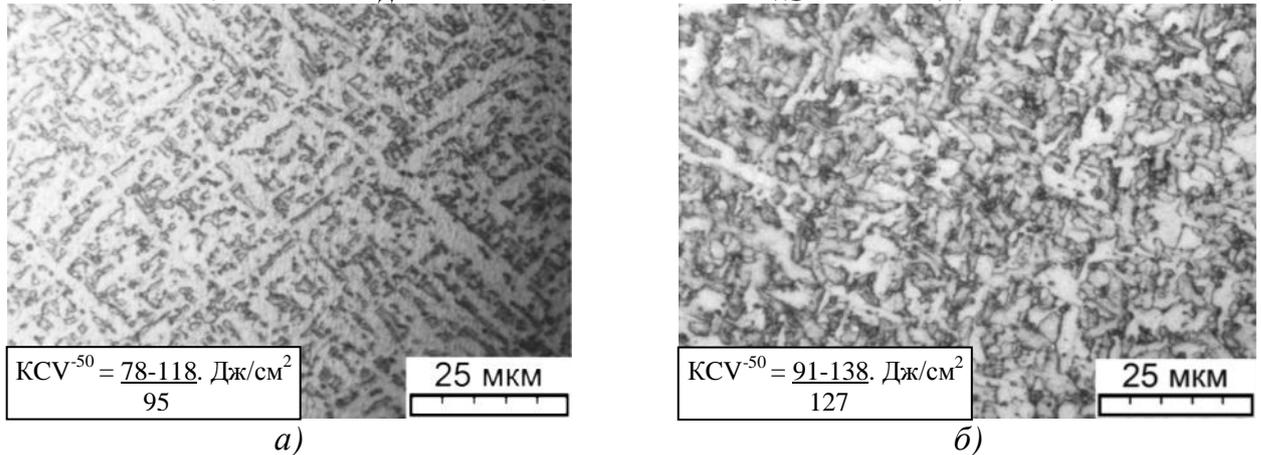


Рисунок 3.19 - Микроструктура металла шва, выполненного автоматической дуговой сварки под флюсом марки ФЦ-16А сварочной проволокой марки Св-10ГНА в исходном состоянии после сварки (а) и после проведения высокого отпуска $650 \text{ }^\circ\text{C}$ в течение 8 ч. (б)

Анализ данных таблицы 3.5 для технологических вариантов сварки 1-4 и микроструктур, представленных на рисунках 3.18 и 3.19, показал следующее.

Микроструктура металла шва, выполненного автоматической дуговой сваркой под флюсом марки ФЦ-16А сварочной проволокой марки Св-08ГС, в исходном состоянии после сварки зависит от сочетания параметров сварочного режима.

При минимальной величине погонной энергии $1,24 \text{ кДж/мм}$ силе сварочного тока 440 А , напряжении на дуге 26 В и скорости сварки 50 см/мин . структура металла шва (рисунок 3.18 а) представляет собой дисперсную ферритно-бейнитную смесь, сформированную в результате распада переохлажденного аустенита по смешанному механизму. Бейнитный феррит указанной структуры имеет следующие морфологические разновидности – цепочки аллотриоморфного феррита толщиной от 3 до 9 мкм декорируют границы бывших аустенитных областей шириной от 35 до 90 мкм , на поверхности аллотриоморфного феррита растут иглы видманштеттового феррита длиной от 18 до 60 мкм и толщиной от 4 до 8 мкм , также присутствует феррит с неупорядоченными вторичными фазами размером от 20 до 40 мкм в поперечнике, феррит гранулярной морфологии с размером кристаллов от 4 до 8 мкм и феррит речной морфологии длиной от 20 до 60 мкм и толщиной от 3 до 7 мкм , перистого вида, характерного для структуры верхнего бейнита.

Ударная вязкость металла шва, обладающего данной мелкодисперсной феррито-бейнитной микроструктурой в исходном состоянии после сварки, при температуре испытания минус 50 °С, варьируется в пределах от 39 до 86 Дж/см² при среднем значении 58 Дж/см². Это соответствует требованию $KCV^{-50} \geq 29,4$ Дж/см² для сварных элементов ТУК МБК из стали марки 09Г2СА-А.

Тем не менее, в результате проведения послесварочного высокого отпуска, необходимого для снижения остаточных сварочных напряжений, а также улучшения структуры и свойств ЗТВ, в металле вышеуказанного шва наблюдаются значительные структурные изменения (рисунок 3.18 б), которые оказывают отрицательное влияние на ударную вязкость металла шва.

После выдержки при температуре 650 °С в течении 8 часов промежуточная феррито-бейнитная структура металла шва, сформированная по смешанному сдвигово-диффузионному механизму, распадается с образованием феррито-карбидной смеси. При этом наличие в структуре крупных ферритных зерен размером до 75 мкм в пределах бывших аустенитных областей позволяет предположить о протекании процессов собирательной рекристаллизации изоморфного (внутрикристаллитного) феррита.

Формирование указанной структуры (рисунок 3.18 б) привело к снижению хладостойкости металла шва после термообработки, так минимальное значение KCV^{-50} понизилось более чем в три раза по сравнению с исходным после сварки состоянием и составило 12 Дж/см². При этом максимальное значение ударной вязкости KCV^{-50} после термообработки не превысило 52 Дж/см², а среднее значение испытанной серии образцов по данному технологическому варианту сварки составило 31 Дж/см².

Следующий технологический вариант (таблица 3.5 №2) автоматической дуговой сварки под флюсом предусматривал увеличение силы сварочного тока до 580 А, напряжения на дуге до 28 В и скорости сварки до 54 см/мин., величина погонной энергии при данном сочетании параметров режима сварки составила 1,62 кДж/мм.

Структура данного металла шва в исходном состоянии после сварки также представляет собой феррито-бейнитную структуру сформированную в результате смешанного распада переохлажденного аустенита (рисунок 3.18 в). Разница заключается в том, что бейнитный феррит имеет преимущественно гранулированную морфологию с размером кристаллов от 3 до 7 мкм, феррит речной морфологии практически отсутствует, видманштеттов феррит зарождается на поверхности аллотриоморфа толщиной 2-4 мкм и

не получает дальнейшего развития, что ограничивает длину его игл не более 15 мкм, кроме того, присутствуют кристаллы квазиполигонального феррита размером до 20 мкм с неупорядоченными вторичными фазами размером менее 1 мкм.

Ударная вязкость данной феррито-бейнитной структуры в исходном состоянии после сварки варьируется в пределах от 22 до 59 Дж/см² при среднем значении 36 Дж/см². Здесь следует отметить, что наблюдается некоторое противоречие, в технологическом варианте 1 металл шва в исходном состоянии после сварки имеет более высокие результаты ударной вязкости, несмотря на то, что в технологическом варианте 2 получена более однородная по составу структура с преимущественно бейнитным ферритом гранулярной морфологии. Однако, на ударную вязкость металла многопроходного шва значительное влияние оказывает процентное соотношение между литой и перекристаллизованной структурой в сечении шва, что будет рассмотрено далее.

Проведение высокого отпуска шва, выполненного по технологическому варианту №2 (таблица 3.5), также привело к распаду феррито-бейнитной структуры на феррито-карбидную смесь и формированию крупнозеренной ферритной структуры размером до 100 мкм (рисунок 3.18 г). При этом вторичные фазы карбидного типа размером 0,5-1,5 мкм сосредотачиваются преимущественно внутри ферритных зерен, наблюдается коагуляция карбидных частиц до 5 мкм, данные частицы сосредотачиваются преимущественно вдоль бывших межкристаллитных границ и вблизи границ сформировавшихся зерен феррита.

Формирование указанной структуры (рисунок 3.18 г), также привело к снижению хладостойкости металла шва после термообработки. Минимальное значение KCV⁻⁵⁰ понизилось более чем в два раза по сравнению с исходным после сварки состоянием и составило 10 Дж/см². При этом максимальное значение ударной вязкости KCV⁻⁵⁰ после термообработки не превысило 32 Дж/см², а среднее значение испытанной серии образцов по технологическому варианту сварки №2 составило 18 Дж/см².

Третий технологический вариант (таблица 3.5) автоматической дуговой сварки под флюсом предусматривал такое сочетание параметров сварочного режима, чтобы формирование структуры металла шва обеспечивалось не просто в феррито-бейнитной области при распаде переохлажденного аустенита, но и способствовало формированию структуры игольчатого феррита. С учетом зависимостей, представленных на рисунках 3.10-3.12, параметры сварочного режима составили – сила сварочного тока 500 А,

напряжение на дуге 30 В, скорость сварки 50 см/мин, а межваликовая температура ограничивалась 100 °С.

Структура металла шва, выполненного по технологическому варианту №3 (таблица 3.5) в исходном состоянии после сварки (рисунок 3.18 д) представляет собой феррито-бейнитную структуру, в которой доминируют кристаллы игольчатого феррита «переплетенной» формы длиной от 7 до 29 мкм и толщиной от 2,5 до 6 мкм, между кристаллами игольчатого феррита располагаются вторичные фазы.

Испытания металла шва с указанной структурой в исходном состоянии после сварки на ударный изгиб при минус 50 °С подтвердили тенденции известных исследований [66, 67, 79, 83] что игольчатый феррит является наиболее предпочтительной структурой для обеспечения высокой хладостойкости металла низколегированного шва. Так минимальные и максимальные значения ударной вязкости KCV^{-50} составили 73 и 104 Дж/см² соответственно, а среднее значение серии испытанных образцов составило 90 Дж/см². Полученные результаты более чем в два раза превысили требование по ударной вязкости металла сварных соединений из стали марки 09Г2СА-А $KCV^{-50} \geq 29,4$ Дж/см².

В процессе послесварочного высокого отпуска структура игольчатого феррита металла шва, выполненного по технологическому варианту 3 (таблица 3.5), тоже претерпевает изменения (рисунок 3.18 е). Указанные структурные изменения выражаются в распаде и коагуляции вторичных фаз с формированием частиц карбидного типа размером от 1,5 до 4 мкм, ферритная фаза становится более равновесной, исчезают грубые игольчатые образования. Тем не менее, сохраняется мелкодисперсность структуры - преобладают зерна феррита полигональной и квазиполигональной морфологии размером от 5 до 12 мкм, единичные зерна достигают размера 22 мкм, а длина кристаллов игольчатого феррита сохраняется в пределах 6-27 мкм. При этом, отсутствуют процессы собирательной рекристаллизации крупных полигональных зерен феррита размером 100 мкм и более.

Таким образом, установлено, что структура игольчатого феррита является более устойчивой к высокому отпуску структурой по сравнению с бейнитным ферритом гранулярной и речной морфологии, так как в наибольшей степени сохраняет свою дисперсность после выдержки в течение 8 ч. при температуре 650 °С.

Испытания металла шва со структурой игольчатого феррита (технологический вариант №3 таблица 3.5) на ударный изгиб в состоянии послесварочного отпуска показали, что указанная структура металла шва обеспечивает возможность получения высоких значений ударной вязкости при температуре минус 50 °С. Так минимальные и максимальные значения KCV^{-50} составили 91 и 138 Дж/см² соответственно, а среднее значение серии испытанных образцов составило 132 Дж/см². Полученные значения ударной вязкости в состоянии после отпуска не только в 3-4 раза превысили требования $KCV^{-50} \geq 29,4$ Дж/см², но и на 50% увеличились по сравнению с исходным состоянием после сварки.

Формирование структуры игольчатого феррита (рисунок 3.19 а) в металле шва, выполненного автоматической дуговой сваркой под флюсом марки ФЦ-16А сварочной проволокой марки Св-10ГНА (легирующая композиция С-Mn-Ni, технологический вариант №4 в таблице 3.5), также позволило обеспечить высокие значения ударной вязкости при температуре минус 50 °С, как в исходном состоянии после сварки (среднее значение серии испытаний 95 Дж/см²), так и после высокого отпуска (среднее значение серии испытаний 127 Дж/см²).

При этом в процессе высокого отпуска дисперсность структуры металла шва сохранилась. Так длина кристаллов бейнитного феррита варьируется преимущественно в пределах от 5 до 15 мкм, толщина в пределах от 1,5 до 4 мкм, а максимальный размер зерен квазиполигональных феррита не превысил 12 мкм (рисунок 3.19 б).

Далее приведены результаты исследований взаимосвязи между ударной вязкостью и микроструктурой металла низколегированного шва композиции С-Mn-Ni и С-Mn-Si, выполненного ручными и механизированным способом дуговой сварки в исходном состоянии после сварки и после проведения высокого отпуска.

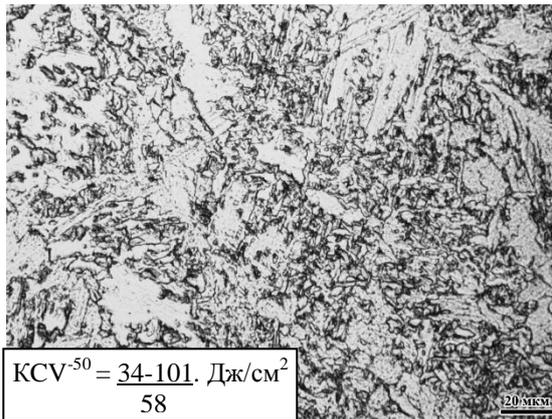
На рисунке 3.20 представлены микроструктуры металла шва, выполненного при варьировании параметров режима ручной дуговой сварки покрытыми электродами марки 48Н-37/1 (легирующая композиция С-Mn-Ni, технологические варианты № 5 и 6 в таблице 3.5) в исходном состоянии после сварки (рисунок 3.20 а, в) и после проведения высокого отпуска (рисунок 3.20 б, г).

На рисунке 3.21 представлены микроструктуры металла шва, выполненного при варьировании параметров режима механизированной (полуавтоматической) сварки в смеси защитных газов (80%Ar+20%CO₂) сварочной проволокой марки Св-08Г2С (леги-

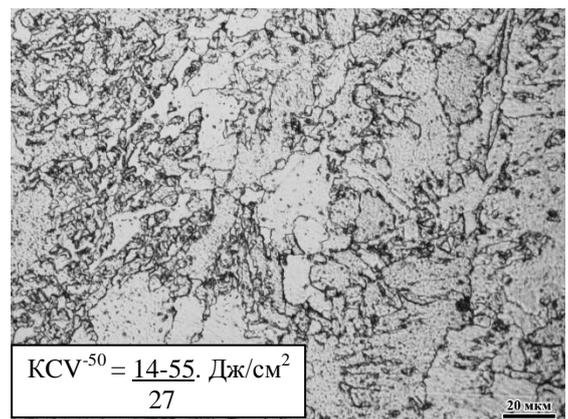
рующая композиция C-Mn-Si, технологические варианты № 7 и 8 в таблице 3.5) в исходном состоянии после сварки (рисунок 3.21 а, в) и после проведения высокого отпуска (рисунок 3.21 б, г).

На рисунке 3.22 представлены микроструктуры металла шва, выполненного ручной аргодуговой сваркой неплавящимся электродом с присадочной проволокой марки Св-08Г2С (легирующая композиция C-Mn-Si, технологический вариант № 9 в таблице 3.5) в исходном состоянии после сварки (рисунок 3.22 а) и после проведения высокого отпуска (рисунок 3.21 б).

$$I_{CB} = 180 \text{ A}, U_D = 26 \text{ B}, V_{CB} = 12 \text{ см/мин.} (Q_{II} = 1,87 \text{ кДж/мм})$$

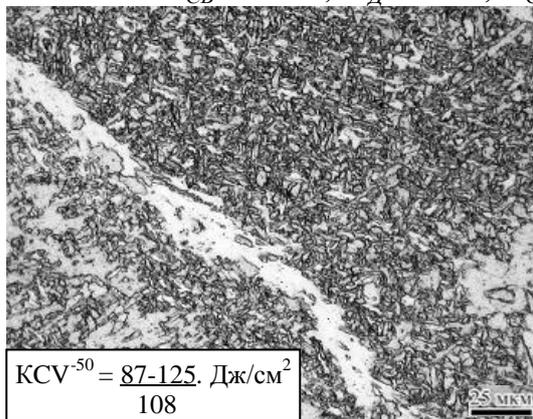


а)

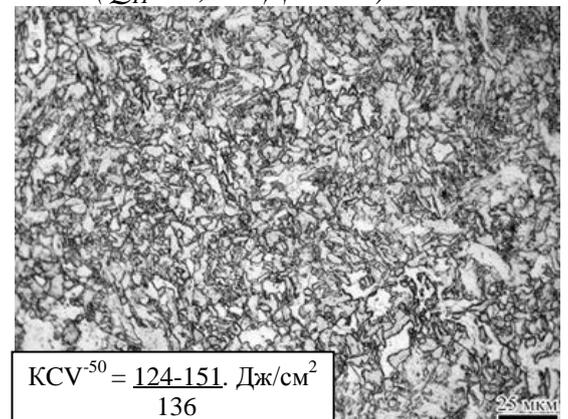


б)

$$I_{CB} = 130 \text{ A}, U_D = 26 \text{ B}, V_{CB} = 16 \text{ см/мин.} (Q_{II} = 0,95 \text{ кДж/мм})$$



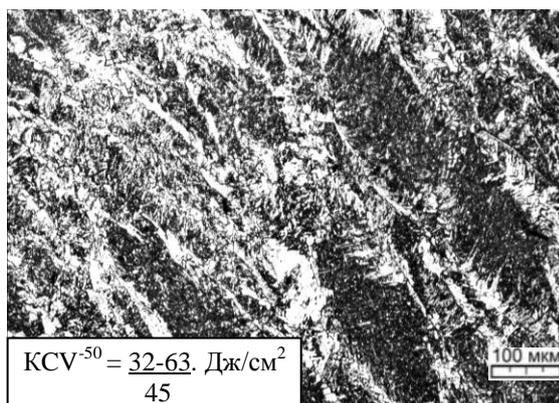
в)



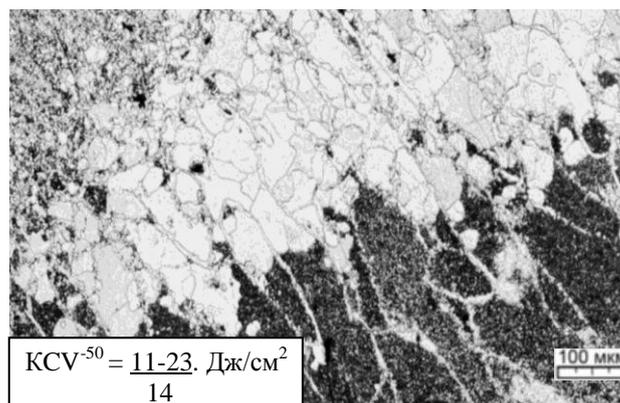
г)

Рисунок 3.20 - Микроструктура металла шва, выполненного при варьировании параметров сварочного режима ручной дуговой сварки покрытыми электродами марки 48Н-37/1 (C-Mn-Ni) в исходном состоянии после сварки (а), (в) и после проведения высокого отпуска 650 °С в течение 8 ч. (б), (г)

$I_{CB} = 170 \text{ A}$, $U_D = 26 \text{ B}$, $V_{CB} = 24 \text{ см/мин.}$ ($Q_{II} = 0,88 \text{ кДж/мм}$)

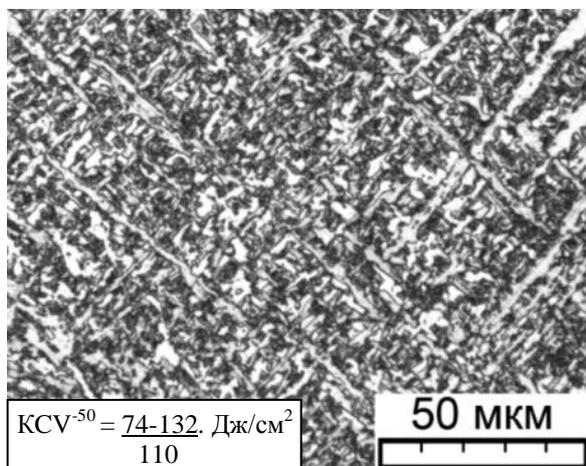


a)

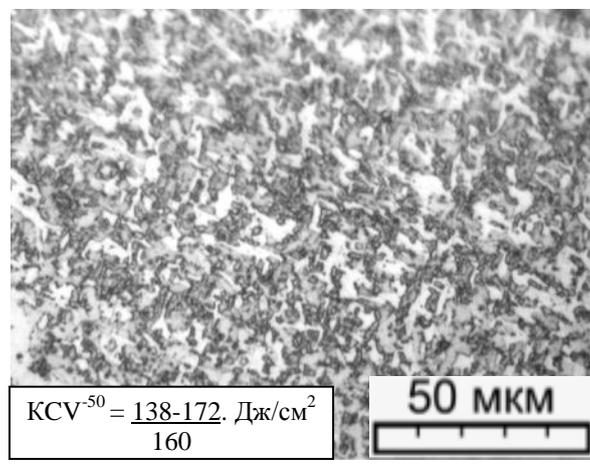


б)

$I_{CB} = 200 \text{ A}$, $U_D = 30 \text{ B}$, $V_{CB} = 24 \text{ см/мин.}$ ($Q_{II} = 1,2 \text{ кДж/мм}$)



в)



г)

Рисунок 3.21 - Микроструктура металла шва, выполненного при варьировании параметров сварочного режима механизированной (полуавтоматической) сварки в смеси защитных газов ($80\% \text{ Ar} + 20\% \text{ CO}_2$) в исходном состоянии после сварки (*a*), (*в*) и после проведения высокого отпуска $650 \text{ }^\circ\text{C}$ в течение 8 ч. (*б*), (*г*)

$$I_{CB} = 130 \text{ A}, U_D = 12 \text{ B}, V_{CB} = 9 \text{ см/мин. } (Q_{II} = 0,73 \text{ кДж/мм})$$

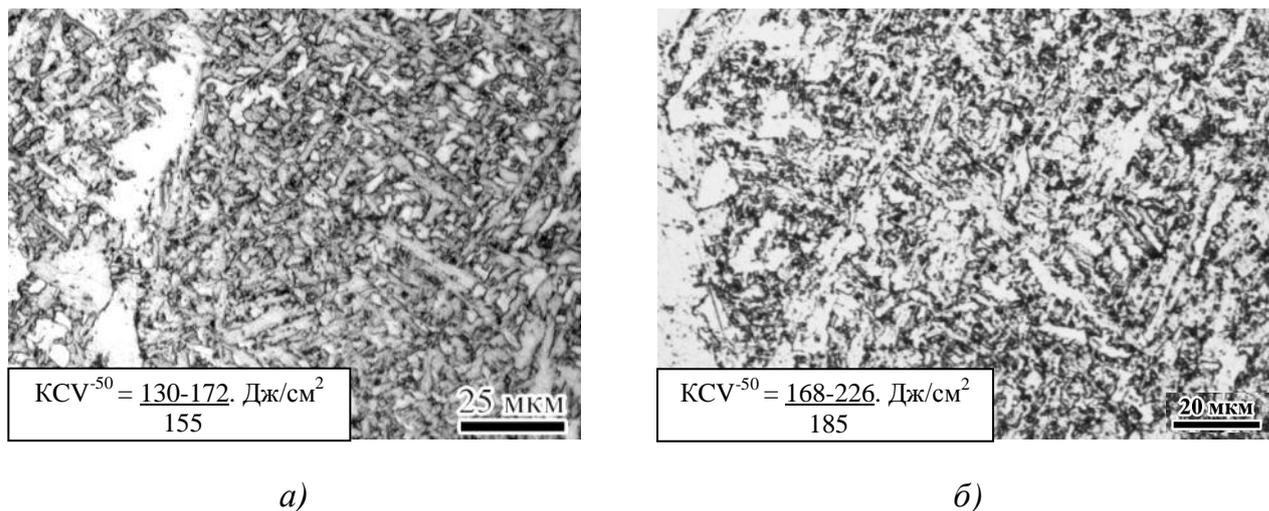


Рисунок 3.22 - Микроструктура металла шва, выполненного ручной аргодуговой сваркой неплавящимся электродом с присадочной проволокой марки Св-08Г2С в исходном состоянии после сварки (а) и после проведения высокого отпуска 650 °С в течение 8 ч. (б)

Анализ данных таблицы 3.5 для технологических вариантов сварки 5-9 и микроструктур, представленных на рисунках 3.20-3.22, показал следующее.

Для формирования хладостойкой структуры металла шва для вышеуказанных способов сварки необходимо использование оптимальных сочетаний параметров сварочного режима.

Так выполнение металла шва ручной дуговой сваркой покрытыми электродами марки 48Н-37/1 при повышенной величине погонной энергии 1,87 кДж/мм, силе сварочного тока 170 А, напряжении на дуге 26 В и при скорости сварки 12 см/мин. (технологический вариант №5 в таблице 3.5) привело к формированию феррито-бейнитной структуры (рисунок 3.20 а), однако, количество игольчатого феррита в поле зрения исследованного шлифа не превысило 7%. При проведении испытаний на ударный изгиб в исходном состоянии после сварки требуемая ударная вязкость $KCV^{-50} \geq 29,4 \text{ Дж/см}^2$ была обеспечена: минимальные и максимальные значения составили 34 и 101 Дж/см², при среднем значении серии испытаний 58 Дж/см².

Тем не менее, после выполнения высокого отпуска ударная вязкость металла шва опять снизилась ниже требуемой - минимальное значение не превысило 14 Дж/см², а

среднее значение испытанной серии образцов составило 27 Дж/см². При этом в структуре металла шва после высокого отпуска выявлено формирование крупных ферритных зерен размером до 98 мкм, внутри и на границах которых располагаются вторичные фазы карбидного типа размером от 1,5 до 5 мкм (рисунок 3.20 б).

Снижение величины погонной энергии при ручной дуговой сварке покрытыми электродами до 0,95 кДж/мм путем уменьшения силы сварочного тока до 130 А и увеличения скорости сварки до 16 см/мин. (технологический вариант №6 в таблице 3.5) позволило обеспечить формирование в структуре металла шва композиции С-Mn-Ni преимущественно структуры игольчатого феррита (рисунок 3.20 в), содержание указанной структурной составляющей составило не менее 65 % в поле зрения исследованного шлифа. Это привело к повышению ударной вязкости металла шва примерно в два раза по сравнению с технологическим вариантом 5 (таблица 3.5), минимальное и максимальное значение ударной вязкости составили 87 и 125 Дж/см² соответственно, а среднее значение испытанной серии образцов составило 108 Дж/см².

Проведение высокого отпуска указанного металла шва со структурой преимущественно игольчатого феррита, позволило получить более равновесную структуру, при сохранении мелкодисперсности бейнитного феррита - размер кристаллов преимущественно составил от 4 до 15 мкм, а размер единичных зерен квазиполигонального феррита не превысил 22 мкм (рисунок 3.20 г). Это привело не только к обеспечению требуемой ударной вязкости $KCV^{50} \geq 29,4$ Дж/см², но и позволило повысить ее значения по сравнению с исходным состоянием после сварки на 30% - минимальное и максимальное значение после термообработки составили 124 и 151 Дж/см² соответственно, а среднее 136 Дж/см².

В противоположность ручной дуговой сварке покрытыми электродами, неблагоприятная для обеспечения хладостойкости после проведения высокого отпуска структура металла шва была получена в процессе механизированной (полуавтоматической) дуговой сварке в смеси защитных газов 80%Ar+20%CO₂ сварочной проволокой марки Св-08Г2С при минимальном значении погонной энергии не более 0,88 кДж/мм.

При этом сочетание параметров сварочного режима было следующим: сила сварочного тока 170 А, напряжение на дуге 26 В, скорость сварки 24 см/мин (технологический вариант №7 в таблице 3.5).

Использование указанного режима при механизированной сварке привело к формированию в металле шва мелкодисперсной феррито-бейнитной структуры (рисунок 3.21 а), которая позволила обеспечить требуемую хладостойкость $KCV^{-50} \geq 29,4$ Дж/см² в исходном состоянии после сварки, минимальные и максимальные значения варьировались в пределах 32-63 Дж/см², среднее значение составило 45 Дж/см². Однако, в процессе высокого отпуска указанная структура металла шва частично распадается на ферритокарбидную смесь, при этом в бывших аустенитных областях, ограниченных цепочками аллотриоморфного феррита, наблюдается собирательная рекристаллизация крупных зерен феррита полигональной морфологии размером до 90 мкм (рисунок 3.21 б). Это приводит к недопустимому снижению (~3 раза) ударной вязкости при температуре минус 50 °С: минимальное значение не превышает 11 Дж/см², максимальное составляет 23 Дж/см², а среднее значение серии испытанных образцов равняется 14 Дж/см².

Формирование в металле шва, выполненном механизированной (полуавтоматической) дуговой сваркой в смеси защитных газов, структуры игольчатого феррита (рисунок 3.21 в) путем повышения величины погонной энергии до 1,2 кДж/мм, увеличения силы сварочного тока до 200 А, повышения напряжения на дуге до 30 В, при сохранении скорости сварки 24 см/мин. (технологический вариант №8 в таблице 3.5) позволяет обеспечить высокую ударную вязкость металла в состоянии до и после проведения высокого отпуска. Так KCV^{-50} металла шва в исходном состоянии после сварки увеличилось в 2,-2,5 раза по сравнению с предыдущим технологическим вариантом сварки (№7 в таблице 3.5), при варьировании минимальных и максимальных значений в пределах 74-132 Дж/см², среднее значение серии испытаний составило 110 Дж/см².

После проведения высокого отпуска дисперсность структуры металла шва, выполненного по технологическому варианту №8 (таблица №3.5), сохранилась - размер кристаллов бейнитного феррита не превысил 15 мкм, при этом структура стала более равновесной, что проявилось в исчезновении ферритных игл длиной более 30 мкм (рисунок 3.21 г) и коагуляции частиц вторичной фазы.

Указанные структурные изменения благоприятно повлияли на ударную вязкость металла шва, так как KCV^{-50} после высокого отпуска увеличилась в среднем на 40%, при этом минимальные и максимальные значения варьировались в пределах 138-172 Дж/см², а среднее значение серии испытанных образцов составило 160 Дж/см².

Установленные тенденции положительного влияния на ударную вязкость низколегированного металла шва формирование структуры игольчатого феррита в состоянии до и после проведения высокого отпуска подтвердились также и для ручной аргодуговой сварки неплавящимся электродом с присадочной проволокой марки Св-08Г2С диаметром 3 мм (легирующая композиция С-Mn-Si, технологический вариант № 9).

При выполнении сварки с параметрами режима: сила сварочного тока 130 А, напряжение на дуге 12 В и скорость сварки 9 см/мин. в металле шва была сформирована мелкодисперсная структура игольчатого феррита с длиной кристаллов от 4 до 23 мкм и толщиной от 2 до 5 мкм (рисунок 3.22 а), количество указанной структуры составило не менее 68 % в поле зрения исследованного микрошлифа.

Ударная вязкость металла шва в исходном состоянии после сварки варьировалась в пределах от 130 до 172 Дж/см², при среднем значении 155 Дж/см², а после проведения высокого отпуска увеличилась на 20-30%. При этом минимальные максимальные и максимальные значения KCV⁵⁰ металла шва после высокого отпуска составили 168 и 226 Дж/см², а среднее значение серии испытанных образцов равнялось 185 Дж/см². Структура металла шва после проведения высокого отпуска сохранила свою дисперсность, размер зерен квазиполигональной морфологии не превысил 16 мкм, а длина кристаллов игольчатого феррита варьируется в пределах от 5 до 24 мкм при толщине от 3 до 8 мкм (рисунок 3.22 б).

Выше представленные микроструктурные изменения в состоянии до и после проведения высокого отпуска выполнялись для литой структуры металла шва, при различных способах и вариантах сварки. Однако, для оценки взаимосвязи структурных состояний и хладостойкости металла шва необходимо учитывать фактор формирования перекристаллизованной структуры при многопроходной сварке.

В связи с этим, следующий этап работы включал исследование взаимосвязи ударной вязкости при минус 50 °С и процентного содержания перекристаллизованной структуры металла низколегированного шва композиции С-Mn-Si, выполненного при варьировании параметров режима автоматической дуговой сварки под флюсом (технологические варианты №1-№3 в таблице 3.3).

В результате выполненных исследований были получены зависимости влияния процентного содержания перекристаллизованной структуры в сечении металла шва на

KCV^{-50} в состоянии до и после проведения высокого отпуска, представленные на рисунке 3.23.

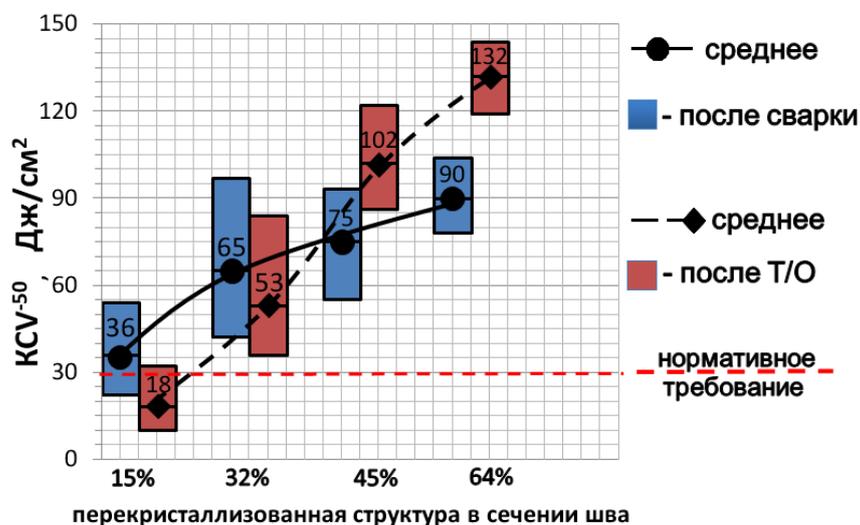


Рисунок 3.23 – Влияние процентного содержания перекристаллизованной структуры на хладостойкость металла шва в состоянии до и после высокого отпуска при автоматической дуговой сварке под флюсом марки ФЦ-16А сварочной проволокой марки Св-08ГС

Анализ полученных зависимостей (рисунок 3.23) показал следующее. Формирование в сечении металла шва менее 15% (технологический вариант №1 в таблице 3.3) перекристаллизованной структуры не позволяет обеспечить его стабильную хладостойкость - в исходном состоянии после сварки минимальные и максимальные значения изменяются в диапазоне от 22 до 54 Дж/см², при среднем значении 36 Дж/см². После проведения высокого отпуска KCV^{-50} снизилась примерно в два раза – минимальные и максимальные значения составили 10 и 32 Дж/см² соответственно, а среднее значение не превысило 18 Дж/см².

Увеличение процентного содержания перекристаллизованной структуры в сечении металла шва до 32 % (технологический вариант №2 в таблице 3.2) позволило обеспечить требуемую ударную вязкость металла шва $KCV^{-50} \geq 29,4$ Дж/см² в исходном состоянии после сварки, минимальное и максимальное значения составили 42 и 97 Дж/см²,

при среднем значении 65 Дж/см^2 . Проведение высокого отпуска металла шва с процентным содержанием перекристаллизованной структуры 32 % привело к снижению его ударной вязкости при температуре минус $50 \text{ }^\circ\text{C}$ примерно на 15 %. Однако, требуемая хладостойкость была обеспечена – минимальное и максимальное значения составили 36 и 84 Дж/см^2 , а среднее значение испытанной серии образцов составило 53 Дж/см^2 .

При формировании в сечении металла низколегированного шва композиции С-Mn-Si порядка 45% перекристаллизованной структуры обеспечивается высокая ударная вязкость в исходном состоянии после сварки, а после проведения высокого отпуска она увеличивается еще примерно на 30%. Так в исходном состоянии после сварки минимальное и максимальное значения KCV^{50} составили 55 и 93 Дж/см^2 , при среднем значении 75 Дж/см^2 , а после термообработки 86 и 122 Дж/см^2 соответственно, при среднем значении 102 Дж/см^2 .

Наиболее высокая хладостойкость металла шва, выполненного автоматической дуговой сваркой под флюсом марки ФЦ-16А сварочной проволокой марки Св-08ГС (технологический вариант №3 таблица 3.3), была получена при формировании 64 % перекристаллизованной структуры в сечении шва. В исходном состоянии после сварки минимальное и максимальное значения KCV^{50} составили 78 и 107 Дж/см^2 , при среднем значении 90 Дж/см^2 . После проведения высокого отпуска ударная вязкость металла шва повысилась примерно на 40%, минимальное и максимальное значения составили 119 и 144 Дж/см^2 , а среднее значение испытанной серии образцов составило 132 Дж/см^2 .

Выполненные металлографические исследования перекристаллизованной структуры металла многопроходного шва, выполненного автоматической дуговой сваркой под флюсом марки ФЦ-16А сварочной проволокой марки Св-08ГС, в состоянии до и после проведения высокого отпуска (рисунок 3.24) показали следующее.

В перекристаллизованной структуре металла шва в исходном состоянии после сварки формируется мелкодисперсная феррито-карбидная структура с преобладанием зерен квазиполигонального феррита размером от 7 до 23 мкм, также присутствует небольшое количество игольчатого феррита (не более 8 % в поле зрения исследованного микрошлифа) и единичные иглы видманштеттова феррита размером от 15 до 32 мкм (рисунок 3.24 а), вторичные фазы сосредоточены преимущественно между кристаллами бейнитного феррита.

После высокого отпуска наблюдается улучшение перекристаллизованной микроструктуры. Мелкозернистая структура квазиполигонального феррита становится более равновесной - размер ее зерен не превышает 19 мкм, исчезают грубые ферритные иглы, мелкоигльчатый феррит распадается, межфазные границы очищаются, а вторичные фазы карбидного типа коагулируют между кристаллами бейнитного феррита (рисунок 3.24 б)

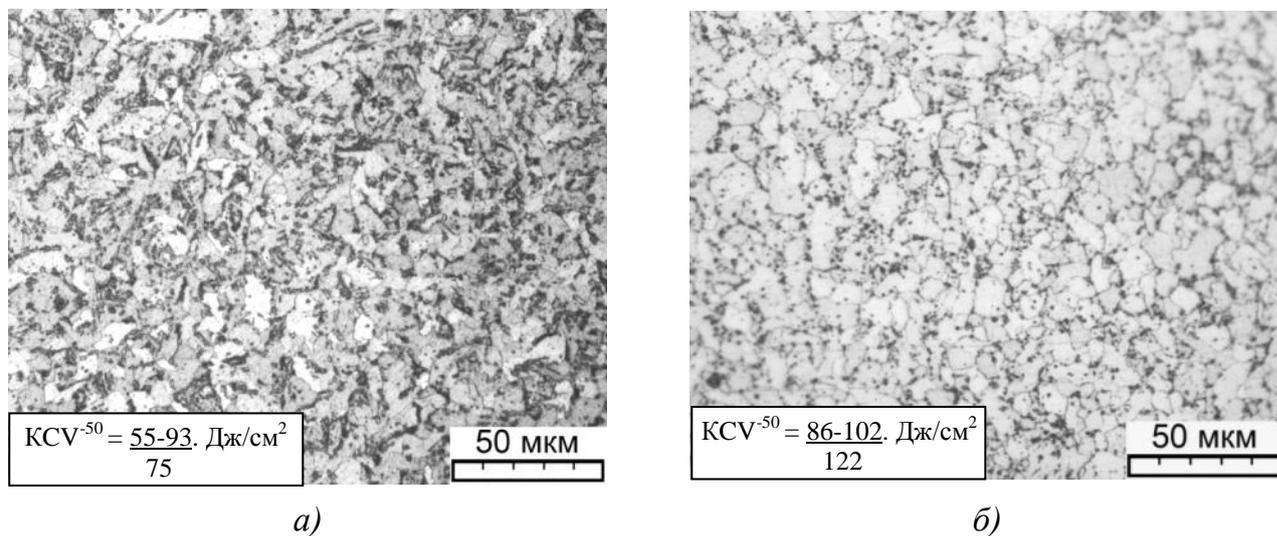


Рисунок 3.24 – перекристаллизованная микроструктура металла многопроходного шва, выполненного автоматической дуговой сваркой под флюсом марки ФЦ-16А сварочной проволокой марки Св-08ГС, в исходном состоянии после сварки (а) и после проведения высокого отпуска при температуре 650 ° С в течение 8 ч.

На основании выполненных исследований взаимосвязи структуры и ударной вязкости металла шва композиции С-Мn-Si и С-Мn-Ni, выполненного ручным, механизированным и автоматическим дуговым способом сварки под флюсом, в состоянии до и после проведения высокого отпуска, а также анализа полученных результатов, можно сделать следующие выводы.

Металл шва сварных соединений из стали марки 09Г2СА-А, выполненный композициями сварочных материалов С-Мn-Si и С-Мn-Ni вышеуказанными способами сварки, характеризуется многообразием структурных и фазовых составляющих разнонаправленно влияющих на его хладостойкость.

В результате высокого отпуска, необходимого для повышения хладостойкости металла ЗТВ и снижения остаточных сварочных напряжений металлоконструкций контейнеров для ОЯТ, происходит распад промежуточных структур феррито-бейнитного типа и рекристаллизация структурно свободного феррита, что может приводить к резкому снижению ударной вязкости металла шва композиции C-Mn-Ni и C-Mn-Si при температуре минус 50 °С.

Формирование игольчатого феррита в литых зонах металла шва позволяет повысить термическую устойчивость и сохранить дисперсность его микроструктуры в процессе проведения высокого послесварочного отпуска. Это способствует повышению хладостойкости металла шва при температуре минус 50 °С как в исходном состоянии после сварки, так и после проведения высокого отпуска.

Соотношение литой и перекристаллизованной структуры оказывает непосредственное влияние на хладостойкость многопроходного низколегированного шва. При формировании в сечении металла шва порядка 30 % перекристаллизованной структуры обеспечивается требуемая хладостойкость в состоянии до и после проведения термообработки.

Увеличение процентного содержания перекристаллизованной структуры в металле шва свыше 45% позволяет повысить его хладостойкость после проведения высокого отпуска. Указанный эффект связан с процессами улучшения перекристаллизованной структуры при отпуске, что проявляется в повышении однородности дисперсной феррито-перлитной смеси, коагуляции частиц карбидного типа и очищении межфазных границ.

3.3 Влияние межваликовой температуры на микроструктуру и хладостойкость металла низколегированного шва в состоянии до и после проведения высокого отпуска

В подразделе 3.2.3 данной работы было показано, что межваликовая температура в процессе сварки оказывает непосредственное влияние на скорость охлаждения металла шва в высокотемпературном интервале 1200-800 °С и интервале температур наименьшей устойчивости аустенита 800-500 °С.

Так при одинаковой величине погонной энергии 1,8 кДж/мм скорость охлаждения шва в интервале температур 1200-800 °С составляет 78 °С/с при МВТ= 20 °С, а с увеличением МВТ до 250 °С указанная скорость охлаждения снижается в два раза до 40 °С/с (рисунок 3.9 а).

Для интервала температур наименьшей устойчивости аустенита 800-500 °С увеличение МВТ сильнее сказывается на уменьшении скорости охлаждения. При МВТ = 20 °С скорость охлаждения шва $V_{800-500}$ равняется 21 °С/с, а при МВТ=250 °С $V_{800-500}$ снижается в три раза и составляет 7 °С/с (рисунок 3.9 б), что в соответствии с диаграммой представленной на рисунке 3.2 (б) не позволяет обеспечить формирование дисперсной феррито-бейнитной структуры.

Следовательно, от величины межваликовой температуры в процессе сварки может зависеть структурно-фазовый состав металла низколегированного шва и, как следствие, его хладостойкость.

При этом, в соответствии с [76], при сварке кремнемарганцовистых сталей максимальная величина МВТ может варьироваться от комнатной и достигать 250 °С.

С учетом изложенного, были проведены прямые эксперименты по исследованию влияния величины межваликовой температуры на структуру и ударную вязкость металла шва в состоянии до и после проведения высокого отпуска, выполненного автоматической дуговой сварки под флюсом марки ФЦ-16А сварочной проволокой марки Св-08ГС.

Варьирование МВТ при этом составило 50, 100 и 250°С, параметры сварочного режима были следующими: сила сварочного тока 430 А, напряжение на дуге 29 В, скорость сварки 50 см/мин., величина погонной энергии 1,4 кДж/мм.

Изменение микроструктуры металла шва композиции С-Mn-Si в зависимости от величины МВТ приведены на рисунке 3.25.

На рисунке 3.26 приведены результаты испытаний KCV^{50} металла шва указанной композиции, выполненного при варьировании МВТ от 50 до 250 °С, как в исходном состоянии после сварки, так и после проведения высокого отпуска при температуре 650 °С в течение 8 часов..

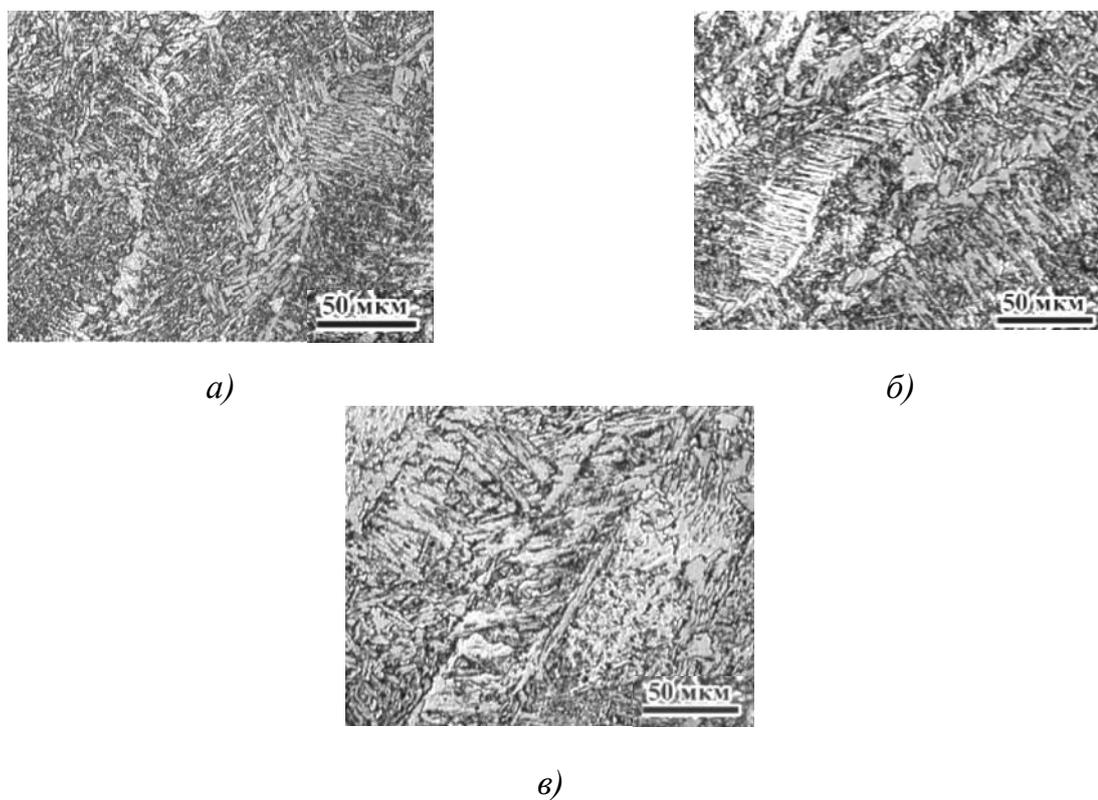


Рисунок 3.25 - Структура металла шва, выполненного автоматической дуговой сваркой под флюсом марки ФЦ-16А проволокой марки Св-08ГС, при варьировании величины межваликовой температуры МВТ= 50 °С (а), МВТ= 100 °С (б) и МВТ= 250 °С

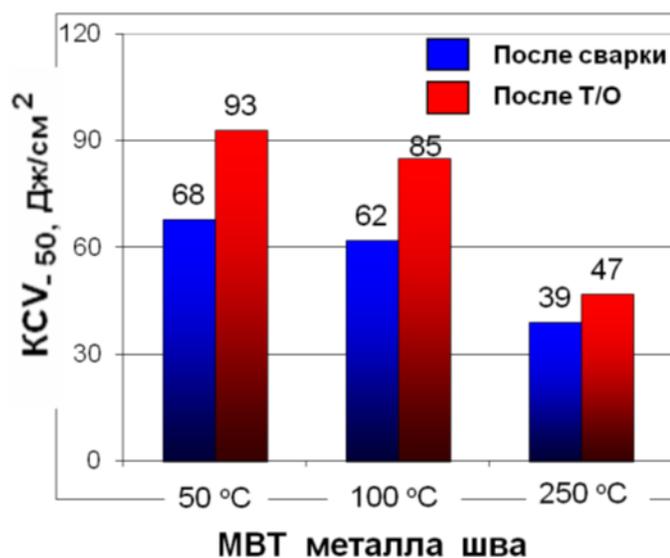


Рисунок 3.26 – Влияние межваликовой температуры (МВТ) на ударную вязкость металла шва, автоматической дуговой сваркой под флюсом марки ФЦ-16А проволокой марки Св-08ГС, в исходном состоянии после сварки и после проведения высокого отпуска при температуре 650 °С в течение 8 ч.

На основании оценки влияния межваликовой температуры (МВТ) на хладостойкие свойства металла шва сварных соединений стали марки 09Г2СА-А было установлено, что повышению хладостойкости металла шва способствует уменьшение МВТ с 250 °С до 50 °С, так как формируется более благоприятная мелкодисперсная феррито-бейнитная структура (рисунок 3.25).

Учитывая, что снижение $KCV^{-50^{\circ}C}$ при МВТ = 100 °С составило не более 10% от $KCV^{-50^{\circ}C}$ при МВТ = 50 °С (рисунок 3.26), сварку деталей ТУК МБК из стали марки 09Г2СА-А рекомендовано выполнять с МВТ не более 100 °С, без предварительного подогрева.

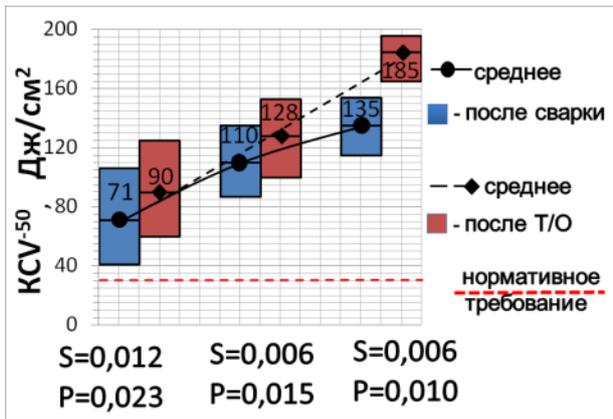
3.4 Влияние содержания вредных примесей (серы и фосфора) на хладостойкость металла шва в состоянии до и после высокого отпуска

В материалах литературного обзора (подраздел 1.6 стр.56) было показано, что снижение содержания в металле шва таких вредных примесей, как сера и фосфор, может быть эффективно использовано при комплексном походе в вопросе обеспечения требуемой хладостойкости металла низколегированного шва.

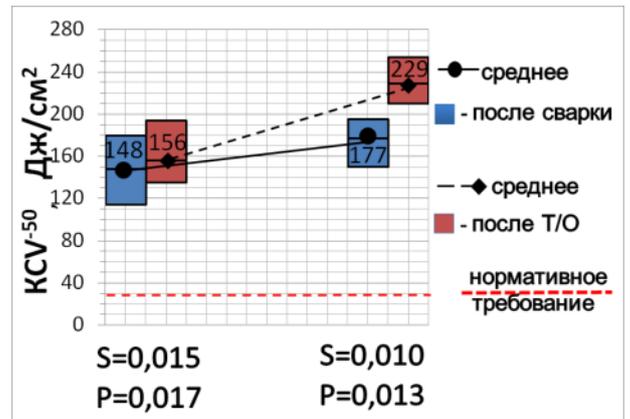
Применительно к изготовлению сварных металлоконструкций контейнеров для ОЯТ из кремнемарганцовистой стали марки 09Г2СА-А необходимо было установить конкретные требования к содержанию вредных примесей серы и фосфора в металле низколегированного шва при ручном, механизированном и автоматическом дуговом способе сварки под флюсом с учетом специфики обеспечения $KCV^{-50} \geq 29,4$ Дж/см² как в исходном состоянии после сварки, так и после проведения высокого отпуска.

С учетом изложенного, в соответствии с технологическими вариантами сварки №3, 6, 8, 9 по таблице 3.5 из стали марки 09Г2СА-А были изготовлены экспериментальные сварные пробы при варьировании содержания в металле шва вредных примесей в пределах 0,006-0,017 % для серы и 0,010-0,023 % для фосфора.

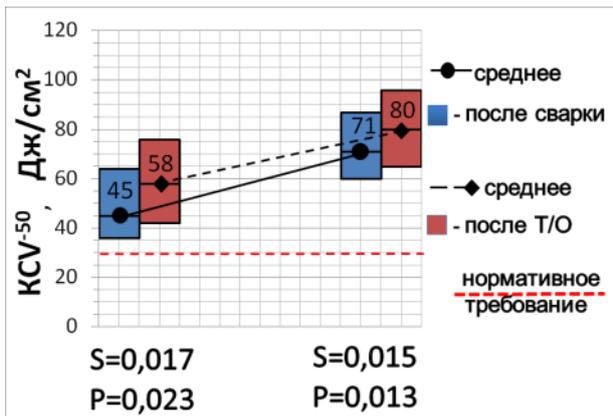
Металл шва указанных сварных проб был испытан на ударный изгиб при температуре минус 50 °С как в исходном состоянии после сварки, так и после проведения высокого отпуска при температуре 650 °С в течение 8 ч. Результаты испытаний приведены на рисунке 3.27.



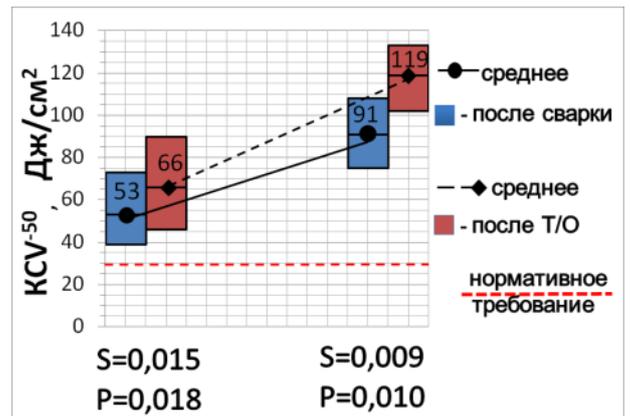
а)



б)



в)



з)

Рисунок 3.27 – Влияние содержания серы и фосфора на ударную вязкость металла шва композиции С-Mn-Si в состоянии до и после высокого отпуска при механизированной (полуавтоматической) дуговой сварке в смеси защитных газов 80%Ar+20%CO₂ (а), при ручной аргонодуговой сварке неплавящимся электродом с присадочной проволокой (б), при автоматической дуговой сварке под флюсом (в) и ручной дуговой сварке покрытыми электродами (з)

На основании сравнительных исследований хладостойких свойств металла шва композиции С-Mn-Si с различным содержанием серы и фосфора, выполненного ручным, механизированным и автоматическим дуговым способом сварки под флюсом (рисунок 3.27), было установлено, что содержание серы и фосфора на уровне 0,012% и 0,013 % соответственно обеспечивает необходимый уровень ударной вязкости $KCV^{50} \geq 29,4$ Дж/см².

3.5 Установление требований к технологии сварки и сварочным материалам

На основании результатов исследования основных факторов и экспериментального подтверждения условий формирования хладостойкой структуры металла шва сварных соединений из стали марки 09Г2СА-А установлены требования к технологии сварки и сварочным материалам, позволяющие обеспечить высокую хладостойкость низколегированного шва композиции С-Мn-Si и С-Мn-Ni, как в исходном состоянии после сварки, так и после проведения высокого отпуска:

1. Использование оптимального сочетания параметров сварочного режима при ручной, механизированной и автоматической дуговой сварке под флюсом (таблица 3.6), обеспечивающих в высокотемпературном интервале 1200-800 °С скорость охлаждения металла шва в пределах $V_{1200-800} = 40-60$ °С/с и в интервале температур наименьшей устойчивости аустенита 800-500 °С скорость охлаждения $V_{800-500} = 20-30$ °С/с, с целью формирования в литых зонах металла шва преимущественно структуры игольчатого феррита.

2. Ограничение межваликовой температуры МВТ не более 100 °С в процессе сварки стали марки 09Г2СА-А при изготовлении металлоконструкций ТУК МБК, с целью обеспечения оптимальных скоростей охлаждения металла шва.

3. Последовательная раскладка сварочных валиков оптимальной формы и геометрических размеров (таблица 3.7) при заполнение разделки сварных соединений из стали марки 09Г2СА-А (рисунок 3.14), с целью формирования в макроструктуре металла шва не менее 35% однородной перекристаллизованной структуры. В случае обеспечения содержания перекристаллизованной структуры в сечении металла шва свыше 45 % ударная вязкость после проведения высокого отпуска повышается.

4. Ограничение содержания серы и фосфора до 0,012% и 0,013 % в сварочных материалах, предназначенных для сварки стали марки 09Г2СА-А.

Таблица 3.6 – Требования к параметрам режимов сварки стали марки 09Г2СА-А

Способ сварки /	Сварочные материалы	Ø, мм	Параметры режима сварки			Q _п , кДж/мм
			I _{св} , А	U _д , В	V _{св} , мм/с (см/мин.)	
Автоматическая дуговая сварка под флюсом	Св-08ГС +ФЦ-16А	3	380-460	29-32	8,0-9,0 (48-54)	1,30-1,65
	Св-08Г2С Св-10ГНА +ФЦ-16А	4	450-520	30-33	8,0-9,0 (48-54)	1,50-1,80
Механизированная (полуавтоматическая) дуговая сварка в смеси защитных газов	Св-08Г2С (80% Ar+ 20% CO ₂)	1,2	180-220	28-32	3,5-6,0 (21-36)	0,90-1,3
Ручная дуговая сварка покрытыми электродами	48Н-37 УОНИИ-13/55	3	110-130	26	2,0-3,0 (12-18)	0,85-1,2
	48Н-37 УОНИИ-13/55	4	120-140	26	2,0-3,5 (12-21)	0,95-1,3
Ручная аргонодуговая сварка неплавящимся электродом с присадочной проволокой	Св-08Г2С	3	120-160	10-12	1,0-2,0 (6-12)	0,65-0,90

Таблица 3.7 – Требования к геометрическим размерам и форме сварочных валиков при заполнении разделки сварных соединений из стали марки 09Г2СА-А

Способ сварки	Форма и геометрические размеры заполняющих сварочных валиков			
	Ширина, мм	Толщина, мм		Коэффициент формы провара
		Полная (литая + перекристаллизованная)	Литая часть	
Автоматическая дуговая сварка под флюсом	17,0-22,0* 15,0-18,0**	≤6,0	≤4,0	4,5-7,0
Механизированная (полуавтоматическая) дуговая сварка в смеси защитных газов	10,0-14,0	≤4,5	≤3,5	2,0-4,5
Ручная дуговая сварка покрытыми электродами	9,0-12,0	≤4,5* ≤4,0**	≤3,5* ≤3,0**	2,0-4,5
Ручная аргонодуговая сварка неплавящимся электродом с присадочной проволокой	7,0-12,0	≤4,5	≤3,5	2,0-4,5

*- диаметр сварочной проволоки (покрытого электрода) 4 мм

**- диаметр сварочной проволоки (покрытого электрода) 3 мм

Сварка стали марки 09Г2СА-А с использованием оптимального сочетания параметров сварочного режима, раскладкой сварочных валиков в разделке, регламентированием $MVT \leq 100 \text{ }^\circ\text{C}$, а также с использованием сварочных материалов с пониженным содержанием вредных примесей серы и фосфора, позволяет обеспечить высокую хладостойкость металла шва (рисунок 3.28).

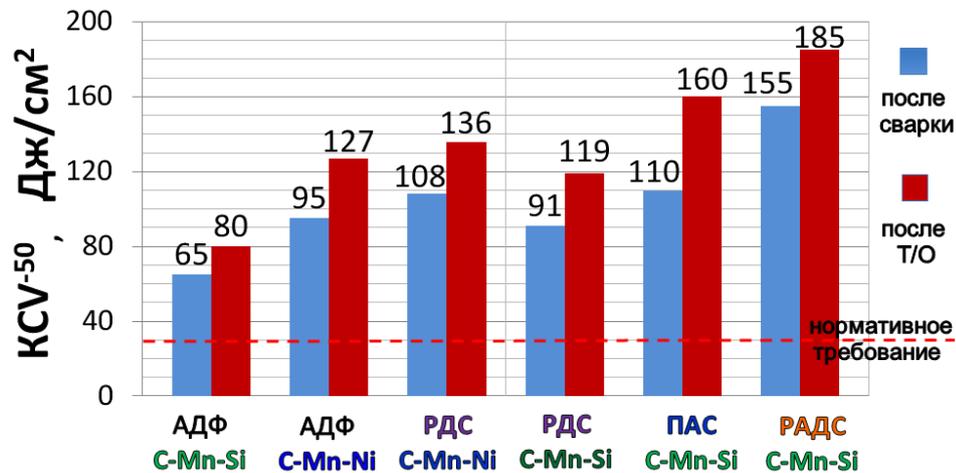


Рисунок 3.28 – ударная вязкость металла шва химической композиции C-Mn-Si и C-Mn-Ni, в состоянии до и после высокого отпуска при автоматической дуговой сварке под флюсом (АДФ), ручной дуговой сварке покрытыми электродами (РДС), полуавтоматической (механизированной) сварке в смеси защитных газов (ПАС) и ручной аргонодуговой сварке неплавящимся электродом с присадкой (РАДС)

Анализ результатов испытаний металла шва на ударный изгиб при температуре минус $50 \text{ }^\circ\text{C}$ (рисунок 3.28) показал, что выполнение вышеуказанных требований при сварке стали марки 09Г2СА-А позволяет превысить требуемые показатели ударной вязкости при минус $50 \text{ }^\circ\text{C}$ ($29,4 \text{ Дж/см}^2$) и достичь значений $KCV^{-50^\circ\text{C}}$ металла шва от 65 Дж/см^2 при автоматической дуговой сварке под флюсом марки ФЦ-16А сварочной проволокой марки Св-08ГС и до 185 Дж/см^2 при ручной аргонодуговой сварке неплавящимся электродом с присадочной проволокой марки Св-08Г2С. При этом, для всех типов металла шва хладостойкость при температуре минус $50 \text{ }^\circ\text{C}$ обеспечивается как в исходном после сварки состоянии, так и после термообработки.

ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ 3

1. На основании результатов исследований влияния термокинетических условий при сварке на анизотермический распад переохлажденного аустенита обоснован выбор унифицированных легирующих композиций сварочных материалов С-Mn-Si и С-Mn-Ni для сварки кремнемарганцовистой стали марки 09Г2СА-А.

1.1 Показано, что распад переохлажденного аустенита металла шва композиции С-Mn-Ni происходит по смешанному сдвигово-диффузионному механизму с формированием области феррито-бейнитного превращения в широком диапазоне скоростей охлаждения $V_{800-500} = 10 - 80$ °С/с, соответствующих термическим циклам при различных способах сварки.

1.2 Установлено, что для обеспечения распада переохлажденного аустенита металла шва композиции С-Mn-Si в феррито-бейнитной области скорость охлаждения $V_{800-500}$ должна превышать 20 °С/с. При более низких скоростях охлаждения анизотермический распад аустенита металла шва композиции С-Mn-Si сопровождается феррито-перлитным превращением по диффузионному механизму.

2. На основании результатов исследований влияния термокинетических условий на структурные и фазовые превращения металла шва композиции С-Mn-Si и С-Mn-Ni установлено, что формирование структурных состояний металла шва указанных композиций помимо скорости охлаждения в интервале температур наименьшей устойчивости аустенита 800-500 °С, также зависит от скорости охлаждения в высокотемпературном интервале 1200-800 °С.

2.1 Установлено, что увеличение скорости охлаждения металла шва в высокотемпературном интервале 1200-800 °С приводит к усилению неоднородности по углероду переохлажденного аустенита и способствует снижению критических температур полиморфного превращения для композиции С-Mn-Si от 45 до 117 °С и для композиции С-Mn-Ni от 39 до 126 °С.

2.2 Установлено, что условия формирования хладостойкой структуры игольчатого феррита включают охлаждение металла шва со скоростями $V_{1200-800} = 40-60$ °С/с и $V_{800-500} = 20-30$ °С/с.

2.3 Показано, что увеличение скорости охлаждения металла шва $V_{1200-800} = 80-120$ °C/с при скорости $V_{800-500} = 30-40$ °C/с приводит к формированию неустойчивых при высоком отпуске мелкодисперсных промежуточных структур.

3. На основании результатов исследований влияния технологических параметров сварки на характеристики термического цикла металла шва установлены практические пути реализации оптимальных скоростей охлаждения металла шва композиции С-Мn-Si и С-Мn-Ni в высокотемпературном интервале 1200-800 °C и в интервале температур наименьшей устойчивости аустенита 800-500 °C.

3.1 Построены экспериментальные зависимости скорости охлаждения $V_{1200-800}$ и $V_{800-500}$ от величины погонной энергии при сварке, межваликовой температуры, а также параметров сварочного режима: силы сварочного тока, напряжения на дуге и скорости сварки.

3.2 Показано, что наиболее эффективное управление скоростью охлаждения металла шва в высокотемпературном интервале 1200-800 °C обеспечивается регулированием силы сварочного тока и напряжения на дуге, а в интервале температур наименьшей устойчивости аустенита 800-500 °C преобладающее влияние оказывают межваликовая температура и скорость сварки.

3.3 Установлены оптимальные сочетания параметров сварочного режима и диапазоны погонной энергии при ручной, механизированной и автоматической дуговой сварке под флюсом, обеспечивающие формирование хладостойкой структуры металла шва композиции С-Мn-Si и С-Мn-Ni.

4. На основании исследования влияния раскладки и формы валиков на формирование перекристаллизованной структуры в сечении металла шва установлены условия, обеспечивающие повышенное процентное содержание указанной структуры при ручной, механизированной и автоматической дуговой сварке под флюсом.

4.1 Разработана схема раскладки валиков при заполнении разделки сварных соединений из стали марки 09Г2СА-А, показана взаимосвязь между формой, геометрическими размерами сварочных валиков и процентным содержанием перекристаллизованной структуры в сечении металла шва.

4.2 Построены экспериментальные зависимости влияния параметров сварочного режима на форму и геометрические размеры сварочных валиков.

4.3 Установлены требования к форме и геометрическим размерам сварочных валиков, а также определены сочетания параметров сварочного режима, обеспечивающие повышенное содержание перекристаллизованной структуры.

5. На основании исследования взаимосвязи структуры и хладостойкости металла шва композиции С-Mn-Si и С-Mn-Ni в состоянии до и после высокого отпуска обоснованы условия формирования хладостойкой структуры металла шва, обеспечивающей высокую ударную вязкость ($KCV^{-50} \geq 60$ Дж/см²) при ручной, механизированной и автоматической дуговой сварке под флюсом.

5.1 Показано, что металл шва сварных соединений из стали марки 09Г2СА-А, выполненный композициями сварочных материалов С-Mn-Si и С-Mn-Ni вышеуказанными способами сварки, характеризуется многообразием структурных и фазовых составляющих, разнонаправленно влияющих на его хладостойкость.

5.2 Установлено, что в результате высокого отпуска, необходимого для повышения хладостойкости металла ЗТВ и снижения остаточных сварочных напряжений металлоконструкций контейнеров для ОЯТ, происходит распад промежуточных структур феррито-бейнитного типа и рекристаллизация структурно свободного феррита, что может приводить к резкому снижению ударной вязкости металла шва композиции С-Mn-Ni и С-Mn-Si при температуре минус 50 °С.

5.3 Установлено, что формирование игольчатого феррита в литых зонах металла шва позволяет повысить термическую устойчивость и сохранить дисперсность его микроструктуры в процессе проведения высокого послесварочного отпуска. Это способствует повышению хладостойкости металла шва при температуре минус 50 °С как в исходном состоянии после сварки, так и после проведения высокого отпуска.

5.4 Показано, что соотношение литой и перекристаллизованной структуры оказывает непосредственное влияние на хладостойкость многопроходного низколегированного шва. При формировании в сечении металла шва порядка 35 % перекристаллизованной структуры обеспечивается требуемая хладостойкость в состоянии до и после проведения термообработки.

5.5 Установлено, что увеличение процентного содержания перекристаллизованной структуры в металле шва свыше 45% позволяет повысить его хладостойкость после проведения высокого отпуска. Указанный эффект связан с процессами улучшения перекристаллизованной структуры при отпуске, что проявляется в повышении однородности

дисперсной феррито-перлитной смеси, коагуляции частиц карбидного типа и очищении межфазных границ.

6. Научно обоснована и экспериментально доказана возможность использования экономнолегированных безникелевых сварочных материалов композиции С-Mn-Si для сварки кремнемарганцовистой стали, с обеспечением хладостойкости металла шва при температуре минус 50°С в состоянии до и после проведения высокого отпуска.

7. На основании исследования влияния межваликовой температуры (МВТ) на структуру и хладостойкость металла низколегированного шва в состоянии до и после высокого отпуска установлено требование по ограничению $МВТ \leq 100$ °С при сварке стали марки 09Г2СА-А.

8. На основании сравнительной оценки влияния содержания вредных примесей на хладостойкость металла шва в состоянии до и после высокого отпуска установлено требование по ограничению содержания серы и фосфора до 0,012 % и 0,013 % соответственно в сварочных материалах, применяемых для сварки стали марки 09Г2СА-А.

9. Выполнение требований при сварке стали марки 09Г2СА-А в части использования оптимального сочетания параметров сварочного режима, раскладки валиков определенной формы, регламентирование $МВТ \leq 100$ °С и ограничение содержания $S \leq 0,012$ % и $P \leq 0,013$ % в сварочных материалах, позволяет превысить требуемые показатели ударной вязкости при минус 50 °С (29,4 Дж/см²) и достичь значений $KCV^{-50^{\circ}C}$ металла шва от 65 Дж/см² при автоматической дуговой сварке под флюсом марки ФЦ-16А сварочной проволокой марки Св-08ГС и до 185 Дж/см² при ручной аргонодуговой сварке неплавящимся электродом с присадочной проволокой марки Св-08Г2С. При этом, для всех типов металла шва хладостойкость при температуре минус 50 °С обеспечивается как в исходном после сварки состоянии, так и после термообработки.

ГЛАВА 4 ИССЛЕДОВАНИЕ МЕТАЛЛА ЗОНЫ ТЕРМИЧЕСКОГО ВЛИЯНИЯ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ СТАЛИ МАРКИ 09Г2СА-А, ВЫПОЛНЕННЫХ РУЧНОЙ, МЕХАНИЗИРОВАННОЙ И АВТОМАТИЧЕСКОЙ ДУГОВОЙ СВАРКОЙ ПОД ФЛЮСОМ В СОСТОЯНИИ ДО И ПОСЛЕ ВЫСОКОГО ОТПУСКА

4.1 Влияние термокинетических условий охлаждения на фазовые и структурные превращения в стали марки 09Г2СА-А

Для решения задачи обеспечения ударной вязкости $KCV^{-50} \geq 29,4$ Дж/см² сварных соединений из стали марки 09Г2СА-А необходимо установить условия формирования хладостойкой структуры в зоне термического влияния сварных соединений указанной стали.

При этом из материалов литературного обзора (стр.24-26) следует, что снижение ударной вязкости в зоне термического влияния сварных соединений кремнемарганцовистых сталей при отрицательных температурах является традиционной проблемой, особенно на участке перегрева ЗТВ.

В связи с изложенным, на данном этапе работы были проведены исследования влияния термокинетических условий охлаждения, соответствующих широкому диапазону термических циклов сварки, на фазовые и структурные превращения в стали марки 09Г2СА-А, которые имитировали превращения в ЗТВ сварных соединений.

Цель указанных исследований заключалась в определении оптимального диапазона скоростей охлаждения металла в зоне термического влияния, который необходимо реализовывать при сварке стали 09Г2СА-А для минимизации негативного воздействия термомодеформационного цикла сварки на структуру основного металла.

Исследования влияния скоростей охлаждения на анизотермический распад переохлажденного аустенита стали марки 09Г2СА-А, выполнялись на основании анализа термокинетической диаграммы (рисунок 4.1), построенной по результатам дилатометрических испытаний.

Металлографические исследования фазовых и структурных превращений, а также замеры твердости выполнялись на поверхности испытанных дилатометрических образцов.

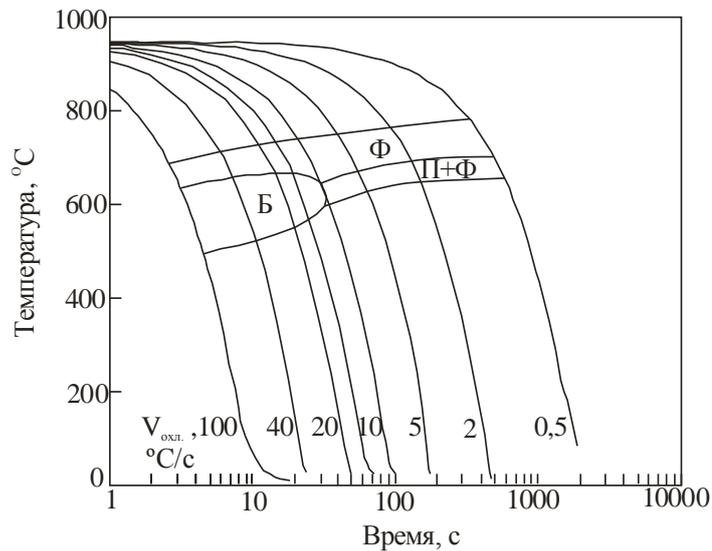
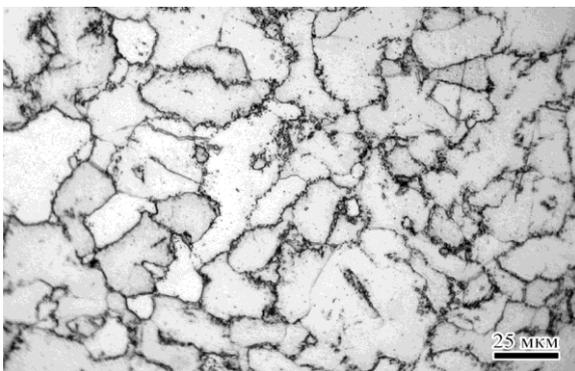


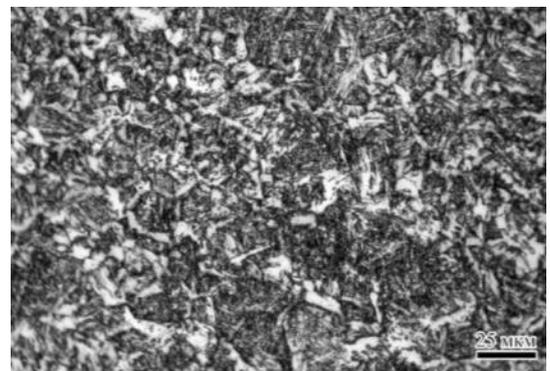
Рисунок 4.1 – Термокинетическая диаграмма анизотермического распада переохлажденного аустенита стали марки 09Г2СА-А

Анализ диаграммы (рисунок 4.1) показал что, указанная сталь при изменении скорости охлаждения в диапазоне температур 800-500 °С может иметь:

- при малых скоростях охлаждения ($V_{800-500} = 1 \div 5 \text{ } ^\circ\text{C} / \text{с.}$) – феррито-перлитную структуру с низкой твердостью - $126 \div 130 \text{ HV}$, характеризующуюся значительным объемом структурно-свободного феррита (рисунок 4.2 а);
- при высоких скоростях охлаждения ($V_{8-5} \geq 100 \text{ } ^\circ\text{C} / \text{с.}$) – дисперсную игольчатую структуру бейнитного типа с повышенной твердостью $> 243 \text{ HV}$ (рисунок 4.2 б).



а)



б)

Рисунок 4.2 - Микроструктура и твердость стали марки 09Г2СА-А при охлаждении в диапазоне температур наименьшей устойчивости аустенита (800-500 °С):

(а) - $V_{800-500} = 1 \div 5 \text{ } ^\circ\text{C} / \text{с}$ $\text{HV}_{10} = 126 \div 130$; (б) - $V_{800-500} = 100 \text{ } ^\circ\text{C} / \text{с}$ $\text{HV}_{10} = 243 \div 248$.

На основании полученных результатов установлено, что увеличение скорости охлаждения при сварке до $100\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ не приводит к образованию закалочных структур мартенситного типа ($\text{HV}_{10} \geq 350$) в ЗТВ стали марки 09Г2СА-А. Следовательно, указанная сталь обладает большим запасом технологичности при использовании сварочных процессов с пониженным тепловложением.

Тем не менее, целью исключения формирования в ЗТВ стали марки 09Г2СА-А структуры с повышенной твердостью ($\text{HV}_{10} \geq 250$), а также крупнозернистой перегретой феррито-перлитной структуры, необходимо обеспечивать при сварке оптимальную скорость охлаждения.

Из диаграммы на рисунке 4.3 следует, что область бейнитного превращения стали марки 09Г2СА-А образуется при $V_{800-500} \geq 10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{сек}$. В связи с этим, для формирования в ЗТВ хладостойкой мелкозернистой феррито-перлитной и феррито-бейнитной структуры целесообразно обеспечивать при сварке скорость охлаждения не менее $V_{800-500} = 10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{сек}$. Верхний предел скорости охлаждения следует ограничивать величиной $V_{800-500} = 30\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{сек}$., чтобы избежать увеличения видманштеттовой составляющей в структуре ЗТВ (в соответствии с [24]), а также с учетом необходимости обеспечения оптимального диапазона скоростей охлаждения металла низколегированного шва $V_{800-500} = 20-30\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ (в соответствии с разделом 3.2 стр.88).

4.2 Влияние погонной энергии и технологических параметров сварки на термические циклы металла различных участков ЗТВ

Обеспечение оптимальных скоростей охлаждения при сварке в ЗТВ достигается регулированием термического цикла, путем изменения величины погонной энергии (определяемой в свою очередь режимами сварки и диаметром присадочного материала), а также регламентированием межваликовой температуры.

Для предварительного анализа влияния величины погонной энергии на термические циклы и кривые распределения максимальных температур в сварных соединениях стали марки 09Г2СА-А при автоматической дуговой сварке под флюсом были использованы расчетно-аналитические модели теории тепловых процессов по Н.Н. Рыкалину

[89], а также эмпирические зависимости, представленные в работе [88]:

$$Y = 0,193 \cdot Q_{II} \cdot k / \delta \cdot T_{max} \quad (4.1)$$

Где:

Y – расстояние до изотермы с максимальной температурой, мм;

Q_{II} – погонная энергия, кДж/мм;

k – поправочный коэффициент (для данных условий сварки принимается равным 1,5 по [Демянцевич]) ;

V_{CB} - скорость сварки, мм/с;

δ – толщина пластины, мм;

T_{max} – максимальная температура изотермы, °С.

$$V_{охл} = \omega \cdot 2 \cdot \pi \cdot \lambda \cdot (T - T_0)^2 / Q_{II} \quad (4.2)$$

Где:

$V_{охл}$ – мгновенная скорость охлаждения, при заданной температуре, °С/с;

ω – безразмерный критерий процесса;

λ – коэффициент теплопроводности, Дж/мм с °С;

T – заданная температура, °С;

T_0 – начальная температура, °С;

Q_{II} – погонная энергия, кДж/мм;

В результате выполненной расчетной оценки были получены термические циклы (рисунок 4.3 а) и кривые распределения максимальных температур в сварном соединении (рисунок 4.3 б), характерные для автоматической дуговой сварки под флюсом при высоких ($Q_{II} \sim 3,5$ кДж/мм) и низких ($Q_{II} \sim 1,35$ кДж/мм) значениях погонной энергии.

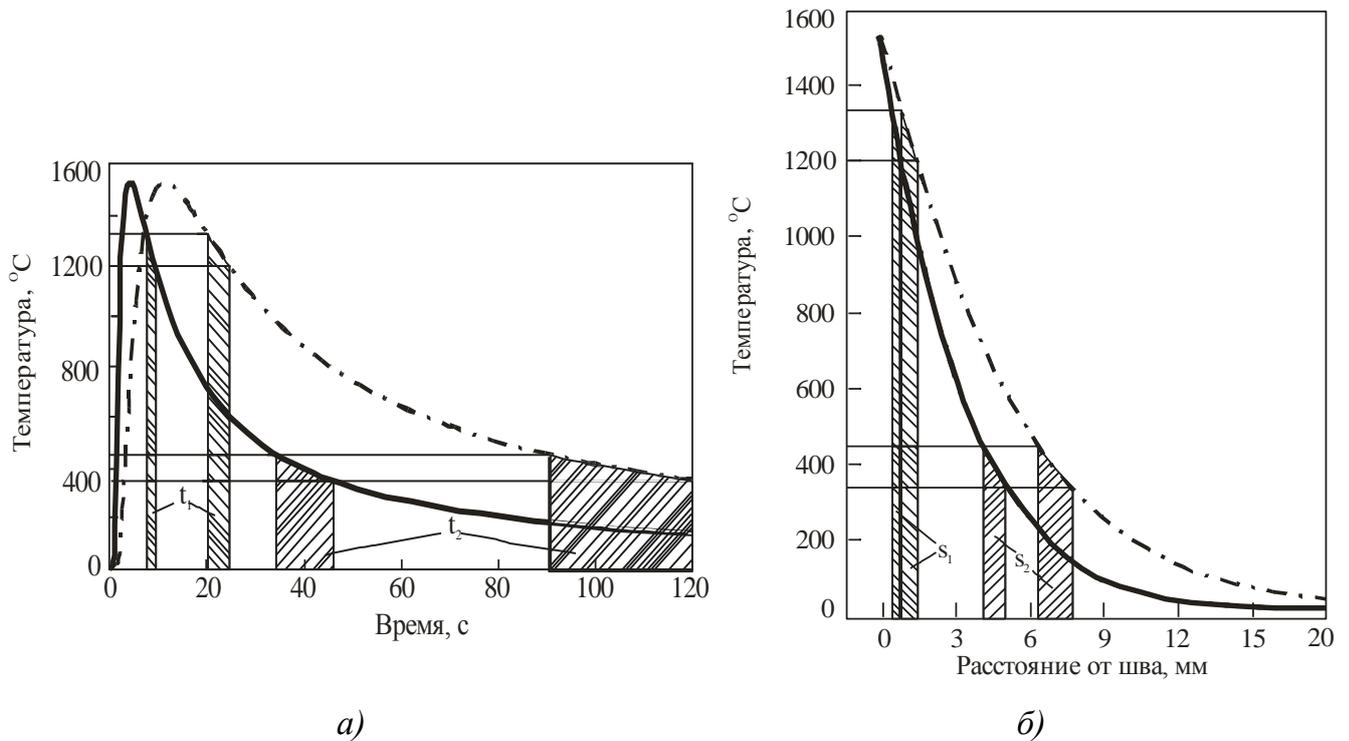


Рисунок 4.3 - Термический цикл сварки (а) и распределение максимальных температур (б) при высокой и низкой величине погонной энергии Q_{II} :

— — — — — $Q_{II} = 1,35$ кДж/мм; — • — — — — $Q_{II} = 3,5$ кДж/мм; t_1 – время пребывания металла шва в интервале температур роста зерна; t_2 – в интервале температур термомодеформационного старения; s_1 – ширина участка перегрева, s_2 – ширина участка термомодеформационного старения в зоне термического влияния.

Анализ термических циклов сварки и кривых распределения максимальных температур показал следующее. Использование режимов сварки с пониженным тепловложением в основной металл позволяет:

- уменьшить протяженность участков перегрева и синеломкости в ЗТВ;
- сократить длительность пребывания в интервалах критических температур для подавления условий роста зерна и уменьшения эффекта теплового старения;
- повысить скорость охлаждения участков ЗТВ, нагреваемых до температур полиморфного превращения, с целью формирования мелкодисперсной структуры.

С учетом полученных при расчетной оценке результатов, далее в работе были выполнены замеры и проведены исследования характеристик термических циклов в металле различных участков ЗТВ реальных сварных соединений из стали марки 09Г2СА-А, выполненных при варьировании величины погонной энергии и параметров режима ав-

томатической дуговой сварки под флюсом марки ФЦ-16А сварочной проволокой марки Св-08Г2С диаметром 4 мм.

В таблице 4.1 приведены технологические варианты изготовления сварных соединений при выполнении температурных замеров, на рисунках 4.4-4.7 приведены кривые термических циклов сварки и их характеристики в различных участках ЗТВ.

Таблица 4.1 – сводная таблица технологических вариантов изготовления сварных соединений из стали марки 09Г2СА-А для исследования характеристик термических циклов сварки в металле ЗТВ

п/п	Способ сварки /сварочные материалы	Параметры режима сварки			Qп, кДж/мм
		I _{св} , А	U _д , В	V _{св} , см/мин.	
1	Автоматическая дуговая сварка / Флюс ФЦ-16А+ Св-08Г2С, диаметром 4 мм	500	30	30	2,70
2		500	30	50	1,62
3		500	26	50	1,40

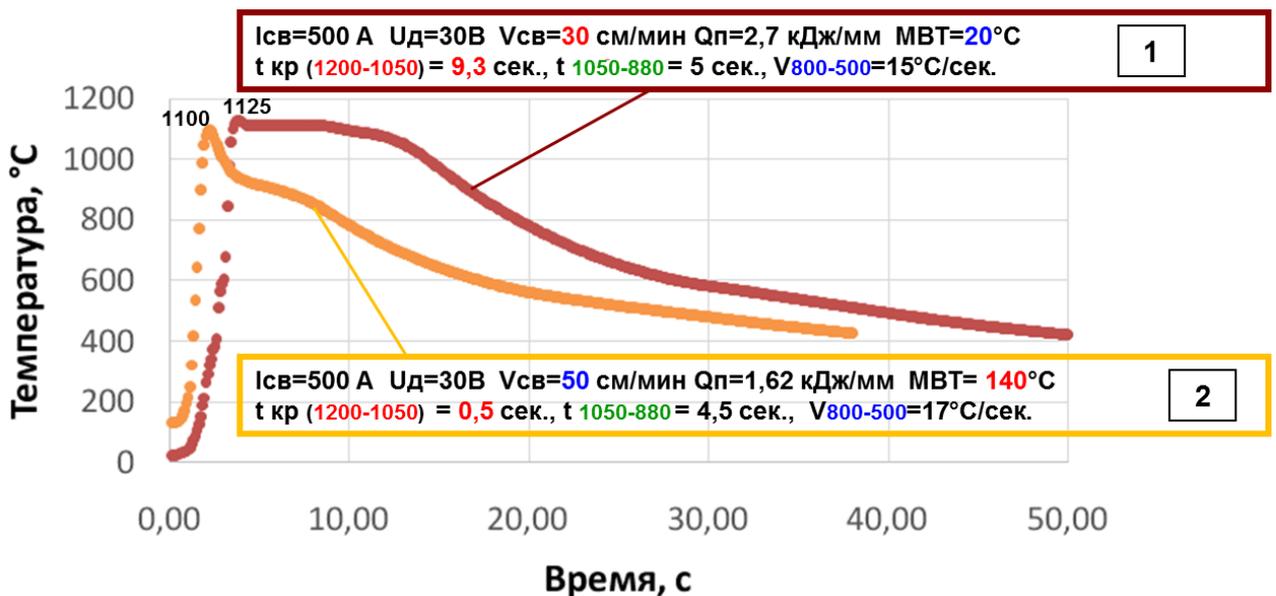


Рисунок 4.4 – Влияние погонной энергии, скорости сварочного процесса и МВТ на характеристики термических циклов сварки на участке перегрева (1200-1050 °C) в ЗТВ сварных соединений стали марки 09Г2СА-А при автоматической дуговой сварке под флюсом марки ФЦ-16А сварочной проволокой марки Св-08Г2С

Анализ данных представленных на рисунке 4.4 показал следующее.

Увеличение скорости сварки стали марки 09Г2СА-А с 30 см/мин. до 50 см/мин., при неизменном сварочном токе 500 А и напряжении на дуге 30 В, приводит к снижению величины погонной энергии сварочного процесса с 2,7 до 1,62 кДж/мм и существенно изменяет характеристики термических циклов сварки на участке перегрева (рисунок 4.4).

Длительность пребывания металла на участке перегрева в интервале температур интенсивного роста аустенитного зерна (1200-1050 °С), при значении погонной энергии 2,7 кДж/мм¹, составило 9,3 с (кривая 1 на рисунке 4.4). Уменьшение погонной энергии до 1,6 кДж/мм позволило сократить время пребывания в интервале критических температур на указанном участке ЗТВ до 0,5 с (кривая 2 на рисунке 4.4).

Таким образом, увеличение скорости сварки до 50 см/мин и соответствующее уменьшение величины погонной энергии до 1,62 кДж/мм позволяет предельно минимизировать условия для роста зерна на участке перегрева в ЗТВ.

Необходимо отметить, что далее по времени (кривая 2 рисунок 4.4) участок перегрева находится в течение 4,5 секунд в благоприятном для процессов перекристаллизации температурном интервале 1050-880 °С. При этом, охлаждение в интервале температур наименьшей устойчивости переохлажденного аустенита 800-500 °С происходит со скоростью 17 °С/с, что предотвращает формирование крупнозернистой феррито-перлитной структуры в соответствии с термокинетической диаграммой представленной на рисунке 4.1.

Тем не менее, реализация, за счет регулирования МВТ, близких скоростей охлаждения $V_{500-800} = 15-17$ °С/с при повышенной ($Q_{П} = 2,7$ кДж/мм) и пониженной ($Q_{П} = 1,62$ кДж/мм) величинах погонной энергии, не позволяет существенно сократить время пребывания ЗТВ в критическом интервале температур 1200-1050 °С для более теплоемкого процесса сварки (кривая 1 рисунок 4.4).

В точке ЗТВ, нагреваемой до закритической температуры порядка 1290 °С (кривая 1 рисунок 4.5), время пребывания в интервале температур интенсивного роста аустенитного зерна (1200-1050 °С) увеличивается несущественно (менее 1 с), при огра-

¹ - величина погонной энергии для типового режима сварки низколегированных кремнемарганцовистых сталей, рекомендуемого ПНАЭГ 7-009-89

ничении погонной энергии на уровне 1,6 кДж/мм и параметрах сварочного режима: $I_{св}=500$ А, $V_{св}=50$ см/мин, $U_{д}=30$ В.

При этом, была установлена нецелесообразность дальнейшего снижения погонной энергии процесса сварки с 1,6 кДж/мм до 1,4 кДж/мм по следующей причине.

Уменьшение напряжения на дуге с 30 до 26 В, при сохранении $I_{св}=500$ А и $V_{св}=50$ см/мин., а также ограничение МВТ на уровне 20 °С, практически не повлияло на длительность пребывания металла ЗТВ в интервале температур 1200-1050°С. Указанное время уменьшилось менее чем на пол секунды с 0,9 до 0,5 с (кривая 2 рисунок 4.5).

При этом, уменьшение напряжения на дуге до 26 В и ограничение МВТ=20 °С (кривая 2 рисунок 4.5) привело к значительному превышению скорости охлаждения металла ЗТВ в интервале температур 800-500 °С ($V_{800-500}=69$ °С/с) по сравнению с установленным для сварных соединений стали марки 09Г2СА-А оптимальным диапазоном скоростей охлаждения $10^{\circ}\text{C}/\text{c} \leq V_{800-500} \leq 30^{\circ}\text{C}/\text{c}$, а время пребывания в благоприятном для процессов перекристаллизации интервале температур 1050-800 °С сократилось с 6,5 до 1,2 с.

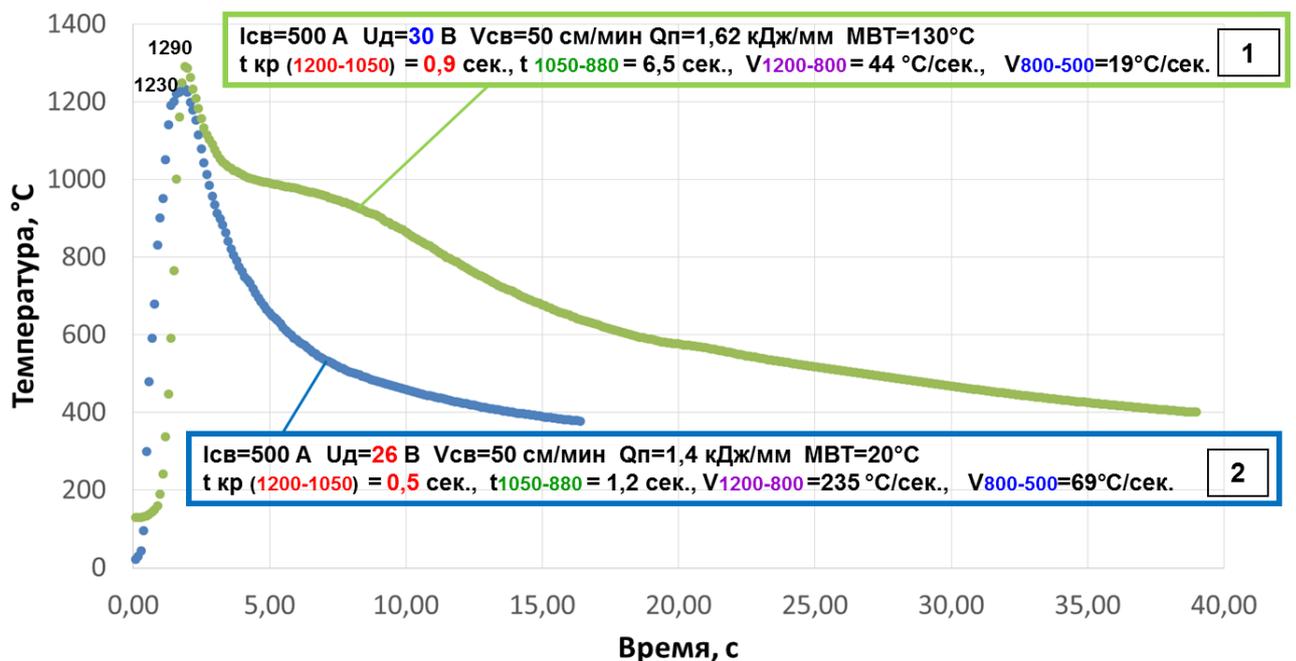


Рисунок 4.5 – Влияние погонной энергии и сварочного напряжения на характеристики термических циклов сварки на участке закритического нагрева (1350-1200 °С) в ЗТВ сварных соединений стали марки 09Г2СА-А при автоматической дуговой сварке под флюсом марки ФЦ-16А сварочной проволокой марки Св-08Г2С

Анализ термических циклов сварки для точек ЗТВ стали марки 09Г2СА-А нагретых до критической температуры 1290 °С (кривая 1 рисунок 4.6) и до температуры 1080 °С (кривая 2 рисунок 4.6), близкой к нижней границе интервала интенсивного роста зерна аустенита (1200-1050 °С), показал следующее.

При одинаковых параметрах сварочного режима ($I_{св}=500$ А, $V_{св}=50$ см/мин, $U_{д}=30$ В), величине погонной энергии ($Q_{п} = 1,62$ кДж/мм) и межваликовой температуре ($MВТ=130$ °С) кривые термических циклов имеют сходные характерные особенности – время пребывания при температурах интенсивного роста зерна аустенита минимизируется и не превышает 1 с, продолжительность пребывания в интервале температур полной перекристаллизации составляет не менее 4,5 с, а скорость охлаждения ЗТВ в интервале температур 800-500 °С составляет не менее 17 °С/с, что соответствует установленному оптимальному диапазону для сварки стали марки 09Г2СА-А ($10^{\circ}\text{C}/\text{c} \leq V_{800-500} \leq 30^{\circ}\text{C}/\text{c}$) и может способствовать формированию мелкодисперсной структуры в соответствии с термокинетической диаграммой на рисунке 4.1.

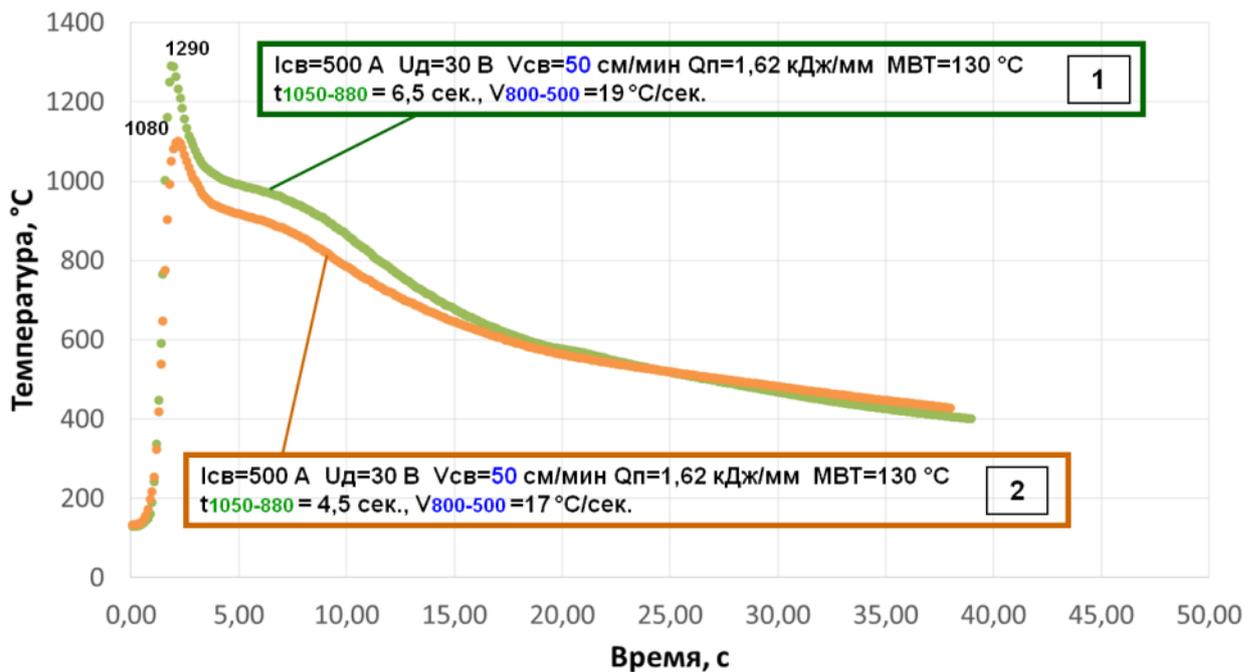


Рисунок 4.6 – Термические циклы сварки различных участков высокотемпературного нагрева (1300-1050 °С) в ЗТВ сварных соединений стали марки 09Г2СА-А, при одинаковых параметрах сварочного режима автоматической дуговой сварки под флюсом марки ФЦ-16А сварочной проволокой марки Св-08Г2С

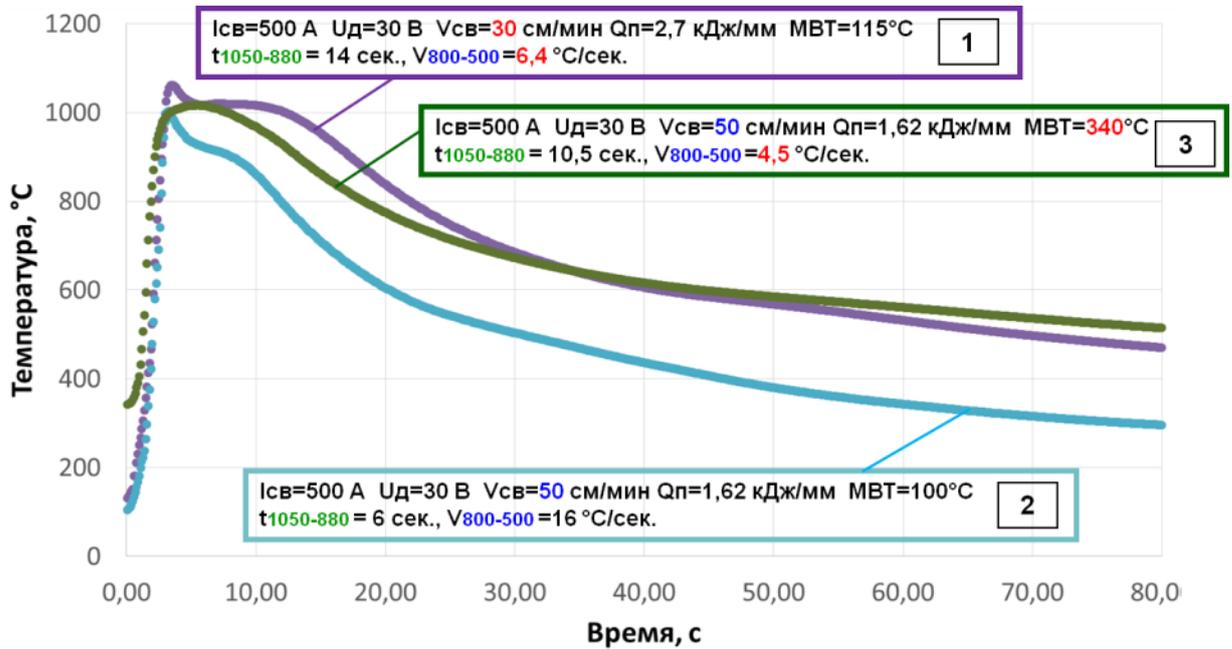


Рисунок 4.7 – Влияние погонной энергии, скорости сварочного процесса и МВТ на характеристики термических циклов сварки на участке перекристаллизации (1050 – 880 °С (A_{c3}) в ЗТВ сварных соединений стали марки 09Г2СА-А при автоматической дуговой сварке под флюсом марки ФЦ-16А сварочной проволокой марки Св-08Г2С

Анализ характеристик термических циклов сварки на участке полной перекристаллизации (1050-880 °С) в ЗТВ сварных соединений стали марки 09Г2СА-А (рисунок 4.7), выполненных автоматической дуговой сваркой под флюсом показал следующее.

Использование сварочного режима с пониженной скоростью сварки $V_{св}=30$ см/мин и повышенной погонной энергией $Q_p = 2,7$ кДж/мм, при значении силы сварочного тока $I_{св}=500$ А, напряжения на дуге $U_d=30$ В и МВТ = 115 °С, обеспечивает максимальную продолжительность пребывания металла ЗТВ в интервале температур полной перекристаллизации (1050-880 °С), значение которой достигает 14 с (кривая 1 рисунок 4.7). Однако, далее при охлаждении в интервале температур наименьшей устойчивости аустенита 800-500 °С скорость охлаждения металла ЗТВ $V_{800-500}$ не превышает 6,5 °С/с, что может привести к укрупнению феррито-перлитной структуры в соответствии с термокинетической диаграммой на рисунке 4.1.

Уменьшение величины погонной энергии с 2,7 до 1,62 кДж/мм, путем увеличения скорости сварки до 50 см/мин., а также при обеспечении МВТ=100 °С, происходит сокращение длительности пребывания металла участка перекристаллизации ЗТВ в интервале температур 1050-880 °С с 14 с до 6 с (кривая 2 рисунок 4.7). Тем не менее, скорость

распада переохлажденного аустенита на указанном участке ЗТВ находится в оптимальном, для сварки стали марки 09Г2СА-А, диапазоне $10^{\circ}\text{C}/\text{c} \leq V_{800-500} \leq 30^{\circ}\text{C}/\text{c}$ и ее значение составляет $V_{800-500} = 16^{\circ}\text{C}/\text{c}$ (кривая 2 рисунок 4.7).

Необходимо отметить, что при величине погонной энергии 1,62 кДж/мм снижение скорости охлаждения ниже оптимального значения $10^{\circ}\text{C}/\text{c} \leq V_{800-500}$, на участке полной перекристаллизации ЗТВ, наблюдается только при значительном повышении МВТ до 340°C (кривая 3 рисунок 4.7).

Анализ характеристик термических циклов сварки на участке неполной перекристаллизации ($880-730^{\circ}\text{C}$ ($A_{c3}-A_{c1}$) в ЗТВ сварных соединений стали марки 09Г2СА-А (рисунок 4.8), выполненных автоматической дуговой сваркой под флюсом показал следующее.

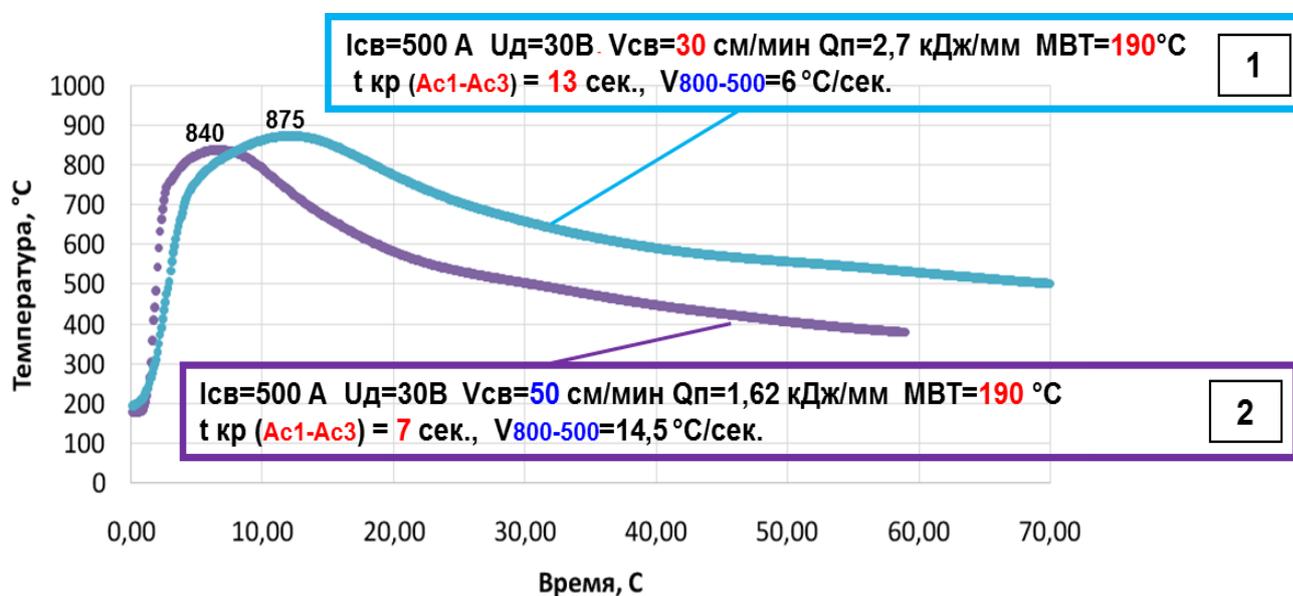


Рисунок 4.8 – Влияние погонной энергии и скорости сварочного процесса на характеристики термических циклов сварки на участке неполной перекристаллизации ($880 - 730^{\circ}\text{C}$ ($A_{c3}-A_{c1}$) в ЗТВ сварных соединений стали марки 09Г2СА-А при автоматической дуговой сварке под флюсом марки ФЦ-16А сварочной проволокой марки Св-08Г2С

Уменьшение величины погонной энергии до значения 1,62 кДж/мм путем увеличения скорости сварки до 50 см/мин., при силе сварочного тока 500 А и напряжении на дуге 30 В, эффективно сокращает время пребывания металла на участке неполной пере-

кристаллизации в ЗТВ с 13 с до 7 с (кривая 2 рисунок 4.8), по сравнению со сваркой при повышенной погонной энергии равной 2,7 кДж/мм (кривая 1 рисунок 4.8). При этом значение скорости охлаждения $V_{800-500}$ составляет 14,5 °C/с, что соответствует установленному оптимальному диапазону $10^{\circ}\text{C}/\text{с} \leq V_{800-500} \leq 30^{\circ}\text{C}/\text{с}$ для сварки стали марки 09Г2СА-А.

Анализ характеристик термических циклов сварки на участке высокого отпуска (650-500 °C) в ЗТВ сварных соединений стали марки 09Г2СА-А (рисунок 4.9), выполненных автоматической дуговой сваркой под флюсом показал следующее.

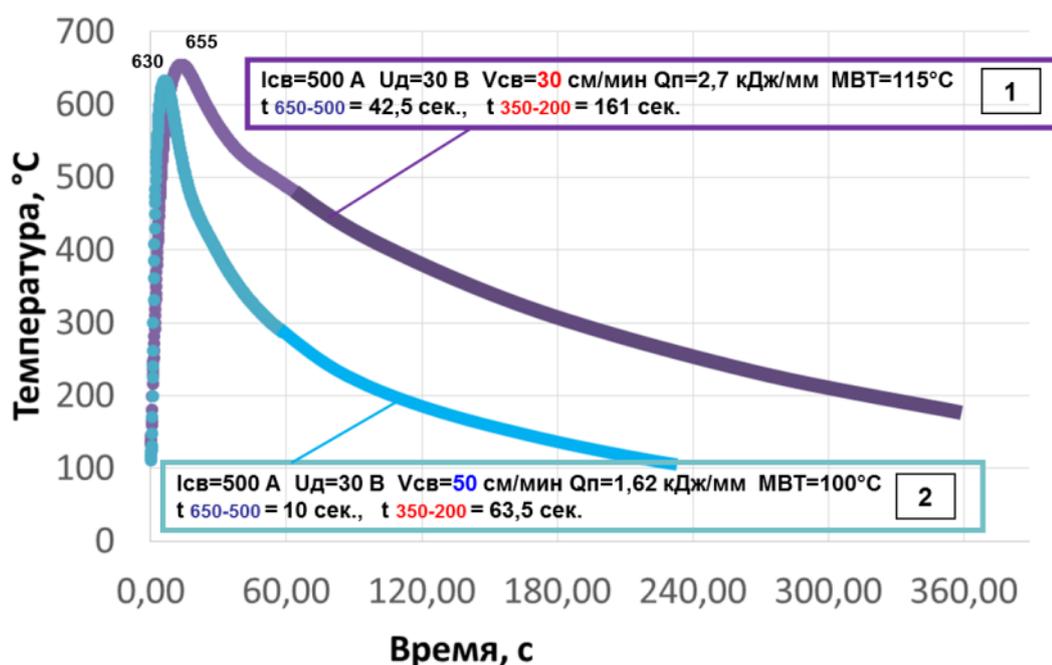


Рисунок 4.9 – Влияние погонной энергии и скорости сварочного процесса на характеристики термических циклов сварки на участке высокого отпуска (650 – 500 °C) в ЗТВ сварных соединений стали марки 09Г2СА-А при автоматической дуговой сварке под флюсом марки ФЦ-16А сварочной проволокой марки Св-08Г2С

Снижение погонной энергии при сварке стали марки 09Г2СА-А с 2,7 кДж/мм до 1,62 кДж/мм позволяет значительно снизить продолжительность пребывания металла на участке высокого отпуска в ЗТВ с 42 с до 10 с (кривые 1 и 2 на рисунок 4.9). При этом длительность выдержки в интервале температур термомодеформационного старения 350-200 °C сокращается не менее чем в 2,5 раза и составляет порядка 64 секунд (кривая 2 рисунок 4.9).

Таким образом, на основании исследования влияние погонной энергии и технологических параметров сварки на характеристики термических циклов различных участков ЗТВ стали марки 09Г2СА-А установлено следующее.

Снижение величины погонной энергии при автоматической дуговой сварке под флюсом от 2,7 кДж/мм до 1,62 кДж/мм путем повышения скорости сварки $V_{св}$ до 50 см/мин., при силе сварочного тока $I_{св} = 500$ А и напряжении на дуге $U_d = 30$ В, эффективно обеспечивает оптимальный диапазон скоростей охлаждения $10^\circ\text{C}/\text{с} \leq V_{800-500} \leq 30^\circ\text{C}/\text{с}$ для металла различных участков в ЗТВ, нагреваемых выше температур полиморфного превращения.

Ограничение погонной энергии на уровне 1,62 кДж/мм, при указанном сочетании параметров сварочного режима, и регламентирование $MVT \leq 130$ °С позволяют сократить длительность пребывания металла ЗТВ на участке перегрева в интервале температур интенсивного роста аустенитных зерен (1200-1050 °С) с 9 до 1 секунды.

Длительность пребывания металла ЗТВ в интервалах температур неполной перекристаллизации ($A_{с3}-A_{с1}$), высокого отпуска (650-500 °С) и термомодеформационного старения (350-200 °С) может уменьшаться в 2-4 раза при снижении величины погонной энергии с 2,7 кДж/мм до 1,62 кДж/мм, путем увеличения скорости сварки с 30 до 50 см/мин.

Снижение погонной энергии при автоматической дуговой сварке под флюсом до 1,4 кДж/мм, путем уменьшения напряжения на дуге с 30 до 26 В, при сохранении $I_{св} = 500$ А, $V_{св} = 50$ см/мин., является неэффективным мероприятием, так как при $MVT=20$ °С скорость охлаждения металла ЗТВ в интервале температур наименьшей устойчивости аустенита 800-500 °С ($V_{800-500} = 69$ °С/с) превышает установленный оптимальный диапазон ($10^\circ\text{C}/\text{с} \leq V_{800-500} \leq 30^\circ\text{C}/\text{с}$) для стали марки 09Г2СА-А.

4.3 Исследование взаимосвязи структуры и хладостойкости металла ЗТВ сварных соединений с учетом структурной неоднородности и балла зерна основного металла

Исследования взаимосвязи структуры и хладостойкости металла ЗТВ сварных соединений стали марки 09Г2СА-А на данном этапе работы производились с целью обос-

нования условий формирования хладостойкой структуры, обеспечивающей ударную вязкость $KCV^{-50} \geq 29,4$ Дж/см².

Указанные исследования производились в состоянии до и после высокого отпуска для сварных соединений из листового проката и в состоянии послесварочного отпуска для сварных соединений из поковок.

Сварные соединения, для проведения исследований, изготавливались из листового проката и поковок стали марки 09Г2СА-А автоматической дуговой сваркой под флюсом сварочными проволоками марок Св-08ГС и Св-10ГНА, ручной дуговой сваркой покрытыми электродами марки 48Н-37/1 (на базе сварочной проволоки Св-10ГНА), а также механизированной сваркой в смеси защитных газов (80% Ar+20% CO₂) сварочной проволокой марки Св-08Г2С.

Часть вышеперечисленных сварных соединений изготавливалась с учетом результатов исследования влияния технологических параметров сварки на характеристики термических циклов сварки в ЗТВ.

Технологические варианты изготовления сварных проб для проведения исследований хладостойкости и структуры металла ЗТВ приведены в сводной таблице 4.2.

Микроструктура металла различных участков ЗТВ, выполненных автоматическим дуговым способом сварки под флюсом приведена на рисунках 4.10, 4.11, 4.13, 4.15, 4.16, и 4.17.

Результаты испытаний металла различных участков ЗТВ на ударный изгиб при температуре минус 50 °С приведены в таблице 4.1, а также на рисунках 4.12, 4.14, 4.18 и 4.19. Представленные в таблице 4.2 значения ударной вязкости имеют дробный вид, в числителе указываются минимальные и максимальные значения, а в знаменателе приводится среднее значение серии испытанных образцов в количестве не менее 15 штук для каждого технологического варианта.

Таблица 4.2 – сводная таблица технологических вариантов изготовления сварных соединений из стали марки 09Г2СА-А для исследования хладостойкости и микроструктуры ЗТВ сварных соединений из листового проката и поковок стали марки 09Г2СА-А

п/п	Способ сварки /основной металл / сварочные материалы	Параметры режима сварки			Q _п , кДж/мм	KCV ⁻⁵⁰ , Дж/см ²					Состояние
		I _{св} , А	U _д , В	V _{св} , см/мин.		ЛС ¹⁾	ЗТВ 1,5 ²⁾ мм	ЗТВ 3 ³⁾ мм	ЗТВ 6 ⁴⁾ мм	ОМ ⁵⁾	
1	Автоматическая дуговая сварка /лист 09Г2СА-А /флюс ФЦ-16А+ Св-08ГС	600	36	36	3,24	$\frac{10-26^{6)}}{16}$	$\frac{80-190}{160}$	-	-	$\frac{215-280}{260}$	Т/О ⁷⁾
2		500	30	50	1,62	$\frac{56\div 250}{152}$	$\frac{273\div 318}{297}$	$\frac{300\div 327}{311}$	$\frac{279\div 306}{294}$	$\frac{282\div 309}{300}$	Т/О ⁷⁾
3		430	32	50	1,49	$\frac{69\div 275}{223}$	$\frac{230\div 273}{261}$	$\frac{215\div 250}{232}$	$\frac{225\div 268}{251}$	$\frac{250\div 300}{280}$	Исх.
4		430	32	50	1,49	$\frac{81\div 286}{217}$	$\frac{242\div 295}{275}$	$\frac{244\div 335}{282}$	$\frac{273\div 367}{300}$	$\frac{288\div 367}{320}$	Т/О ⁷⁾
5	Автоматическая дуговая сварка /поковка ⁸⁾ 09Г2СА-А /флюс ФЦ-16А+ Св-08ГС	430	32	50	1,49	$\frac{27\div 118}{61}$	$\frac{23\div 98}{70}$	$\frac{15\div 158}{96}$	$\frac{17\div 212}{130}$	$\frac{25\div 220}{180}$	Т/О ⁷⁾
6	Автоматическая дуговая сварка /поковка ⁹⁾ 09Г2СА-А /флюс ФЦ-16А+ Св-08ГС	430	32	50	1,49	$\frac{42\div 189}{115}$	$\frac{53\div 275}{188}$	$\frac{140\div 218}{180}$	$\frac{250\div 367}{335}$	$\frac{320\div 367}{346}$	Т/О ⁷⁾
7	Автоматическая дуговая сварка /поковка ⁹⁾ 09Г2СА-А /флюс ФЦ-16А+ Св-10ГНА	520	29	54	1,51	$\frac{111\div 192}{159}$	$\frac{45\div 187}{107}$	$\frac{187\div 221}{206}$	$\frac{237\div 246}{240}$	$\frac{311\div 333}{323}$	Т/О ⁷⁾
8	Ручная дуговая сварка /поковка ⁹⁾ 09Г2СА-А/ электроды 48Н-37/1	130	26	16	0,95	$\frac{137\div 189}{166}$	$\frac{78\div 125}{104}$	$\frac{120\div 152}{140}$	$\frac{203\div 250}{223}$	$\frac{230\div 260}{247}$	Т/О ⁷⁾
9	Механизированная сварка в смеси защитных газов/ поковка ⁹⁾ 09Г2СА-А/ Св-08Г2С + (80% Ar+20% CO ₂)	200	30	24	1,20	$\frac{95\div 216}{139}$	$\frac{41\div 181}{97}$	$\frac{156\div 196}{175}$	$\frac{45\div 218}{125}$	$\frac{175\div 214}{195}$	Т/О ⁷⁾

1) - образец тип IX ГОСТ 6996 с надрезом по линии сплавления

2) - образец тип IX ГОСТ 6996 с надрезом по ЗТВ 1,5 мм от линии сплавления

3) - образец тип IX ГОСТ 6996 с надрезом по ЗТВ 3 мм от линии сплавления

4) - образец тип IX ГОСТ 6996 с надрезом по ЗТВ 6 мм от линии сплавления

5) - образец тип IX ГОСТ 6996 с надрезом по основному металлу (~50 мм от линии сплавления)

6) - образец тип IX ГОСТ 6996 с надрезом на расстоянии 0,5 мм от линии сплавления

7) - высокий отпуск при температуре 650 °С в течение 8 ч.

8) – поковка с неоднородной крупнозернистой структурой

9) – поковка легированная оптимальным соотношением Nb+V

При исследовании структурных изменений и хладостойкости металла ЗТВ сварного соединения из листового проката стали марки 09Г2СА-А (рисунок 4.10 а), выполненного автоматической дуговой сваркой под флюсом при повышенном тепловложении ($Q_{II} = 3,24$ кДж/мм) по традиционной технологии сварки (технологический вариант 1 в таблице 4.2), было выявлено формирование на участке перегрева в ЗТВ крупнозернистой (1-2 балл) феррито-перлитной структуры (рисунок 4.10 б) с низкими значениями ударной вязкости при температуре минус 50 °С.

$I_{CB} = 600$ А, $U_{Д} = 36$ В, $V_{CB} = 36$ см/мин. ($Q_{II} = 3,24$ кДж/мм, МВТ=150-220 °С)

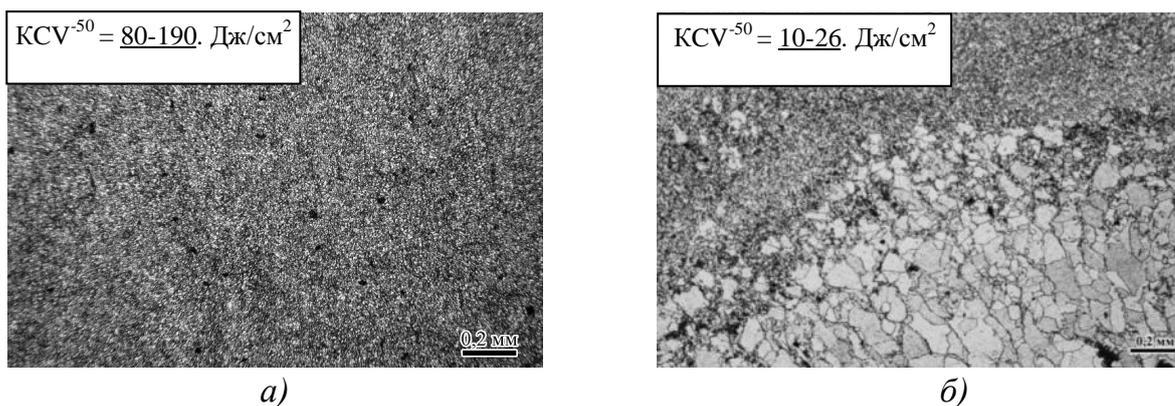
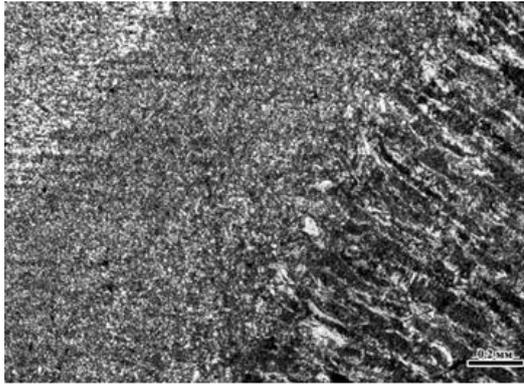


Рисунок 4.10 – Структура и КCV⁻⁵⁰ основного металла (а) и металла на участке перегрева в ЗТВ (б) сварного соединения из листового проката стали марки 09Г2СА-А, выполненного автоматической дуговой сваркой под флюсом марки ФЦ-16А сварочной проволокой марки Св-08ГС по традиционной технологии (параметры сварочного режима рекомендуются ПНАЭГ 7-009-89 [76])

С целью формирования хладостойкой структуры металла ЗТВ сварных соединений стали марки 09Г2СА-А и обеспечения требуемой ударной вязкости, сварка листового проката и поковок выполнялась с использованием оптимизированных сочетаний параметров сварочного режима и с ограничением величины погонной энергии: $Q_{II} = 1,49-1,62$ кДж/мм при автоматической дуговой сварке под флюсом (технологические варианты 2-7 в таблице 4.2), $Q_{II} = 0,95$ кДж/мм при ручной дуговой сварке покрытыми электродами (технологический вариант №8 в таблице 4.2) и $Q_{II} = 1,2$ кДж/мм при механизированной (полуавтоматической) дуговой сварке в смеси защитных газов (технологический вариант №9 в таблице 4.2).

$I_{CB} = 430 \text{ A}$, $U_D = 32 \text{ B}$, $V_{CB} = 50 \text{ см/мин.}$
 $(Q_{II} = 1,49 \text{ кДж/мм, МВТ} = 100 \text{ °C})$



a)

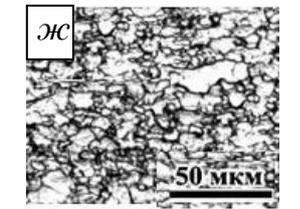
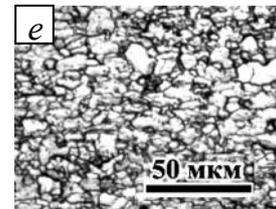
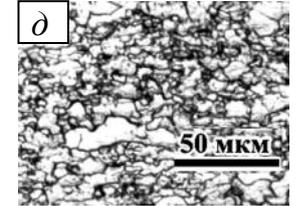
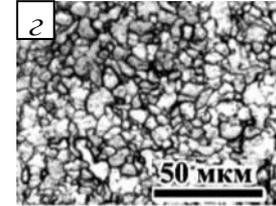
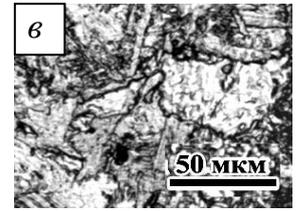
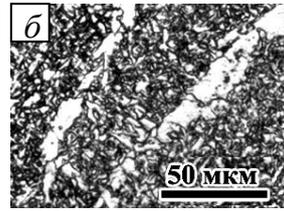


Рисунок 4.11 – Структура ЗТВ сварного соединения из листового проката стали марки 09Г2СА-А, выполненного автоматической дуговой сваркой под флюсом марки ФЦ-16А сварочной проволокой марки Св-08ГС при оптимизированном сочетании параметров сварочного режима:

a – сварное соединение из листового проката; *б* - металл шва; *в* - участок перегрева; *г* - участок полной перекристаллизации; *д* - участок частичной перекристаллизации; *е* - участок термодиформационного старения (синеломкости); *ж* – основной металл

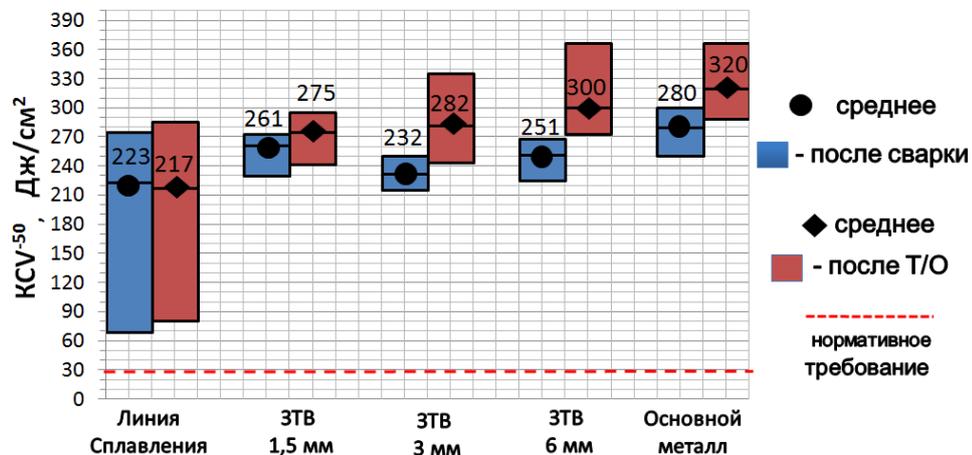


Рисунок 4.12 – Ударная вязкость металла ЗТВ сварного соединения из листового проката стали марки 09Г2СА-А, выполненного автоматической дуговой сваркой под флюсом марки ФЦ-16А сварочной проволокой марки Св-08ГС при оптимизированном сочетании параметров сварочного режима: ($I_{CB} = 430 \text{ A}$, $U_D = 32 \text{ B}$, $V_{CB} = 50 \text{ см/мин.}$, $Q_{II} = 1,49 \text{ кДж/мм, МВТ} = 100 \text{ °C}$)

Анализ представленной на рисунке 4.11 микроструктуры металла различных участков ЗТВ сварных соединений из листового проката стали марки 09Г2СА-А, выполненных при оптимизированном сочетании параметров сварочного режима автоматической дуговой сварки под флюсом марки ФЦ-16А сварочной проволокой Св-08ГС (технологические варианты 3 и 4 в таблице 4.2), показал следующее.

Участок перегрева в ЗТВ листового проката практически отсутствует (рисунок 4.11 а), наблюдаются единичные зерна феррита 5-7 балла вблизи границы сплавления (рисунок 4.11 в), участок полной перекристаллизации (рисунок 4.11 г) имеет более мелкозернистую структуру (9-12 балл зерна) по сравнению с основным металлом (8-10 балл зерна), участки неполной перекристаллизации (рисунок 4.11 д) и термомодеформационного старения (рисунок 4.11 е) не имеют явных металлографических отличий от микроструктуры основного металла (рисунок 4.11 ж).

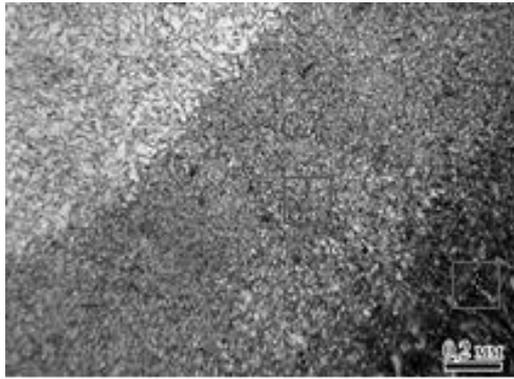
Анализ результатов испытаний на ударный изгиб при температуре минус 50 °С металла зоны термического влияния сварных соединений из листового проката стали марки 09Г2СА-А (рисунок 4.12), выполненных автоматической дуговой сваркой под флюсом марки ФЦ-16А сварочной проволокой марки Св-08ГС, показал следующее.

Металл всех участков зоны термического влияния сварных соединений из листового проката стали марки 09Г2СА-А, характеризующегося мелкозернистой однородной структурой с 8-11 баллом зерна (рисунок 4.11 а), при выполнении сварки на оптимизированном режиме и с ограничением погонной энергии на уровне 1,49 кДж/мм, обеспечивает высокий уровень ударной вязкости при температуре минус 50 °С, как в исходном состоянии после сварки, так и после высокого отпуска (рисунок 4.12). Минимальные полученные значения ударной вязкости при минус 50 °С более чем в два раза превышают требуемые характеристики ($KCV^{50} \geq 29,4$ Дж/см²), предъявляемые к сварным соединениям ТУК МБК.

На рисунке 4.13 представлена микроструктура металла различных участков ЗТВ сварного соединения из поковки стали марки 09Г2СА-А, выполненного при оптимизированном сочетании параметров сварочного режима автоматической дуговой сварки под флюсом марки ФЦ-16А сварочной проволокой Св-08ГС (технологический вариант 5 в таблице 4.1).

На рисунке 4.14 представлены результаты испытаний на ударный изгиб металла ЗТВ вышеуказанного сварного соединения из поковки стали марки 09Г2СА-А.

$I_{CB} = 430 \text{ A}$, $U_D = 32 \text{ B}$, $V_{CB} = 50 \text{ см/мин.}$
 ($Q_{II} = 1,49 \text{ кДж/мм}$, $MVT = 100 \text{ °C}$)



a)

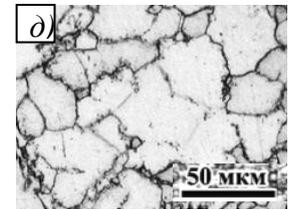
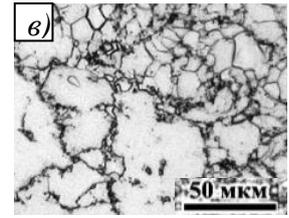
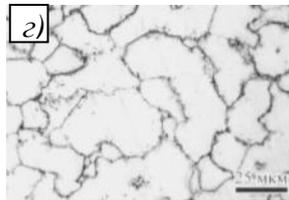
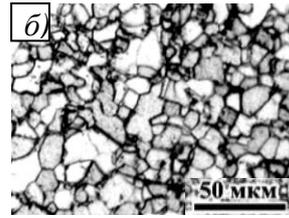


Рисунок 4.13 – Структура ЗТВ сварного соединения из поковки стали марки 09Г2СА-А, выполненного автоматической дуговой сваркой под флюсом марки ФЦ-16А сварочной проволокой марки Св-08ГС при оптимизированном сочетании параметров сварочного режима:

а – сварное соединение из поковки; *б* – участок полной перекристаллизации; *в* – участок частичной перекристаллизации; *г* – участок термодформационного старения (синеломкости), *д* – основной металл

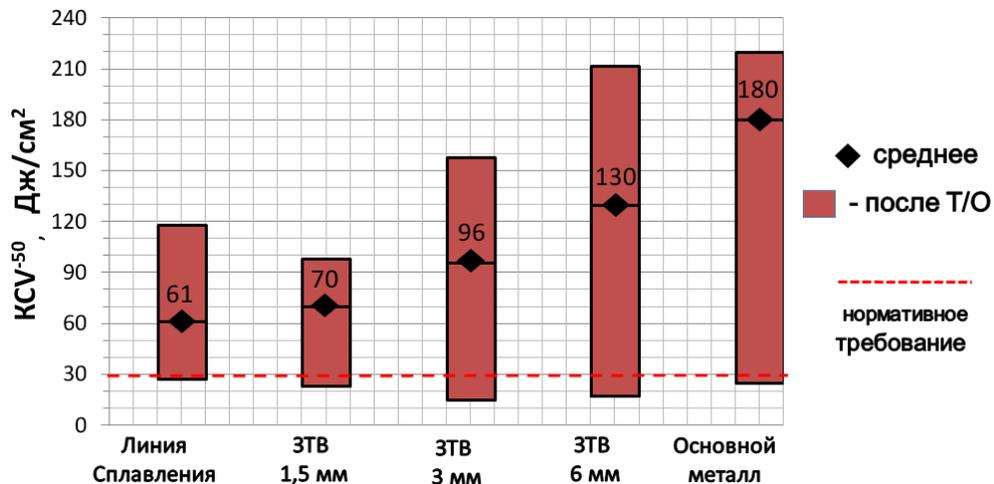


Рисунок 4.14 – Ударная вязкость металла ЗТВ сварного соединения из поковки стали марки 09Г2СА-А, выполненного автоматической дуговой сваркой под флюсом марки ФЦ-16А сварочной проволокой марки Св-08ГС при оптимизированном сочетании параметров сварочного режима ($I_{CB} = 430 \text{ A}$, $U_D = 32 \text{ B}$, $V_{CB} = 50 \text{ см/мин.}$, $Q_{II} = 1,49 \text{ кДж/мм}$, $MVT = 100 \text{ °C}$)

Анализ микроструктуры металла различных участков ЗТВ сварных соединений из поковки стали марки 09Г2СА-А (рисунок 4.13), показал следующее.

Рост зерна на участке перегрева в ЗТВ поковки практически отсутствует (рисунок 4.13 а), участок полной перекристаллизации (рисунок 4.13 б) имеет более мелкозернистую структуру (8-12 балл зерна) по сравнению с основным металлом (3-8 балл зерна).

На участке неполной перекристаллизации (рисунок 4.13 в) присутствуют как мелкие перекристаллизованные равноосные зерна феррита 8-10 балла, так и не перекристаллизованные ферритные зерна полигональной морфологии 3-6 балла, характерные для структуры основного металла. Также в структуре данного участка присутствуют области, в которых перлитная составляющая располагается вдоль межзеренных границ.

На участке термомеханического старения (рисунок 4.13 г) отсутствуют явные металлографические отличия от микроструктуры основного металла (рисунок 4.13 д), для которого характерна структурная неоднородность и наличие крупных ферритных зерен 3 балла.

При испытании на ударный изгиб сварных соединений из поковок стали марки 09Г2СА-А (рисунки 4.14) было установлено, что хладостойкость металла зоны термического может зависеть от структурной неоднородности и размера зерна основного металла. Так при наличии 3-5 балла зерна в основном металле поковки были получены значения ударной вязкости менее требуемых ($29,4 \text{ Дж/см}^2$) на всех участках металла ЗТВ.

С целью установления причин наличия выпадов ударной вязкости и поиска путей решения указанной проблемы были проведены исследования² на электронном микроскопе тонкой структуры (рисунок 4.15 и 4.16) ЗТВ сварного соединения из поковки стали марки 09Г2СА-А с неоднородной крупнозернистой структурой (3-6 балл зерна). На основании выполненных исследований установлено следующее.

Одной из возможных причин наличия выпадов ударной вязкости в ЗТВ сварных соединений из поковок стали марки 09Г2СА-А с неоднородной крупнозернистой структурой может являться наличие сложнелегированных карбидных частиц расположенных внутри и по границам зерен как в основном металле поковки (рисунок 4.15), так и в металле ЗТВ (рисунок 4.16). Установлено, что указанные карбидные частицы содержат от 13 до 26 ат.% марганца и от 1,6 до 3,2 ат.% хрома (таблицы 4.3 и 4.4), при этом в химическом составе исследованной поковки содержание марганца (1,42%) и хрома (0,21%) не

² - Исследования выполнены совместно с ведущим инженером Михайловым М.С.

превысило нормы установленные Техническими условиями (Mn=1,3-1,5 %; Cr≤0,25% в соответствии с ТУ05764417-064-97).

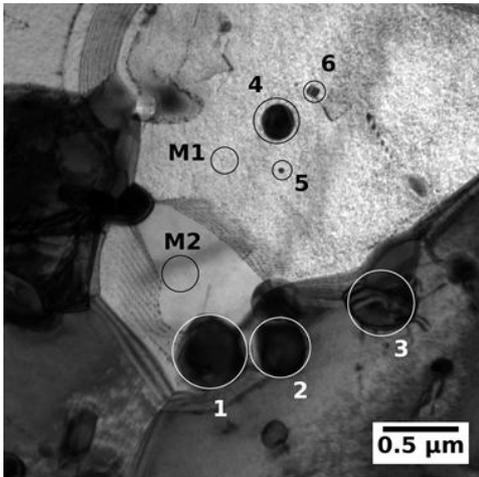


Рисунок 4.15 – Тонкая структура крупнозернистой поковки из стали марки 09Г2СА-А (балл зерна 3-6)

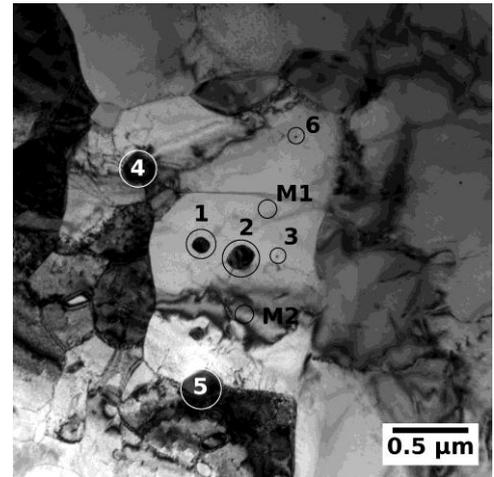


Рисунок 4.16 – Тонкая структура участка термомеханического старения в ЗТВ сварного соединения из крупнозернистой поковки стали марки 09Г2СА-А

Таблица 4.3 – Элементный состав поковки стали марки 09Г2СА-А

Элемент	Содержание элементов на участке структуры (ат. %) на рисунке 4.15							
	Карбид (ч. 1)	Карбид (ч. 2)	Карбид (ч. 3)	Карбид (ч. 4)	Карбид (ч. 5)	Карбид (ч. 6)	Матрица (уч. 1)	Матрица (уч. 2)
Si(K)	0.00	0.12	0.04	0.14	1.47	0.31	0.84	0.94
Ti(K)	0.00	0.00	0.00	0.00	0.00	11.16	0.00	0.00
V(K)	0.04	0.00	0.06	0.00	0.00	2.53	0.05	0.01
Cr(K)	2.67	3.09	1.99	1.64	0.24	0.37	0.00	0.00
Mn(K)	26.24	23.25	22.33	13.06	2.26	1.22	1.76	1.21
Nb(K)	0.00	0.00	0.00	0.00	0.13	0.28	0.00	0.27

Таблица 4.4 – Элементный состав участка термомеханического старения в ЗТВ

Элемент	Содержание элементов на участке структуры (ат. %) на рисунке 4.16							
	Карбид (ч. 1)	Карбид (ч. 2)	Карбид (ч. 3)	Карбид (ч. 4)	Карбид (ч. 5)	Карбид (ч. 6)	Матрица (уч. 1)	Матрица (уч. 2)
Si(K)	0.49	0.58	0.70	0.38	0.55	1.24	0.87	1.07
V(K)	0.07	0.32	0.00	0.62	0.16	0.12	0.32	0.00
Cr(K)	2.05	1.91	0.00	3.20	3.14	0.52	0.01	0.08
Mn(K)	13.14	14.66	0.90	14.30	15.38	0.46	0.84	0.96
Nb(K)	0.00	0.00	0.68	0.00	0.00	0.10	0.00	0.00

Фрактографический анализ поверхности образца (рисунок 4.17), испытанного на ударный изгиб по ЗТВ 6 мм сварного соединения крупнозернистой поковки, выявил признаки хрупкого транскристаллитного разрушения в соответствии с рельефом, сформированным фасетками квазискола.

Присутствие на острых гранях скола частиц карбидного типа позволяет предположить их решающую роль в зарождении хрупкого разрушения. При этом наличие крупных ферритных зерен способствует увеличению длины свободного пробега магистральной трещины от надреза, что в совокупном итоге снижает энергоемкость процесса разрушения ударного образца и приводит к низким значениям ударной вязкости.

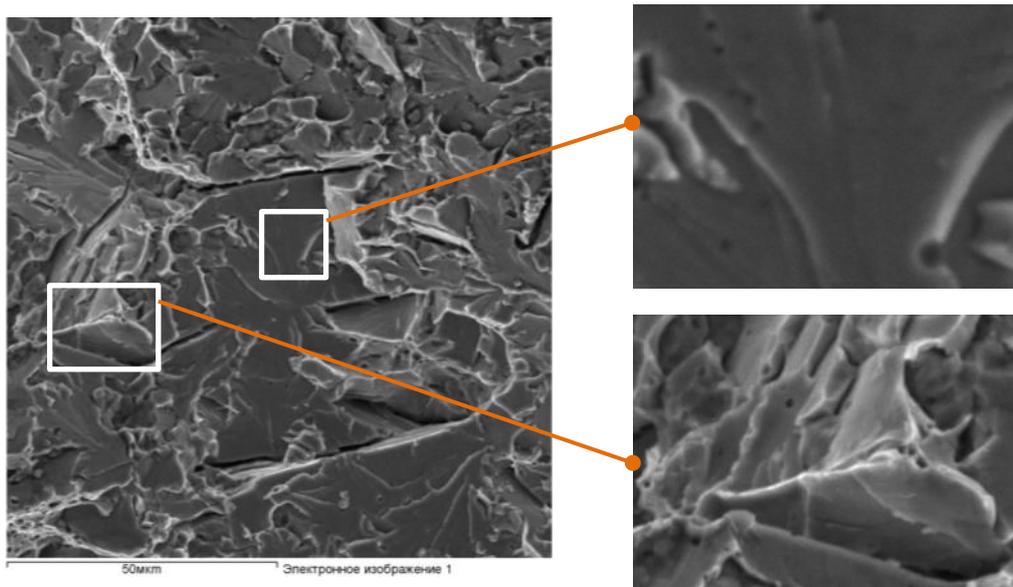


Рисунок 4.17 – фрактографические изображения поверхности хрупко разрушенного образца на ударный изгиб, с надрезом на участке термомеханического старения в ЗТВ сварного соединения из крупнозернистой поковки стали марки 09Г2СА-А

С учетом полученных результатов исследований была установлена целесообразность снижения структурной неоднородности и измельчения зерна поволоков из стали марки 09Г2СА-А для повышения ударной вязкости металла ЗТВ в сварных соединениях³.

³ - Работы по обеспечению однородной мелкозернистой структуры полуфабрикатов из стали марки 09Г2СА-А путем оптимизации технологии изготовления и комплексного модифицированием ниобием и ванадием выполнены творческим коллективом: Бережко Б.И., Быковский Н.Г., Калиничева Н.В., Романов О.Н., Оленин М.И., Мартынихина Н.И., Евдокимова Н.В.

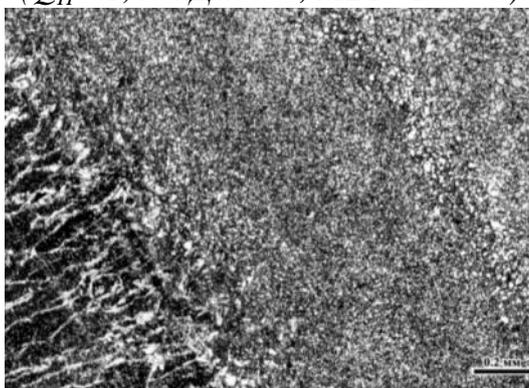
Выполненные исследования структурных превращений и хладостойкости в ЗТВ сварных соединений из поковки стали марки 09Г2СА-А с мелкозернистой однородной структурой (7-8 балл зерна), полученной путем оптимального модифицирования V и Nb [статья металлоспециалистов], позволили установить следующее.

Рост зерна на участке перегрева в ЗТВ мелкозернистой поковки практически отсутствует (рисунок 4.18 а), как в случаях сварки мелкозернистого листового проката (рисунок 4.11 а) и сварки крупнозернистой поковки (рисунок 4.13 а).

Участок полной перекристаллизации (рисунок 4.18 б) имеет более мелкозернистую структуру (8-10 балл зерна) по сравнению с основным металлом (7-8 балл зерна).

Начиная с участка частичной перекристаллизации (рисунок 4.18 в) металл ЗТВ не имеет явных металлографических отличий от микроструктуры основного металла (рисунок 4.18 г).

$I_{CB}=430 \text{ A}$, $U_D=32 \text{ B}$, $V_{CB}=50 \text{ см/мин.}$
($Q_{II}=1,49 \text{ кДж/мм}$, $MBT=100 \text{ °C}$)



а)

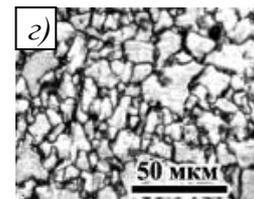
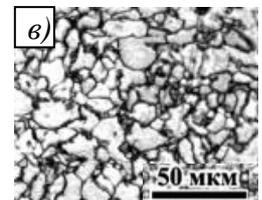
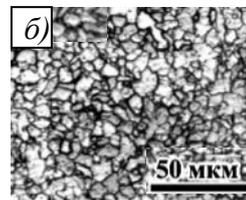


Рисунок 4.18 – Структура ЗТВ сварного соединения из мелкозернистой модифицированной V и Nb поковки стали марки 09Г2СА-А, выполненного автоматической дуговой сваркой под флюсом марки ФЦ-16А сварочной проволокой марки Св-08ГС при оптимизированном сочетании параметров сварочного режима:

а – сварное соединение из поковки; б - участок полной перекристаллизации; в - участок частичной перекристаллизации; г - основной металл

Анализ результатов испытаний на ударный изгиб (рисунок 4.19) показал, что при сварке поковки с более однородной мелкозернистой структурой с 7-8 баллом зерна, полученной путем модифицирования оптимальным содержанием Nb и V, хладостойкие свойства металла ЗТВ повышаются по сравнению с неоднородной крупнозернистой по-

ковкой (рисунок 4.14). При этом исключаются выпады ударной вязкости ниже нормативного уровня ($KCV \geq 29,4$ Дж/см²), а средние значения повышаются в 2-2,7 раза.

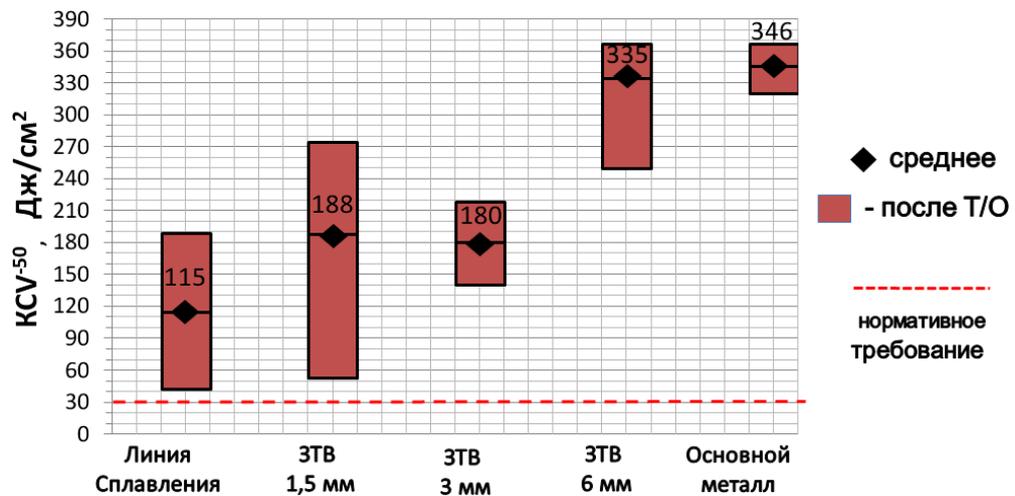


Рисунок 4.19 – Ударная вязкость металла ЗТВ сварного соединения из однородной мелкозернистой поковки стали марки 09Г2СА-А, выполненного автоматической дуговой сваркой под флюсом марки ФЦ-16А сварочной проволокой марки Св-08ГС при оптимизированном сочетании параметров сварочного режима ($I_{CB} = 430$ А, $U_D = 32$ В, $V_{CB} = 50$ см/мин., $Q_{II} = 1,49$ кДж/мм, $MVT = 100$ °С)

Необходимо отметить, что при сварке поковок из стали марки 09Г2СА-А с однородной мелкозернистой структурой ручным дуговым способом покрытыми электродами или механизированным (полуавтоматическим) способом сварки в смеси защитных газов, также обеспечивается высокая хладостойкость металла ЗТВ сварных соединений (технологические варианты 8 и 9 в таблице 4.1).

На основании взаимосвязи между структурой основного металла и хладостойкостью металла ЗТВ сварных соединений из поковок стали марки 09Г2СА-А, были сопоставлены результаты испытаний на ударный изгиб при температуре минус 50 °С основного металла и металла различных участков ЗТВ (рисунок 4.20)⁴.

С учетом зависимостей, представленных на рисунке 4.20, была установлена и обоснована необходимость повышения требований к минимальным сдаточным значениям ударной вязкости KCV^{-50} с 29,4 до 98 Дж/см² для поковок из стали марки 09Г2СА-А⁵.

⁴ исследования выполнены совместно с Бережко Б.И., Быковским Н.Г., Калиничевой Н.В., Олениным М.И.

⁵ - требование $KCV^{-50} \geq 98$ Дж/см² принято извещением №5 к № ТУ05764417-064-97 на поковки из стали марки 09Г2СА-А

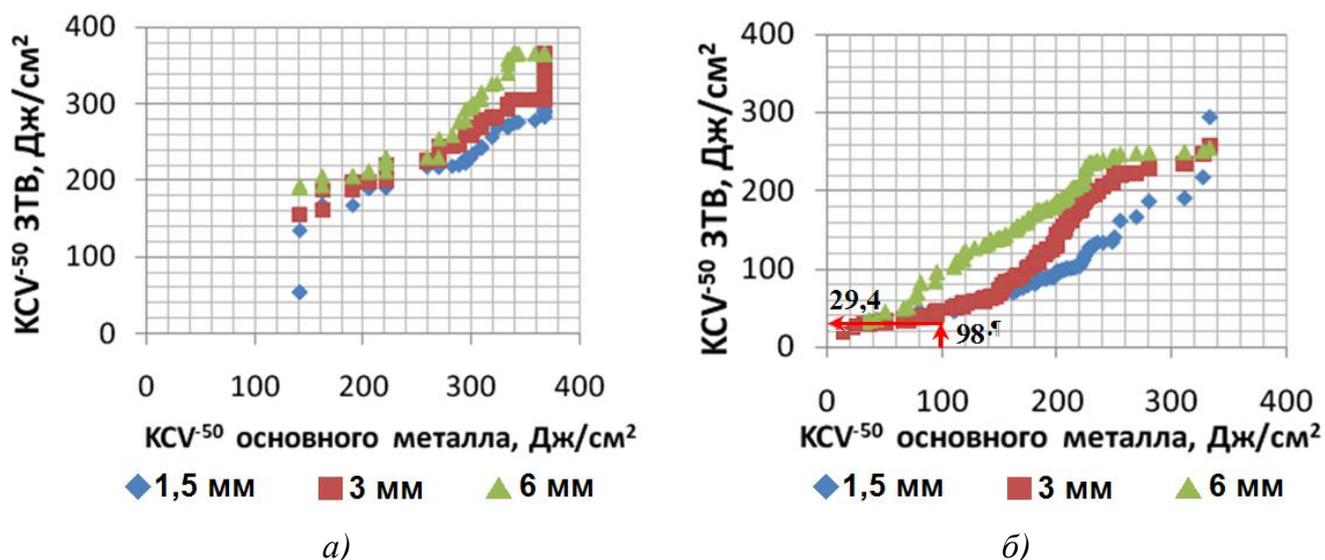


Рисунок 4. 20 – зависимость ударной вязкости в ЗТВ сварных соединений из листового проката (а) и поковок (б) стали марки 09Г2СА-А от ударной вязкости основного металла при автоматической дуговой сварке под флюсом

Таким образом, на основании исследования взаимосвязи структуры и хладостойкости металла ЗТВ сварных соединений стали марки 09Г2СА-А установлено следующее.

Оптимальные сочетания технологических параметров сварки позволяют предотвратить формирование крупнозернистой структуры на участке перегрева зоны термического влияния кремнемарганцовистой стали и обеспечить хладостойкость металла сварного соединения при температуре минус 50 °С.

Металл всех участков зоны термического влияния сварных соединений из листового проката стали марки 09Г2СА-А, имеющего мелкозернистую однородную структуру, обеспечивает высокий уровень ударной вязкости при температуре минус 50 °С как в исходном состоянии после сварки, так и после термической обработки. Минимальные полученные значения ударной вязкости при минус 50 °С более чем в два раза превышают требуемые характеристики ($KCV^{-50} \geq 29,4 \text{ Дж/см}^2$), предъявляемые к сварным соединениям ТУК МБК.

Хладостойкость металла ЗТВ сварных соединений из поковок стали марки 09Г2СА-А зависит от структурной неоднородности и размера зерна основного металла. Для обеспечения требуемой ударной вязкости в металле ЗТВ, наряду с использованием

оптимальной технологии сварки, необходимо предъявлять требования к основному металлу поковок по обеспечению однородной структуры с 7-8 баллом зерна.

С целью обеспечения хладостойкости металла ЗТВ сварных соединений из стали марки 09Г2СА-А сдатовые значения ударной вязкости поковок должны составлять не менее $KCV^{-50} \geq 98 \text{ Дж/см}^2$.

ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ 4

1. На основании результатов термокинетических исследований установлены особенности фазовых и структурных превращений в стали марки 09Г2СА-А в зависимости от условий распада переохлажденного аустенита, соответствующих широкому диапазону сварочных циклов в ЗТВ.

1.1 Установлено, что сталь марки 09Г2СА-А обладает большим запасом технологичности при использовании сварочных процессов с пониженным тепловложением, так как увеличение скорости охлаждения при сварке до $100 \text{ }^\circ\text{C/с}$ не приводит к образованию закалочных структур мартенситного типа ($HV_{10} \geq 350$). При этом, для обеспечения формирования хладостойкой структуры в металле ЗТВ верхний предел скорости охлаждения целесообразно ограничивать на уровне $V_{800-500} \leq 30 \text{ }^\circ\text{C/с}$.

1.2 Показано, что область бейнитного превращения стали марки 09Г2СА-А образуется при $V_{800-500} \geq 10 \text{ }^\circ\text{C/сек}$. Понижение скорости охлаждения приводит к смене механизма распада аустенита со смешанного на диффузионный и сопровождается ростом ферритного зерна в феррито-перлитной структуре.

1.3 Установлено, что при сварке стали марки 09Г2СА-А диапазон скоростей охлаждения в интервале температур наименьшей устойчивости переохлажденного аустенита: $10 \leq V_{800-500} \leq 30 \text{ }^\circ\text{C/с}$ является оптимальным для металла различных участков в ЗТВ, нагреваемых выше температур полиморфного превращения.

2. На основании результатов исследования влияние погонной энергии и технологических параметров сварки на характеристики термических циклов различных участков ЗТВ стали марки 09Г2СА-А установлены практические пути минимизации негативного воздействия термомодеформационного цикла сварки на основной металл.

2.1 Установлено, что снижение величины погонной энергии при автоматической дуговой сварке под флюсом до 1,62 кДж/мм и оптимизация сочетания параметров сварочного режима эффективно обеспечивает охлаждение металла ЗТВ в рациональном диапазоне скоростей охлаждения: $10^{\circ}\text{C}/\text{с} \leq V_{800-500} \leq 30^{\circ}\text{C}/\text{с}$.

2.2 Показано, что установленное оптимальное сочетание параметров сварочного режима и регламентирование $\text{МВТ} \geq 130^{\circ}\text{C}$ позволяют сократить длительность пребывания металла ЗТВ на участке перегрева в интервале температур интенсивного роста аустенитных зерен (1200-1050 °C) с 9 до 1 секунды.

2.3 Установлено, что длительность пребывания металла ЗТВ в интервалах температур неполной перекристаллизации ($\text{Ac}_3\text{-Ac}_1$), высокого отпуска (650-500 °C) и термодеформационного старения (350-200 °C) может уменьшаться в 2-4 раза при снижении величины погонной энергии с 2,7 кДж/мм до 1,62 кДж/мм, путем увеличения скорости автоматической дуговой сварки под флюсом с 30 до 50 см/мин.

2.4 Показано, что снижение погонной энергии при автоматической дуговой сварке под флюсом до 1,4 кДж/мм, путем уменьшения напряжения на дуге с 30 до 26 В, является неэффективным мероприятием, так как при $\text{МВТ} = 20^{\circ}\text{C}$ скорость охлаждения металла ЗТВ в интервале температур наименьшей устойчивости аустенита 800-500 °C более чем в два раза превышает верхнюю границу оптимального диапазона, установленного для стали марки 09Г2СА-А.

3. На основании результатов исследования взаимосвязи структуры и ударной вязкости KCV^{-50} металла сварных соединений из стали марки 09Г2СА-А показано влияние технологии сварки и структуры основного металла на хладостойкость металла различных участков зоны термического влияния.

3.1 Установлено, что оптимальные сочетания технологических параметров сварки позволяют предотвратить формирование крупнозернистой структуры на участке перегрева зоны термического влияния кремнемарганцовистой стали и обеспечить хладостойкость металла сварного соединения при температуре минус 50 °C.

3.2 Показано, что металл всех участков зоны термического влияния сварных соединений из листового проката стали марки 09Г2СА-А, имеющего мелкозернистую однородную структуру, обеспечивает высокий уровень ударной вязкости при температуре минус 50 °C как в исходном состоянии после сварки, так и после термической обработки. Минимальные полученные значения ударной вязкости при минус 50 °C более чем в

два раза превышают требуемые характеристики ($KCV^{-50} \geq 29,4$ Дж/см²), предъявляемые к сварным соединениям ТУК МБК.

3.3 Установлено, что хладостойкость металла ЗТВ сварных соединений из поковок стали марки 09Г2СА-А зависит от структурной неоднородности и размера зерна основного металла. Для обеспечения требуемой ударной вязкости в металле ЗТВ, наряду с использованием оптимальной технологии сварки, необходимо предъявлять требования к основному металлу поковок по обеспечению однородной структуры с 7-8 баллом зерна, а минимальные сдаточные значения ударной вязкости поковок стали марки 09Г2СА-А должны составлять не менее $KCV^{-50} \geq 98$ Дж/см².

4. На основании полученных экспериментальных зависимостей и результатов исследований научно обоснованы требования и экспериментально подтверждены условия формирования хладостойкой при температурах до минус 50 °С структуры металла сварных соединений из кремнемарганцовистой стали в состоянии до и после проведения высокого отпуска.

ГЛАВА 5 РАЗРАБОТКА, АТТЕСТАЦИЯ И ПРАКТИЧЕСКОЕ ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ СВАРКИ СТАЛИ МАРКИ 09Г2СА-А ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ КОНТЕЙНЕРОВ ДЛЯ ТРАНСПОРТИРОВКИ И ХРАНЕНИЯ ОЯТ

5.1 Разработка технологии ручной, механизированной и автоматической дуговой сварки под флюсом

Разработка технологии ручной, механизированной (полуавтоматической) и автоматической дуговой сварки кремнемарганцовистой стали марки 09Г2СА-А выполнена на основе результатов проведенных исследований и установленных условий формирования хладостойкой структуры металла шва и ЗТВ, обеспечивающих ударную вязкость сварных соединений в состоянии до и после высокого отпуска $KCV^{-50} \geq 29,4$ Дж/см².

5.1.1 Параметры сварочного режима

Оптимальные сочетания параметров сварочного режима и диапазоны погонной энергии при ручной дуговой сварке покрытыми электродами, ручной аргонодуговой сварке неплавящимся электродом с присадочным материалом, механизированной (полуавтоматической) дуговой сварке в смеси защитных газов и автоматической дуговой сварке под флюсом приведены в таблице 3.6 (Гл.3, стр.152).

5.1.2 Раскладка валиков при заполнении разделки сварных соединений, форма и геометрические размеры сварочных валиков

Схемы разработанной раскладки валиков, выполняемые в процессе заполнения разделки сварных соединений из стали марки 09Г2СА-А, при ручной, механизированной и автоматической дуговой сварке под флюсом приведены на рисунке 3.14 (Гл.3, стр.114).

Требования к геометрической форме сварочных валиков и их размерам при различных способах сварки, приведены в таблице 3.7 (Гл.3, стр.152).

5.1.3 Межваликовая температура и предварительный подогрев

При сварке металлоконструкций ТУК МБК из кремнемарганцовистой стали марки 09Г2СА-А межваликовая температура не должна превышать 100 °С (Гл.3 стр.149).

Сварку необходимо выполнять без предварительного и сопутствующего подогрева, за исключением случая, когда температура окружающего воздуха ниже 0 °С. При данных условиях сварка стали марки 09Г2СА-А должна производиться с предварительным и сопутствующим подогревом до температуры 50⁺¹⁰ °С.

5.1.4 Сварочные материалы

Сварочные материалы, предназначенные, по результатам исследований, для ручной, механизированной и автоматической дуговой сварки металлоконструкций ТУК МБК из стали марки 09Г2СА-А, приведены в таблице 2.2 (Глава 2, стр.65). В таблице 2.3 приведен химический состав металла шва (наплавленного металла), выполняемого указанными в таблице 2.2 сварочными материалами (Глава 2, стр.65).

По результатам исследований (Глава 3, стр.150) в металле шва (наплавленном металле) ограничивается содержание вредных примесей: серы не более 0,012 % и фосфора не более 0,013 %.

В связи с тем, что в сварочной проволоке марок Св-08ГС, Св-08Г2С (ГОСТ 2246-70) и электродах марки УОНИИ-13/55 (ОСТ5.9224-75) допускается содержание серы не более 0,025 % и фосфора не более 0,030 %, для указанных сварочных материалов была выполнена модернизация химического состава в части содержания вредных примесей (серы не более 0,012 % и фосфора не более 0,013 %).

В результате, на модернизированные сварочные проволоки были выпущены Технические условия ТУ 5.965-11840-2004 «Проволока стальная сварочная марок Св-08ГСА-А и Св-08Г2СА-А», а на модернизированные покрытые электроды были выпущены Технические условия ТУ 5.965-11839-2004 «Электроды марок УОНИИ-13/55АА и УОНИИ-13/45АА».

В приложении А приведена копия сертификата на сварочную проволоку марки Св-08Г2СА-А, изготовленную по разработанным ТУ 5.965-11840-2004.

В приложении Б приведена копия сертификата на покрытые сварочные электроды марки УОНИИ-13/55АА, изготовленные по ТУ 5.965-11839-2004.

Следует отметить, что для сварки металлоконструкций ТУК МБК из кремнемарганцовистой стали марки 09Г2СА-А могут быть использованы материалы по ГОСТ 2246-70 и ОСТ5.9224-75 при условии селективного выбора партий и плавок с пониженным содержанием серы и фосфора в установленных пределах.

5.2 Аттестация технологии сварки в соответствии с требованиями ПНАЭГ 7-010-89 и РД5.УЕИА.3153/3232-99

В соответствии с требованиями ПНАЭГ 7-010-89 «Сварные соединения и наплавки. Правила контроля» [76] и РД5.УЕИА.3153/3232-99 «Сварка, наплавка и термическая обработка основного металла и сварных соединений деталей и узлов металлобетонных контейнеров транспортно-упаковочного комплекта» [90] при выполнении аттестации технологии сварки были выполнены контрольные сварные соединения (КСС) для каждого аттестуемого способа в исходном состоянии после сварки и после проведения высокого отпуска (температура послесварочного отпуска 650 ± 10 °С, время выдержки 8 часов).

Контрольные сварные соединения, предназначенные для проведения аттестационных испытаний, были подвергнуты неразрушающему контролю (методы контроля и нормы оценки указаны в Главе 2, стр.68). По результатам неразрушающего контроля установлено отсутствие недопустимых дефектов (таблица 5.1).

В соответствии со схемами, представленными в Главе 2 на стр.70 и стр.71 из КСС были изготовлены образцы для выполнения разрушающего контроля при проведении аттестационных испытаний.

В таблице 5.2 приведен химический состав металла шва (наплавленного металла), выполненного сварочными материалами при проведении аттестации.

В таблице 5.3 приведены результаты испытаний металла шва в состоянии до и после высокого отпуска.

В таблице 5.4 приведены результаты испытаний сварных соединений в состоянии до и после высокого отпуска.

Анализ полученных результатов показал, что разработанная технология ручной, механизированной и автоматической дуговой сварки под флюсом кремнемарганцовистой стали марки 09Г2СА-А удовлетворяет требованиям ПНАЭГ 7-010-89 и РД5.УЕИА.3153/3232-2014, а также позволяет обеспечить хладостойкость сварных соединений, как в исходном состоянии после сварки, так и после проведения высокого отпуска.

Таблица 5.1 – Результаты неразрушающего контроля контрольных сварных соединений при аттестации технологии сварки

Способ сварки	Сварочные материалы			Состояние	Результаты неразрушающего контроля**			
	Присадочные	Вспомогательные			ВиК	КК	УЗК	РГК
	Марка	Флюс	Защитный газ					
Автоматическая дуговая сварка под флюсом	Св-10ГНА	ФЦ-16А	-	Исх.	+	+	+	+
				Т/О*	+	+	+	+
	Св-08ГС	ФЦ-16А	-	Исх.	+	+	+	+
				Т/О*	+	+	+	+
	Св-08Г2СА-А	ФЦ-16А	-	Исх.	+	+	+	+
				Т/О*	+	+	+	+
Механизированная (полуавтоматическая) сварка в смеси защитных газов	Св-08Г2С	-	80% Ar+20% CO ₂	Т/О*	+	+	+	+
				Исх.	+	+	+	+
	Св-08Г2СА-А	-	80% Ar+20% CO ₂	Исх.	+	+	+	+
				Т/О*	+	+	+	+
Ручная дуговая сварка покрытыми электродами	48Н-37/1	-	-	Исх.	+	+	+	+
				Т/О*	+	+	+	+
	УОНИИ-13/55	-	-	Исх.	+	+	+	+
				Т/О*	+	+	+	+
	УОНИИ-13/55АА	-	-	Исх.	+	+	+	+
				Т/О*	+	+	+	+
Ручная аргонодуговая сварка неплавящимся электродом с присадочным материалом	Св-08Г2С	-	Ar	Исх.	+	+	+	+
				Т/О*	+	+	+	+
	Св-08Г2СА-А	-	Ar	Исх.	+	+	+	+
				Т/О*	+	+	+	+

Примечания: * - послесварочный высокий отпуск при температуре 650 °С в течение 8 ч.

** - результаты контроля «+»- недопустимых дефектов не обнаружено

Таблица 5.2 – Химический состав металла шва (наплавленного металла)

Способ сварки	Сварочные материалы	№ плавки (партии)/ Требования НТД	Углерод	Кремний	Марганец	Никель	Сера	Фосфор
Автоматическая дуговая сварка под флюсом	Св-10ГНА +ФЦ-16А	20741	0,05	0,13	0,91	1,37	0,006	0,010
		РД5.УЕИА.31 53/3232-99	0,05-0,09	≤0,35	0,5-1,5	0,9-1,5	≤0,012*	≤0,013*
	Св-08ГС +ФЦ-16А	5050	0,07	0,73	1,56	-	0,011	0,012
		РД5.УЕИА.31 53/3232-99	0,05-0,11	0,6-0,9	1,3-1,7	≤0,3	≤0,012*	≤0,013*
	Св-08Г2СА-А +ФЦ-16А	901434	0,085	0,70	1,50	-	0,010	0,010
		РД5.УЕИА.31 53/3232-99	0,05-0,11	0,6-0,9	1,3-1,7	≤0,3	≤0,012*	≤0,013*
Ручная дуговая сварка покрытыми электродами	48Н-37	(207)	0,05	0,15	0,81	1,70	0,010	0,010
		РД5.УЕИА.31 53/3232-99	≤0,08	0,15-0,35	0,80-1,50	1,5-3,0	≤0,012*	≤0,013*
	УОНИИ-13/55	(121)	0,07	0,36	1,1	-	0,016	0,021
		РД5.УЕИА.31 53/3232-99	≤0,11	0,18-0,50	0,65-1,20	-	≤0,015*	≤0,017*
	УОНИИ-13/55АА	(361)	0,076	0,38	1,03	-	0,008	0,015
		РД5.УЕИА.31 53/3232-99	0,06-0,11	0,17-0,50	0,55-1,20	-	≤0,015*	≤0,015*
Механизированная (полуавтоматическая) дуговая сварка в смеси защитных газов (80% Ar+20% CO ₂)	Св-08Г2С	215179	0,08	0,58	1,62	0,02	0,010	0,012
	Св-08Г2С	РД5.УЕИА.31 53/3232-99	0,04-0,11	0,40-0,95	1,20-2,10	≤0,25	≤0,012*	≤0,013*
	Св-08Г2СА-А	901434	0,085	0,38	1,10	-	0,010	0,010
	Св-08Г2СА-А	РД5.УЕИА.31 53/3232-99	0,04-0,11	0,40-0,95	1,20-2,10	≤0,25	≤0,012*	≤0,013*
Аргонодуговая сварка неплавящимся электродом с присадочным материалом (100% Ar)	Св-08Г2С	910	0,06	0,60	1,75	0,05	0,010	0,013
		РД5.УЕИА.31 53/3232-99	0,04-0,11	0,40-0,95	1,20-2,10	≤0,25	≤0,012*	≤0,013*
	Св-08Г2СА-А	901434	0,08	0,41	1,35	-	0,010	0,010
		РД5.УЕИА.31 53/3232-99	0,04-0,11	0,40-0,95	1,20-2,10	≤0,25	≤0,012*	≤0,013*

* - Допускается отклонение от массовой доли серы и фосфора в наплавленном металле при обеспечении требований по механическим свойствам в соответствии с приложением Г РД5.УЕИА.3153/3232-99

Таблица 5.3 – Механические свойства металла шва (наплавленного металла)

Способ сварки	Сварочные материалы	№ плавки (партии)/ Требования НТД	В состоянии после сварки				После высокого отпуска*			
			Rm, МПа	Rp _{0.2} , МПа	A, %	Z, %	Rm, МПа	Rp _{0.2} , МПа	A, %	Z, %
			+20 °С				+20 °С			
Автоматическая дуговая сварка под флюсом	Св-10ГНА +ФЦ-16А	20741	566 542	487 475	21,7 25,2	67,0 74,2	511 515	435 443	30,3 30,7	75,4 74,6
		РД5.УЕИА. 3153/3232-99	≥510	≥324	≥16	≥50	≥471	≥314	≥16	≥55
	Св-08ГС +ФЦ-16А	5050	566 580	453 446	26 23	72 75	566 573	465 460	33 30	72 70
	Св-08Г2СА-А +ФЦ-16А	901434	540 530	460 432	27 25	60 62	460 500	390 420	29 31	71 70
	Св-08ГС, Св-08ГСА-А (Св-08Г2СА-А) +ФЦ-16А	РД5.УЕИА. 3153/3232-99	≥432	≥275	≥20	≥55	≥431	≥245	≥18	≥55
Ручная дуговая сварка покрытыми электродами	48Н-37/1	(207)	546 551	475 482	24,3 24,3	72,5 75,5	515 510	452 440	23,0 30,7	75,4 77,4
		РД5.УЕИА. 3153/3232-99	≥430	≥245	≥19	≥42	≥430	≥245	≥19	≥42
	УОНИИ-13/55	(121)	539 517	470 435	31 35	55 61	492 487	420 395	27,5 30,0	60 67
	УОНИИ-13/55АА	(361)	650 660 640	560 560 550	22,5 24,0 25,0	58 74 75	590 580 580	495 485 500	28,0 27,0 25,0	75 77 76
	УОНИИ-13/55, УОНИИ-13/55АА	РД5.УЕИА. 3153/3232-99	≥490	≥255	≥20	≥45	≥431	≥255	≥20	≥50
Механизированная (полуавтоматическая) дуговая сварка в смеси защитных газов (80% Ar+20% CO ₂)	Св-08Г2С	215179	590 576	555 520	30 26	68 55	465 444	437 430	33 33	72 68
	Св-08Г2СА-А	901434	513 534	381 416	27 27	75 75	506 492	451 423	33 40	75 72
	Св08Г2С, Св-08Г2СА-А	РД5.УЕИА. 3153/3232-99	≥431	≥245	≥18	≥55	≥431	≥245	≥18	≥55
Аргондуговая сварка неплавящимся электродом с присадочным материалом (100% Ar)	Св-08Г2С	910	495 517	354 354	36,6 36,6	75 71,5	460 446	389 318	34,6 33,3	64 68
	Св-08Г2СА-А	901434	580 553	512 490	18 18	75 69	576 576	485 485	28 22	75 75
	Св08Г2С, Св-08Г2СА-А	РД5.УЕИА. 3153/3232-99	≥431	≥245	≥18	≥55	≥431	≥245	≥18	≥55

* - режим послесварочного высокого отпуска: температура нагрева 650±10 °С, время выдержки 8 часов

Таблица 5.4 – Механические свойства контрольных сварных соединений из стали марки 09Г2СА-А

Способ сварки	Сварочные материалы	№ плавки (партии)/ Требования НТД	В состоянии после сварки			После высокого отпуска *		
			Rm, МПа	Угол загиба, град	KCV**, Дж/см ²	Rm, МПа	Угол загиба, град	KCV**, Дж/см ²
			+20 °С		-50 °С	+20 °С		-50 °С
Автоматическая дуговая сварка под флюсом	Св-10ГНА +ФЦ-16А	20741	576 585	90 90	47 109 112	541 540	90 90	71 125 176
	Св-08ГС +ФЦ-16А	5050	580 577	60 60	81 58 74	560 558	60 60	125 114 108
	Св-08Г2СА-А +ФЦ-16А	901434	548 554	90 90	56 56 49	520 511	90 90	106 116 128
	Св-10ГНА, Св-08ГС, Св-08ГСА-А (Св-08Г2СА-А) +ФЦ-16А	РД5.УЕИА. 3153/3232-99	≥430	≥60	≥29,4	≥430	≥60	≥29,4
Ручная дуговая сварка покрытыми электродами	48Н-37/1	(207)	524 518	90 90	112 156 44	485 502	90 90	125 144 132
	УОНИИ-13/55	(121)	530 541	90 90	81 31 40	512 503	90 90	55 82 100
	УОНИИ-13/55АА	(361)	570 586	90 90	117 43 76	550 542	90 90	59 59 125
	48Н-37/1 УОНИИ-13/55, УОНИИ-13/55АА	РД5.УЕИА. 3153/3232-99	≥430	≥60	≥29,4	≥430	≥60	≥29,4
Механизированная (полуавтоматическая) дуговая сварка в смеси защитных газов (80% Ar+20% CO ₂)	Св-08Г2С	215179	530 542	90 90	96 82 94	448 461	90 90	119 89 86
	Св-08Г2СА-А	901434	510 515	90 90	109 137 114	478 482	90 90	168 160 176
	Св08Г2С, Св-08Г2СА-А	РД5.УЕИА. 3153/3232-99	≥430	≥60	≥29,4	≥430	≥60	≥29,4
Аргонодуговая сварка неплавящимся электродом с присадочным материалом (100% Ar)	Св-08Г2С	910	505 516	90 90	187 166 60	470 483	90 90	206 256 225
	Св-08Г2СА-А	901434	560 530	90 90	271 300 360	515 527	90 90	273 332 290
	Св08Г2С, Св-08Г2СА-А	РД5.УЕИА. 3153/3232-99	≥430	≥60	≥29,4	≥430	≥60	≥29,4

* - режим послесварочного высокого отпуска: температура нагрева 650±10 °С, время выдержки 8 часов

** - ударная вязкость определяется для металла шва КСС

5.3 Разработка и оформление разрешительной документации на применение кремнемарганцовистых сварочных материалов при сварке металлоконструкций ТУК МБК из стали 09Г2СА-А

В соответствии с требованиями РД5.УЕИА.3153/3232-99 процедура получения разрешения на применение не представленных в данном руководящем документе сварочных материалов и технологий сварки предусматривает оформление обоснованного Технического решения. Указанное Техническое решение согласовывается проектантом ТУК МБК, головной материаловедческой организацией и предприятиями изготовителями, после чего направляется на рассмотрение и одобрение в Ростехнадзор РФ (ранее в Федеральную службу по атомному надзору РФ).

С учетом изложенного, с целью использования при изготовлении металлоконструкций ТУК МБК из стали марки 09Г2СА-А низколегированных кремнемарганцовистых сварочных материалов были подготовлены и оформлены в установленном порядке следующие технические решения.

1. Техническое решение «О применении сварочной проволоки марки Св-08Г2СА-А (Св-08ГСА-А) при сварке деталей и узлов металлобетонного контейнера ТУК МБК для длительного хранения и транспортирования отработанных тепловыделяющих сборок атомных энергетических реакторов» (Приложение В).
2. Техническое Решение «О применении сварочных электродов марок УОНИИ-13/55, УОНИИ-13/45А, УОНИИ-13/55АА, УОНИИ-13/45АА при производстве деталей и узлов металлобетонного контейнера ТУК МБК для длительного хранения и транспортирования отработанных тепловыделяющих сборок атомных энергетических реакторов» (Приложение Г).

Корректировка РД5.УЕИА.3153/3232-99, в части внесения модернизированных кремнемарганцовистых сварочных материалов, а также дополнительных требований к технологии сварки стали марки 09Г2СА-А, произведена Извещением РД-6-90.7728 об изменении №2. Указанное извещение согласовано Федеральной службой по атомному надзору РФ (Приложение Д).

5.4 Внедрение и примеры практического использования разработанной технологии сварки на предприятиях изготовителях ТУК МБК

Разработанная технология ручной, механизированной (полуавтоматической) и автоматической дуговой сварки под флюсом низколегированной стали марки 09Г2СА-А была внедрена на различных предприятиях-изготовителях ТУК МБК.

Свидетельством успешного освоения технологии сварки могут служить полученные на различных предприятиях результаты испытаний KCV⁻⁵⁰ производственных контрольных сварных соединений (ПКСС) для наиболее ответственного в конструкции ТУК МБК шва приварки силового комингса к обечайке силового стакана, а также результаты производственной аттестации технологии сварки (таблица 5.5).

Таблица 5.5 – Результаты испытаний на ударный изгиб сварных соединений стали марки 09Г2СА-А при промышленном освоении технологии сварки и изготовлении ПКСС

Предприятие изготовитель	Способ сварки/ сварочные материалы	KCV ₋₅₀ , Дж/см ² *							Протокол
		Металл шва	Вид полуфабриката	Линия сплавления	ЗТВ 1,5 мм	ЗТВ 3 мм	ЗТВ 6 мм	Основной металл (50 мм от ЛС)	
ОАО «ПО «Севмаш»	Автоматическая дуговая сварка под флюсом/ Св-10ГНА+ ФЦ-16А	68 104 80	Поковка	230 239 225	59 135 128	173 195 222	210 180 175	240 230 225	№88 от 3.12.10 на ПКСС №29
			Лист	-	295 200 220	-	222 236 304	285 280 280	
	Ручная дуговая сварка покрытыми электродами/ 48Н-37/1		196 97 165	Поковка	111 153 157	96 66 78	32 44 166	100 50 38	
		Лист		-	192 254 223	-	210 260 232	283 285 342	
	Механизированная дуговая сварка / Св-08Г2С (80% Ag+20% CO ₂)	129 118 90	Поковка	186 162 255	132 186 110	46 147 45	110 42 81	231 270 216	№133 от 5.08.08 на ПКСС №5
			Лист	-	240 226 202	-	221 221 216	257 368 284	
ЗАО «Энерготекс»	Автоматическая дуговая сварка под флюсом/ Св-08ГС+ ФЦ-16А	118 120 93	Поковка	196 214 208	176 223 294	245 251 290	311 334 336	367 262 194	№71 от 16.07.10 на ПКСС №30
			Лист	263 251 249	279 232 245	267 272 355	367 296 289	254 269 230	
	Автоматическая дуговая сварка под флюсом/ Св-10ГНА+ ФЦ-16А		147 214 211	Поковка	240 141 67	88 185 184	135 241 164	220 224 176	
		Лист		303 367 367	367 330 283	367 367 367	367 367 367	367 367 367	

Продолжение Таблицы 5.5

Предприятие изготовитель	Способ сварки/ сварочные материалы	KCV ₋₅₀ , Дж/см ² *							Основной металл (50 мм от ЛС)	Протокол
		Металл шва		Вид полуфабриката	Линия сплавления	ЗТВ 1,5 мм	ЗТВ 3 мм	ЗТВ 6 мм		
ЗАО «Энерготекс»	Механизированная дуговая сварка / Св-08Г2С (80%Ar+20%CO ₂)	98** 70** 80**	157 77 163	Лист	-	-	-	-	-	№3 от 28.01.14 на КСС***
	Ручная дуговая сварка покрытыми электродами/ УОНИИ-13/55	162** 120** 49**	131 92 144	Лист	-	-	-	-	-	№69 от 11.09.07 №84 от 1.10.07 на КСС***
	Ручная аргонодуговая сварка неплавящимся электродом с присадкой/ Св-08Г2С+Ar	250** 249** 284**	235 263 326	Лист	-	-	-	-	-	№69 от 12.08.09 На КСС***
ОАО «Химмаш»	Автоматическая дуговая сварка под флюсом/ Св-08ГС+ФЦ-16А	162** 114** 118**	122 154 105	-	-	-	-	-	-	№202 от 15.07.10 №204 от 20.07.10 на КСС***
	Механизированная дуговая сварка Св-08Г2С (80%Ar+20%CO ₂)	59** 67** 56**	117 117 135	-	-	-	-	-	-	№167 от 23.06.10 №189 от 9.07.10 на КСС***
ОАО «Савеловский «МЗ»	Механизированная дуговая сварка / Св-08Г2С (80%Ar+20%CO ₂)	105** 117** 114**	60 163 133	Лист	-	-	-	-	-	№271 от 24.02.10 №323 от 3.03.2010 на КСС***
ОАО «Ижорские заводы»	Автоматическая дуговая сварка под флюсом/ Св-08ГС+ФЦ-16А	42** 54** 38**	70 56 40	Лист	-	-	-	-	-	№С5011 372 от 20.01.05 на КСС***

* - после высокого отпуска при температуре 650 °С в течение 8 ч.

** - исходное состояние после сварки

*** - в соответствии с требованиями РД5.УЕИА.3153/3232-99 при производственной аттестации технологии сварки на КСС проверяется ударная вязкость только для металла шва в состоянии до и после высокого отпуска

В таблице 5.6 приведены примеры практического использования разработанной технологии ручной, механизированной и автоматической дуговой сварки кремнемарганцовистой стали марки 09Г2СА-А при изготовлении различных типов контейнеров для ОЯТ.

Таблица 5.6 – Примеры практического использования разработанной технологии сварки стали марки 09Г2СА-А при изготовлении ТУК МБК

№ п/п	Наименование	Назначение	Кол-во	Изготовитель	Способ сварки	Сварочные материалы
1	ТУК-109	Хранение и транспортирование ОЯТ РБМК-1000	48	ЗАО «Энерготекс»	Автоматическая дуговая сварка под флюсом	Св-08ГС+ФЦ-16А
						Св-10ГНА+ФЦ16А
					Механизированная дуговая сварка в смеси защитных газов	Св-08Г2С + (80% Ar+20% CO ₂)
					Ручная дуговая сварка покрытыми электродами	УОНИИ-13/55
					Ручная аргонодуговая сварка неплавящимся электродом с присадкой	Св-08Г2С+ Ar (100%)
			29	ОАО «ПО Севмаш»	Автоматическая дуговая сварка под флюсом	Св-10ГНА+ФЦ-16А
					Механизированная дуговая сварка в смеси защитных газов	Св-08Г2С + (80% Ar+20% CO ₂)
					Ручная дуговая сварка покрытыми электродами	48Н-37/1
			2	ОАО «Ижорские заводы»	Автоматическая дуговая сварка под флюсом	Св-08ГС+ФЦ-16А
			2	ТУК-108/1	Хранение и транспортирование ОЯТ утилизируемых АПЛ и надводных кораблей ВМФ с ядерными энергетическими установками	35
Механизированная дуговая сварка в смеси защитных газов	Св-08Г2С + (80% Ar+20% CO ₂)					
Ручная дуговая сварка покрытыми электродами	48Н-37/1					
3	ТУК-120	Хранение и транспортирование уран-циркониевого неперерабатываемого ОЯТ ледокольного флота с ядерными энергетическими установками	50	ОАО «ПО Севмаш»	Автоматическая дуговая сварка под флюсом	Св-10ГНА+ФЦ16А
					Механизированная дуговая сварка в смеси защитных газов	Св-08Г2С + (80% Ar+20% CO ₂)
					Ручная дуговая сварка покрытыми электродами	48Н-37/1

Продолжение таблицы 5.6

№ п/п	Наименование	Назначение	Кол-во	Изготовитель	Способ сварки	Сварочные материалы
4	ТУК-123	Хранение и транспортирование ОЯТ реактора БН-350	39	ЗАО «Энерготекс»	Автоматическая дуговая сварка под флюсом	Св-08ГС+ФЦ-16А
					Механизированная дуговая сварка в смеси защитных газов	Св-08Г2С + (80% Аг+20% СО ₂)
					Ручная дуговая сварка покрытыми электродами	УОНИИ-13/55
					Ручная аргонодуговая сварка неплавящимся электродом с присадкой	Св-08Г2С+ Аг (100%)
			20	ОАО «ПО Севмаш»	Автоматическая дуговая сварка под флюсом	Св-10ГНА+ФЦ16А
					Механизированная дуговая сварка в смеси защитных газов	Св-08Г2С + (80% Аг+20% СО ₂)
					Ручная дуговая сварка покрытыми электродами	48Н-37/1
			5	УКХ-121	Хранение твердых радиоактивных отходов реакторов РБМК-1000	4
Механизированная дуговая сварка в смеси защитных газов	Св-08Г2С + (80% Аг+20% СО ₂)					
Ручная аргонодуговая сварка неплавящимся электродом с присадкой	Св-08Г2С+ Аг (100%)					
6	ТУК-104	Защитно-демпфирующий кожух для транспортирования УКХ-109	8	ОАО «Химмаш»	Автоматическая дуговая сварка под флюсом	Св-08ГС+ ФЦ-16А
					Механизированная дуговая сварка Св-08Г2С (80% Аг+20% СО ₂)	Св-08Г2С+ (80% Аг+20% СО ₂)
			4	ОАО «Савеловский «МЗ»	Механизированная дуговая сварка Св-08Г2С (80% Аг+20% СО ₂)	Св-08Г2С+ (80% Аг+20% СО ₂)

Внешний вид изготовленных ТУК (УКХ) МБК приведен на рисунке 5.1.

Акты внедрения разработанной технологии сварки стали марки 09Г2СА-А приведены в Приложении Е.



Рисунок 5.1 – Транспортно-упаковочные комплекты на основе МБК

1- УКХ-109 для ОЯТ реакторов РБМК-1000 (Ленинградская, Курская, Смоленская АЭС); 2- УКХ-121 для твердых радиоактивных отходов АЭС, 3- УКХ-123 для ОЯТ реактора БН-350 (г.Актау, республика Казахстан), 4- ТУК-108/1 для ОЯТ ядерных энергетических установок АПЛ и НК ВМФ, 5 - ТУК-120 для ОЯТ ядерных энергетических установок судов ледокольного флота [1]

ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ 5

1. Разработана и освоена в отечественной промышленности технология сварки металлоконструкций из кремнемарганцовистой стали марки 09Г2СА-А контейнеров для транспортировки и длительного хранения отработавшего ядерного топлива, обеспечивающая высокую хладостойкость металла шва и зоны термического влияния сварных соединений (ТУК-120, ТУК-108/1, ТУК-109, ТУК-123 в ОАО «ПО «Севмаш», ТУК-109, ТУК-123, УКХ-121 в ЗАО «Энерготекс», ТУК-109 в ОАО «Ижорские заводы», ТУК-104 в ОАО «Савеловский машиностроительный завод» и ОАО «Уралхиммаш»).

2. Выполнена модернизация сварочных материалов композиции кремнемарганцовистой композиции для сварки стали марки 09Г2СА-А, в результате которой разработаны ТУ 5.965-11840-2004 «Проволока стальная сварочная марок Св-08ГСА-А и Св-08Г2СА-А» и ТУ 5.965-11839-2004 «Электроды марок УОНИИ-13/55АА и УОНИИ-13/45АА».

3. Использование разработанной технологии сварки и сварочных материалов кремнемарганцовистой композиции для сварки металлоконструкций ТУК МБК из стали марки 09Г2СА-А ручным, механизированным и автоматическим способом сварки согласовано Федеральной службой по атомному надзору РФ

Результаты работы отражены в части требований РД5.УЕИА.3153/3232-99 «Руководящий документ. Сварка, наплавка и термическая обработка основного металла и сварных соединений деталей и узлов металлобетонных контейнеров транспортно-упаковочного комплекта» (Извещение РД-6-90.7728 об изменении №2, Извещение РД-6-90.7981 об изменении №3). Изменения согласованы в Федеральной службе по экологическому технологическому и атомному надзору (в настоящее время «Ростехнадзор» РФ).

ВЫВОДЫ ДИССЕРТАЦИОННОЙ РАБОТЫ

1. На основании результатов выполненных исследований и полученных закономерностей установлены условия формирования хладостойкой до минус 50 °С структуры металла шва и ЗТВ сварных соединений из кремнемарганцовистой стали марки 09Г2СА-А.

2. Установлено, что в результате высокого отпуска, необходимого для повышения хладостойкости металла ЗТВ и снижения остаточных сварочных напряжений металлоконструкций контейнеров для ОЯТ, происходит распад промежуточных структур феррито-бейнитного типа и рекристаллизация структурно свободного феррита, что может приводить к резкому снижению ударной вязкости металла шва композиции С-Мn-Ni и С-Мn-Si при температуре минус 50 °С.

3. Установлено, что формирование игольчатого феррита в литых зонах металла шва позволяет повысить термическую устойчивость и сохранить дисперсность его микроструктуры в процессе проведения высокого послесварочного отпуска. Это способствует повышению хладостойкости металла шва при температуре минус 50 °С как в исходном состоянии после сварки, так и после проведения высокого отпуска.

4. Установлено, что формирование структурных состояний металла шва композиции С-Мn-Si и С-Мn-Ni, помимо скорости охлаждения в интервале температур наименьшей устойчивости аустенита 800-500 °С, также зависит от скорости охлаждения в высокотемпературном интервале 1200-800 °С.

Условия формирования хладостойкой структуры игольчатого феррита включают охлаждение металла шва со скоростями $V_{1200-800} = 40-60$ °С/с и $V_{800-500} = 20-30$ °С/с.

При увеличении скорости охлаждения металла шва $V_{1200-800} = 80-120$ °С/с при скорости $V_{800-500} = 30-40$ °С/с формируются неустойчивые к высокому отпуску мелкодисперсные промежуточные структуры.

5. Установлены практические пути реализации оптимальных скоростей охлаждения металла шва композиции С-Мn-Si и С-Мn-Ni в высокотемпературном интервале 1200-800 °С и в интервале температур наименьшей устойчивости аустенита 800-500 °С.

На основании полученных экспериментальных зависимостей показано, что наиболее эффективное управление скоростью охлаждения металла шва в высокотемпе-

ратурном интервале 1200-800 °С обеспечивается регулированием силы сварочного тока и напряжения на дуге, а в интервале температур наименьшей устойчивости аустенита 800-500 °С преобладающее влияние оказывают межваликовая температура и скорость сварки.

На основании исследования влияния межваликовой температуры (МВТ) на структуру и хладостойкость металла низколегированного шва в состоянии до и после высоко-го отпуска установлено требование по ограничению $МВТ \leq 100$ °С при сварке стали марки 09Г2СА-А.

6. Установлены оптимальные сочетания параметров сварочного режима и диапазоны погонной энергии при ручной, механизированной и автоматической дуговой сварке под флюсом, обеспечивающие формирование хладостойкой структуры металла шва композиции С-Mn-Si и С-Mn-Ni.

7. Показано, что соотношение литой и перекристаллизованной структуры оказывает непосредственное влияние на хладостойкость многопроходного низколегированного шва. При формировании в сечении металла шва порядка 35 % перекристаллизованной структуры обеспечивается требуемая хладостойкость в состоянии до и после проведения термообработки.

Увеличение процентного содержания перекристаллизованной структуры в металле шва свыше 45% позволяет повысить его хладостойкость после проведения высокого отпуска. Указанный эффект связан с процессами улучшения перекристаллизованной структуры при отпуске, что проявляется в повышении однородности дисперсной феррито-перлитной смеси, коагуляции частиц карбидного типа и очищении межзеренных границ.

8. Установлены условия, обеспечивающие повышенное процентное содержание указанной структуры при ручной, механизированной и автоматической дуговой сварке под флюсом.

Показана взаимосвязь между формой, геометрическими размерами сварочных валиков и процентным содержанием перекристаллизованной структуры в сечении металла шва.

Построены экспериментальные зависимости влияния параметров сварочного режима на форму и геометрические размеры сварочных валиков.

Установлены требования к форме и геометрическим размерам сварочных валиков, разработана последовательность раскладки валиков при заполнении разделки сварных соединений, а также определены сочетания параметров сварочного режима, обеспечивающие повышенное содержание перекристаллизованной структуры.

9. Научно обоснована и экспериментально доказана возможность использования экономнолегированных безникелевых сварочных материалов композиции С-Mn-Si для сварки кремнемарганцовистой стали, с обеспечением хладостойкости металла шва при температуре минус 50°C в состоянии до и после проведения высокого отпуска.

10. На основании сравнительной оценки влияния содержания вредных примесей на хладостойкость металла шва в состоянии до и после высокого отпуска установлено требование по ограничению содержания серы и фосфора до 0,012 % и 0,013 % соответственно в сварочных материалах, применяемых для сварки стали марки 09Г2СА-А.

Выполнена модернизация сварочных материалов кремнемарганцовистой композиции для сварки стали марки 09Г2СА-А, в результате которой разработаны ТУ 5.965-11840-2004 «Проволока стальная сварочная марок Св-08ГСА-А и Св-08Г2СА-А» и ТУ 5.965-11839-2004 «Электроды марок УОНИИ-13/55АА и УОНИИ-13/45АА».

11. Установлено, что при сварке стали марки 09Г2СА-А диапазон скоростей охлаждения в интервале температур наименьшей устойчивости переохлажденного аустенита: $10 \leq V_{800-500} \leq 30$ °C/с является оптимальным для металла различных участков в ЗТВ, нагреваемых выше температур полиморфного превращения.

12. Установлены практические пути минимизации негативного воздействия термомодеформационного цикла сварки на основной металл на основе снижения величины погонной энергии до 1,62 кДж/мм и оптимизации сочетания параметров сварочного режима.

13. На основании результатов исследования взаимосвязи структуры и ударной вязкости KCV^{-50} металла сварных соединений из стали марки 09Г2СА-А показано влияние технологии сварки и структуры основного металла на хладостойкость металла различных участков зоны термического влияния.

14. Установленные оптимальные сочетания технологических параметров сварки стали марки 09Г2СА-А позволяют предотвратить формирование крупнозернистой структуры на участке перегрева зоны термического влияния кремнемарганцовистой ста-

ли и обеспечить хладостойкость металла сварного соединения при температуре минус 50 °С.

15. Установлено, что хладостойкость металла ЗТВ сварных соединений из поковок стали марки 09Г2СА-А зависит от структурной неоднородности и размера зерна основного металла. Для обеспечения требуемой ударной вязкости в металле ЗТВ, наряду с использованием оптимальной технологии сварки, необходимо предъявлять требования к основному металлу поковок по обеспечению однородной структуры с 7-8 баллом зерна, а минимальные сдаточные значения ударной вязкости поковок стали марки 09Г2СА-А должны составлять не менее $KCV^{50} \geq 98 \text{ Дж/см}^2$.

16. Разработана и освоена в отечественной промышленности технология сварки металлоконструкций из кремнемарганцовистой стали марки 09Г2СА-А контейнеров для транспортировки и длительного хранения отработавшего ядерного топлива, обеспечивающая высокую хладостойкость металла шва и зоны термического влияния сварных соединений (ТУК-120, ТУК-108/1, ТУК-109, ТУК-123 в ОАО «ПО «Севмаш», ТУК-109, ТУК-123, УКХ-121 в ЗАО «Энерготекс», ТУК-109 в ОАО «Ижорские заводы», ТУК-104 в ОАО «Савеловский машиностроительный завод» и ОАО «Уралхиммаш».

17. Использование разработанной технологии сварки и сварочных материалов кремнемарганцовистой композиции для сварки металлоконструкций ТУК МБК из стали марки 09Г2СА-А ручным, механизированным и автоматическим способом сварки одобрено Федеральной службой по атомному надзору РФ.

18. Результаты работы отражены в части требований РД5.УЕИА.3153/3232-99 «Руководящий документ. Сварка, наплавка и термическая обработка основного металла и сварных соединений деталей и узлов металлобетонных контейнеров транспортно-упаковочного комплекта» (Извещение РД-6-90.7728 об изменении №2). Изменение согласовано в Федеральной службе по экологическому технологическому и атомному надзору (в настоящее время «Ростехнадзор» РФ).

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Илькаев Р.И., Гуськов В.Д., Амелин А.М., Воронцов В.В., Долбенков В.Г., Коротков Г.В., Ходасевич К.Б., Моренко А.Н., Свиридов Н.В. Металлобетонные контейнеры для хранения и транспортирования отработавшего ядерного топлива. История создания Российский контейнеров // СПб.: Русская коллекция, 2012, 216 с.
2. РД 95 10559-2000. Методика расчета на сопротивление хрупкому разрушению силовых элементов металлобетонных контейнеров и определение требований к материалам. Руководящий документ. СПб., 2000.
3. ПН АЭ Г-7-008-89. Правила устройства и безопасной эксплуатации оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок. -М., 1990.
4. Филимонов Г.Н., Стольный В.И., Оленин М.И., Быковский Н.Г., Бережко Б.И., Серeda И.Р., Калиничева Н.В., Мартынихина Н.И., Новикова В.В. Разработка и промышленное освоение энергосберегающей технологии производства листов из низколегированных сталей // Вопросы материаловедения, 2004, №3, с.28-33.
5. Горынин И.В., Карзов Г.П., Бережко Б.И., Быковский Н.Г., Оленин М.И., Калиничева Н.В., Скутин В.С., Евдокимова Н.В. Новая сталь для контейнеров с ОЯТ // М.: Атомные связи, 2008, №4, с.52-55.
6. Гуськов В.Д., Воронцов В.В., Коротков Г.В. Ходасевич К.Б. Выбор и обоснование конструкции в основных ТУК на основе металлобетонных контейнеров // Материаловедческие проблемы при проектировании, изготовлении и эксплуатации оборудования АЭС: сборник трудов 5-ой международной конференции, Санкт-Петербург, 1998, с.40-42.
7. Гуськов В.Д. Металлобетонный контейнер для длительного хранения и транспортирования отработавшего ядерного топлива реакторов АЭС и энергетических установок атомного флота // Сборник тезисов II-ой Международной выставки и конференции «Радиационная безопасность», Санкт-Петербург, 1999, с.36.
8. Гуськов В.Д. Опыт создания российских двухцелевых упаковочных комплектов на основе металлобетонных контейнеров // Радиационная безопасность: сборник трудов III-й ежегодной международной конференции, Санкт-Петербург, 1999, с.28-32.
9. Бернштейн М.Л., Рахштадтатом А.Г. Металловедение и термическая обработка стали. Методы испытаний и исследования // М.: Металлургия, 1983, 352с.

10. Standard EN 10028-3. Normalized steels for pressure purposes, 2003.
11. Standard EN 10207. Steels for simple pressure vessels, 2005.
12. Титова Т.И. Комплексная оптимизация химического состава и технологии производства хладостойких конструкционных материалов ответственного назначения // Автореферат диссертации на соискание ученой степени кандидата технических наук, Санкт-Петербург, 1999, 25 с.
13. ГОСТ 19282-73. Сталь низколегированная толстолистовая и широкополосная универсальная. Технические условия. -М.: Издательство стандартов, 1987.
14. Гадалов В.Н., Сальников В.Г., Агеев Е.В., Романенко Д.Н. Металлография металлов, порошковых материалов и покрытий, полученных электроискровым способом // М.: Инфра-М, 2011, 468 с.
15. Вышемирской Е.М. Исследование свариваемости и разработка технологии сварки высокопрочных трубных сталей в условиях крайнего севера // Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук, Москва, 2009, 133 с.
16. Ефименко Л.А., Прыгаев А.К., Елагина О.Ю. Металловедение и термическая обработка сварных соединений // М.: Логос, 2007, 456 с.
17. РД 24.090.52-90. Подъемно транспортные машины, материалы для сварных металлических конструкций. -М., 1990.
18. ПБ 10-574-03. Правила устройства и безопасной эксплуатации паровых и водогрейных котлов. -М., 2003.
19. ПБ 03-584-03. Правила проектирования, изготовления и приемки сосудов и аппаратов стальных сварных. -М., 2003.
20. ОСТ 34.10.699-97. Детали трубопроводов стальные бесшовные приварные для атомных и тепловых электростанций. -М., 1997.
21. ГОСТ 19281-89. Прокат из стали повышенной прочности. Общие технические условия. -М.:Стандартинформ, 2009.
22. Lancaster J.F. Metallurgy of welding. Sixth Edition //Abington Publishing, 1999, 464 p.
23. Bruneau Michel, Uang Chia Ming, Whittaker Andrew Stuart. Ductile design of steel structure // McGraw-Hill Professional, 1998, 485 p.
24. Грабин В.Ф., Денисенко А.В. Металловедение сварки низко- и среднелегированных сталей // Киев: Наукова думка, 1978, 276 с..

25. Hamada M. Control of strength and toughness at the heat affected zone // welding international, No.17 (4), 2003, 265-270.
26. Земзин В.Н., Шрон Р.З. Термообработка и свойства сварных соединений // Ленинград: Машиностроение, 1978, 367 с.
27. Петров Г.Л., Тумарев А.С. Теория сварочных процессов // М.: Высшая школа, 1977, 392 с.
28. РД 24.090.52-90. Подъемно транспортные машины, материалы для сварных металлических конструкций. -М., 1990.
29. РД 153-006-02. Инструкция по технологии сварки при строительстве и капитальном ремонте магистральных нефтепроводов. -М., 2002.
30. ОСТ 26-291-94. Сосуды и аппараты стальные сварные. -М., 1994.
31. ПБ 03-584-03. Правила проектирования, изготовления и приемки сосудов и аппаратов стальных сварных. -М., 2003.
32. Денисенко А.В., Грабин В.Ф., Корсун А.О., Соломийчук Т.Г. Морфологические особенности структуры низколегированного металла шва и их влияние на свойства сварных соединений // Автоматическая сварка, 1990, 10 (451), с.32-37.
33. Касаткин Б.С., Козловец О.Н. Микроструктура и свойства сварных соединений низколегированных сталей // Автоматическая сварка, 1989, 7 (436), с.1-11.
34. Choi C.L., Hill D.C., A study of microstructural progressions in as-deposited weld metal // Weld. J.. 1978, №8, p.232s-236s.
35. Cochrane R.C. Weld metal microstructures – a «State-of-the art» review // IIW IX-1248-82.
36. Nakatsugu A., Toyofumi K., Sozaburu N. Effects of alloying elements on the toughness and microstructural of high current density gas shielded arc process weld metals // Trans. Jap. Weld. Soc // №1, p.29-34.
37. Y. Itoh, Nakanischi M. Study of Charpy impact properties of weld metal with submerged arc welding // IIW XII-A-113-75.
38. Солнцев Ю.П. Хладостойкие стали и сплавы // СПб.: Химиздат, 2005, 480 с.
39. Солнцев Ю.П., Андреев А.К., Гречин Р.И. Литейные хладостойкие стали // М.: Металлургия, 1991, 176с.

40. Скородумов С.В. Сопоставление структуры и вязкости конструкционных сталей // Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук, Москва, 2011, 187 с.
41. Keehan E., Andren H.O., Muruganath M., Bhadeshia. Microstructural and mechanical effects of nickel and manganese on high strength steel weld metals // 6th Int. Conference on Trends in Welding Research, Pine Mountain, Georgia, USA, April 15-19, 2002.
42. Evans G.M. Effect of carbon on the microstructure and properties of C-Mn all weld metal deposits // Welding journal, 1983, 62 (11), 313s-20s.
43. Гуляев А.П. Металловедение // М.: Металлургия, 1986, 544 с.
44. Evans G.M. Effect of manganese on the microstructure and properties of C-Mn all weld metal deposits // Welding journal, 1980, 48 (3), 67s-75s.
45. Россошинский А.А. Металлография сварных швов // К.: МАШГИЗ, 1961, 205 с.
46. Походня И.К., Корсун А.О., Мешков Ю.Я. Влияние ликвации кремния и марганца на условия образования игольчатого феррита в структуре сварного шва // Автоматическая сварка, 1986, №9, с.32-41.
47. Evans G.M. Effect of nickel on the microstructure and properties of C-Mn all weld metal deposits // Welding Res Abroad, 1991, 37 (2/3), 84-95.
48. Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали // М.: Наука, 1977, 236 с.
49. Evans G.M. Effect of silicon on the microstructure and properties of C-Mn all weld metal deposits // Welding Res Abroad, 1991, 37 (2/3), 20-31.
50. Tuliani S. S., Ceram A. J., Farrar R.A. The effect of silicon in submerged-arc weld metals at low-concentration // Weld metal fabrication, 1975, №9, p.553-558.
51. Carland J.G., Kirkwood P.R. Towards improved submerged arc weld metal. Part 1 // Metall construction, 1978, p.275-283.
52. Choi C.L., Hill D.C. A study of microstructural progressions in as-deposited weld metal // Welding journal, 1978, № 8, 232s-236s.
53. Bhatti A.R., Saggase M.E., Hawkins D.N. Analysis of inclusions in submerged arc welds microalloyed steel // Welding journal, 1984, № 7, 223s-230s.
54. Fleck N.A, Grong G., Edwards G.R. The role of filler metal, wire and flux composition in submerged arc weld metal transformation kinetics // Welding journal, 1986, № 5, 113s-121s.

55. Grong G., Sievert T.A., Edward G.R. Effort of deoxidation practice on the transformation behavior and toughness of steel weld // *Welding journal*, 1986, № 11, 279s-288s.
56. North T.N., Bell H.B., Koukabi A., Graig J. Notch toughness of low oxygen content submerged arc deposits // *Ibid*, 1979, №12, 343s-354s.
57. Cochrane R.C. Weld metal microstructures – a state of the art review // *Welding in the world*, 1983, 21 N1/2, p.16-25.
58. Подгаецкий В.В. О влиянии химического состава металла шва на его микроструктуру и механические свойства // *Автоматическая сварка*, 1991, №2, с.1-9.
59. Nakatsugu A., Toyofumi K., Sozaburo N. Effects of alloying elements on toughness and microstructure of high current density gas shielded arc process weld metals // *Trans. Jap. Weld Soc.*, 1980, 11 N1, p.29-34.
60. Kirkwood P.R. Physical metallurgy of HSLA weldments // *Metal and materials*, 1978, №8, p.51-53.
61. ГОСТ Р ИСО 8571-2009. Сварка и родственные процессы. Словарь ч.1 Процессы сварки металлов. Термины и определения. -М.: Стандартинформ, 2010.
62. Петров Г.Л., Шаманин М.В. Вопросы кристаллизации металла шва при электродуговой сварке // *Сварка*, 1961, №4 с.3-45.
63. Шоршоров М.Х., Белов В.В. Фазовые превращения и изменение свойств стали при сварке // М.: Наука, 1972, 219 с.
64. Dorsch K.E. Control of cooling rates in steel weld metal // *Welding journal*, February 1968, p.49-60.
65. Иванов А.Ю. Обеспечение комплекса механических свойств зоны термического влияния сварных соединений труб классов прочности X80, X90 на основе исследования фазовых превращений и структуры // Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук, Санкт-Петербург, 2011, 207 с.
66. Evans G.M. The effect of heat input on the microstructure and properties of C-Mn all-weld-metal deposits // *Welding journal*, April 1982, p.125-132.
67. Скутин В.С., Галяткин С.Н., Щербинина Н.Б., Воробьева Н.Ю. Сварочные материалы и технология сварки металлоконструкций из кремнемарганцовистой стали контейнеров для транспортировки и длительного хранения отработавшего ядерного топлива // *Вопросы материаловедения*, 2010, №4, с.90-103.

68. Стеренбоген Ю.А., Половинкина Р.Н. Микрoхимическая неоднородность металла шва и влияние на нее процесса охлаждения после затвердевания // Автоматическая сварка, 1969, №8, с.21-23.
69. Стеренбоген Ю.А., Литвиненко В.А. Экспериментальное исследование химической неоднородности в околошовной зоне // Автоматическая сварка, 1970, №9, с.1-3.
70. Morigaki O., Tanigaki T., Kuwabara M., Fujibayashi K, Otawa M. Development of covered electrode for steel structures in low temperature service // IIW Doc. 11-746-75, 1975.
71. Ghazvinloo H.R., Honarbakhsh-Rouf A., Shadfar N. Effect of arc voltage, welding current and weld speed on fatigue life, impact energy and bead penetration of AA6061 joints produced by robotic MIG welding // Indian journal of science and technology, Vol.3 No. 2, 2010, p.156-162.
72. Amanie J., Oguocha I.N.A., Yannacopoulos S., Effect of submerged arc welding parameters on microstructure of SA516 and A709 steels // Trends in welding research of the 8th international conference, 2009, p.492-501.
73. Карасев М.В., Работинский Д.Н., Головин С.В., Павленко Г.В., Розерт Р. Исследование влияния режимов полуавтоматической сварки в смесях газов и вида переноса электродного металла на химический состав и механические свойства наплавленного металла // Трубопроводный транспорт, 2006, №1 (3), с.16-24.
74. Карасев М.В. Новые технологии, оборудование и материалы ЗАО НПФ "ИТС" // Материалы 5-го международного научно-технического семинара 16-18 мая 2012г "Технологии дуговой и контактной сварки в современной промышленности", СПб: Изд-во Политехн. Ун-та, 2012, с.208.
75. Christian Bonnet. Le soudage metallurgieet produits. Air Liquide/CTAS 2001 p.95.
76. ПН АЭ Г-7-009-89. Оборудование и трубопроводы атомных энергетических установок. Сварка и наплавка. Основные положения. ПН АЭ Г-7-010-89. Сварные соединения и наплавки. Правила контроля. -М.: Энергоатомиздат, 1990, 320 с.
77. Welding of Specific Steels and Cast Irons by KOBE STEEL, LTD. 5-912, Kita-Shinagawa, Shinagawa-Ku, Tokyo 141-8688 Japan, 2011.
78. Peng Y., Wang A., Xiao H., Tian Z. Effect of Interpass Temperature on Microstructure and Mechanical Properties of Weld Metal of 690 MPa HSLA Steel // Materials Science Forum Vols. 706-709, 2012, pp.2246-2252.

79. Evans G.M. The effect of interpass temperature on the microstructure and properties of C-Mn all-weld-metal deposits // *Welding review*, 1982, 1 (1), p.14-20.
80. Evans G.M. The effect of heat treatment on the microstructure and properties of C-Mn all-weld-metal deposits // *Welding research abroad*, 1991, 37 (2/3), p.11-19.
81. Trindade B.V., Paygo-Filho J.C., Guimar A.S., Paranhos P.R. Effect of normalizing heat treatment on the mechanical behavior of low-alloy steel weld metals // *Materials and Structures*, April 2005, 38, p.353-357.
82. Kumslytis V., Valiulis A.V., Cernasejus O. The influence of temperature –time parameter of welded joints thermal treatment on strength-related characteristics of chromium-molybdenum and low-alloy manganese steels // *Materials science*, vol.13, №2, 2007, p.123-126.
83. Evans G.M. The effect of stress relieving on the microstructure and properties of C-Mn all-weld-metal deposits // *Welding journal*, 1986, 65(12), 326s-34s.
84. Gomes A., Jorge J., de Souza L., de Souza Bott I. Influence of chemical composition and post welding heat treatment on the microstructure and mechanical properties of high strength steel weld metals // *Materials science forum* Vol.758, 2013, pp.21-32.
85. Othe'ro de Brito, Voorwald H., Nasareno das Neves, Iva-ni de S. Bott. Effects of a Postweld Heat Treatment on a Submerged Arc Welded ASTM A537 Pressure Vessel Steel // *Journal of Materials Engineering and Performance*, Volume 10(3) June 2001, p.249 -257.
86. Evans G.M. The effect of Sulphur and phosphours on the microstructure and properties of C-Mn all-weld-metal deposits // *Welding research abroad*, 1991, 37(2/3), p.20-31.
87. Оленин М.И., Горынин В.И., Быковский Н.Г., Маркова Ю.М., Скутин В.С. Оптимизация режима термической обработки сварных соединений из стали марки 09Г2СА-А // *Вопросы материаловедения*, 2011, №2(66), с.18-29.
88. Окерблом Н.О., Демянцевич В.П., Байкова И.П. Проектирование технологии изготовления сварных конструкций // Л.:Судпромгиз, 1963, 602.
89. Рыкалин Н. Н. Расчеты тепловых процессов при сварке // М.: Машгиз, 1951, 296 с.
90. РД5.УЕИА.3153/3232-99. Сварка, наплавка и термическая обработка основного металла и сварных соединений деталей и узлов металлобетонных контейнеров транспортно-упаковочного комплекта. Технологическая инструкция. СПб., 2014.



Открытое Акционерное Общество
Инженерно-Технологический Центр
"Прометей"

г. Чехов, Московской области

ТРЕБОВАНИЮ НА АС

ЛИЦЕ-ЗНА № АСО-12-101-5431

СЕРТИФИКАТ КАЧЕСТВА № 4155

на стальную сварочную проволоку ТУ 5.965-11840-2004

Грузополучатель ОАО «Таганский комбистроительный завод «Красный котельщик»
Контракт № _____ Вагон/Контейнер № _____

Условное обозначение проволоки	Плавка №	Партия №	Марка стали	Диаметр, мм	Кол-во мест	Масса нетто, тп	Род упак.	Времен. сопротив. разрыву, МПа	Толщина медного покрытия, мкм	Состояние поверхности	Качество сцепления медного покрытия	Наличие следов мыльной смазки, % не более
Св-08Г2СА-А	22608	300625	08Г2СА-А	2,5	15	0,37	Кассеты	1030		Удовл.	Удовл.	0,05

* Химический состав, %

C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu	Al	N	Mo	V	W	Ti	As
0,06	1,81	0,73	0,006	0,008	0,05	0,08	0,12	0,001	0,008	0,008	0,005	0,001	0,002	0,012

* Указанные в настоящем сертификате значения химического состава соответствуют значению сертификата поставщика сырья. Указанный в настоящем сертификате товар соответствует по качеству действующим в РФ стандартам и техническим условиям. При переносе по вопросам качества ссылаться на номер сертификата.

Начальник ОТК

Дата 17 июля 2014г.





Общество с ограниченной ответственностью
«Ижорские сварочные материалы»
 196651, г. Санкт-Петербург, Колпино, пр. Ленина, д.1
 E-mail: main@ism92.ru, тел/факс 322-88-57, 322-86-74, 322-83-09

ВЫПИСКА ИЗ СЕРТИФИКАТА

№ 361-14/1 от « 02 » июля 2014



Наименование продукта	Марка	ГОСТ, ОСТ, ТУ	Диаметр, мм	Длина, мм	Номер партии	Масса, кг
ЭЛЕКТРОДЫ	УОНИИ-13/55АА	ГОСТ 9466-75 ОСТ 5P.9244-87 ТУ 5.965-11839-2004	3,0	350	361	700
Проволока для электродов	Св-08А	ГОСТ 2246-70	Плавка			

ХИМИЧЕСКИЙ СОСТАВ НАПЛАВЛЕННОГО МЕТАЛЛА, МАССОВАЯ ДОЛЯ ЭЛЕМЕНТОВ, %

C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Nb	V	S	P	Co	Cu
0,076	1,03	0,38	-	-	-	-	-	0,008	0,015	-	-

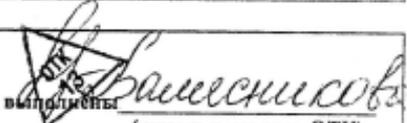
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛА ШВА В ИСХОДНОМ СОСТОЯНИИ

Режим термообработки	Температура испытаний	Временное сопротивление, σ_b	Предел текучести, σ_T	Относительное удлинение, δ_5	Относительное сужение, ϕ	Температура испытаний	Ударная вязкость, KCV	
	°C	Н/мм ²	Н/мм ²	%	%	°C	Дж/см ²	
Выдержка при t=650°C 6 час. 30 мин.	+20	650,0	560,0	22,5	58,0	-50	117,0	
		660,0	560,0	24,0	74,0		43,0	
		640,0	550,0	25,0	75,0		76,0	
	+20	МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛА ШВА ПОСЛЕ Т/О						
		590,0	495,0	28,0	75,0	-50	59,0	
		580,0	485,0	27,0	77,0		59,0	
580,0	500,0	25,0	76,0	125,0				

СПЕЦИАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА

Содержание диффузионного водорода, см ³ /100 гр.	Содержание ферритной фазы, %	Склонность к МКК	Склонность к образованию горячих трещин	Сварочно-технологические свойства
-	-	-	-	Удовлетворит.

Установленные требования ГОСТ 9466-75; ОСТ 5P.9244-87; ТУ 5.965-11839-2004
 (соответствующий нормативный документ)

Исполнены

 (штамп и подпись ОТК)

УТВЕРЖДАЮ

Главный конструктор
ОАО "КБСМ"_____ В.Д. Гуськов
«__» _____ 2004 г.

Исх.№263/13-3935 от 06.07.04

УТВЕРЖДАЮ

Заместитель Генерального
директора

ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей»

_____ Г.П. Карзов

«__» _____ 2004 г.



УТВЕРЖДАЮ

Директор ЗАО «Энерготекс».
Исх.№439 от 21.06.04

СОГЛАСОВАНО

Заместитель начальника
Управления по надзору за
ядерной и радиационной
безопасностью предприятий
топливного цикла Федеральной
службы по атомному надзору

_____ В.А. Денисов
«20» июля 2004 г.
ТЕХНИЧЕСКОЕ РЕШЕНИЕ

о применении сварочной проволоки марки Св-08Г2СА-А (Св-08ГСА-А)
при сварке деталей и узлов металлобетонного контейнера
ТУК МБК для длительного хранения и транспортирования отработанных
тепловыделяющих сборок атомных энергетических реакторов

ПРИЛОЖЕНИЕ В продолжение

В соответствии с требованиями конструкторской документации к металлу шва сварных соединений из стали марки 09Г2СА-А металлических конструкций металлобетонного контейнера ТУК МБК для длительного хранения и транспортировки отработанных тепловыделяющих сборок атомных энергетических реакторов проведены испытания сварочной проволоки марки Св-08Г2С (Св-08ГС), а также чистой по примесям проволоки марки Св-08Г2СА-А (Св-08ГСА-А).

В табл. 1 приведен химический состав использованных сварочных проволок и химический состав наплавленного металла.

Сварку контрольных проб из стали марки 09Г2СА-А производили 3 способами:

- ручным аргонодуговым неплавящимся электродом;
- автоматическим под флюсом марки ФЦ-16А;
- полуавтоматическим плавящимся электродом в смеси защитных газов ($Ar+2\%CO_2$, $Ar+18\%CO_2$).

Контрольные сварные пробы изготавливали в производственных условиях ЗАО "Энерготекс", ОАО "Ижорские заводы", ФГУП ЦНИИ КМ "Прометей" по технологическим рекомендациям ФГУП ЦНИИ КМ "Прометей".

Контроль качества сварных соединений контрольных проб проводили в соответствии с требованиями ПНАЭГ-7-010-89 следующими методами:

- визуальным;
- радиографическим;
- ультразвуковой дефектоскопией;
- капиллярной дефектоскопией;
- металлографическими исследованиями.

Испытания металла шва сварных соединений контрольных проб производили по нормам оценки качества сварных соединений низколегированных для швов II категории ПНАЭ Г-7-010-89. Испытания проводили в сертифицированных лабораториях ФГУП «ЦНИИ КМ "Прометей", ОАО "Ижорские заводы" и ЗАО "Энерготекс" (см. Приложение 2).

На основании положительных результатов испытаний металла шва сварных соединений из стали марки 09Г2СА-А

Р Е Ш И Л И :

1. Наряду со сварочными материалами, указанными в конструкторской документации на изготовление ТУК МБК и согласованными с Госатомнадзором России Техническим решением (исх. № 6-13/1194 от 11.07.2002), считать возможным использовать для сварки стали марки 09Г2СА-А:

-для ручной аргонодуговой сварки неплавящимся электродом и полуавтоматической сварки в смеси защитных газов ($Ar+2\%CO_2$, $Ar+18\%CO_2$) сварочную проволоку с пониженным содержанием серы и фосфора марки Св-08Г2СА-А, поставляемую по техническим условиям, разработанным специально для сварки металлических элементов металлобетонных контейнеров и указанных в табл.1.;

-для автоматической сварки под флюсом марки ФЦ-16А сварочную проволоку с пониженным содержанием серы и фосфора марки Св-08Г2СА-А (Св-

ПРИЛОЖЕНИЕ В продолжение

08ГСА-А) поставляемую по техническим условиям, разработанным специально для сварки металлических элементов металлобетонных контейнеров и указанных в табл.1.

2. Руководящий документ РД 5.УЕИА.3153/3232-99 "Сварка, наплавка и термическая обработка основного металла и сварных соединений деталей и узлов металлобетонных контейнеров транспортно-упаковочного комплекта", дополнить извещением о введении сварочной проволоки марки Св-08Г2СА-А (Св-08ГСА-А)..

Приложения:

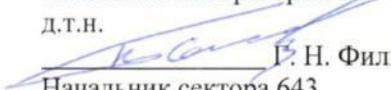
1. Химический состав сварочной проволоки и наплавленного металла.
2. Результаты механических испытаний металла шва сварных соединений из стали марки 09Г2СА-А.

Начальник лаборатории 64,
к.т.н.

 С.Н. Галяткин

Начальник лаборатории 66

д.т.н.

 Г.Н. Филимонов

Начальник сектора 643,

к.т.н.

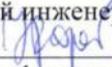
 Н.Б. Щербина

Начальник сектора 663,

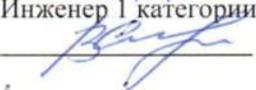
к.т.н.

 Н.Г. Быковский

Ведущий инженер

 Н.Ю. Воробьева

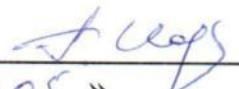
Инженер 1 категории

 В.С. Скутин

Начальник ОП НТИ ЯРБ

 Н.И. Карлунин

 - Комонов -
20.07.04.

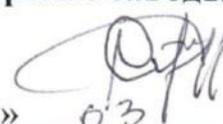
УТВЕРЖДАЮ
 Главный конструктор ФГУП
 КБСМ

 В.Д. Гуськов
 « 05 » 23 2004 г.

УТВЕРЖДАЮ
 Заместитель Генерального
 директора
 ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей»

 Г.П. Карзов
 « 05 » 03 2004 г.



УТВЕРЖДАЮ
 Директор ЗАО «Энерготекс»
 ФАКСом №146 А.В. Сорокин
 « 04 » 03 2004 г.

УТВЕРЖДАЮ
 Главный сварщик ОАО
 «Ижорские заводы»

 В.В. Волков
 « 16 » 03 2004 г.

ТЕХНИЧЕСКОЕ РЕШЕНИЕ
 о применении сварочных электродов марок
 УОНИИ-13/55, УОНИИ-13/45А, УОНИИ-13/55АА, УОНИИ-13/45АА
 при производстве деталей и узлов металлобетонного контейнера
 ТУК МБК для длительного хранения и транспортирования отработанных
 тепловыделяющих сборок атомных энергетических реакторов

ПРИЛОЖЕНИЕ Г продолжение

В настоящее время в соответствии с конструкторской документацией для сварки металлических элементов металлобетонных контейнеров ТУК МБК, предназначенных для хранения и транспортирования отработанных тепловыделяющих сборок энергетических реакторов, используются никельсодержащие сварочные электроды марок ЦЛ-21 и 48Н-37, согласованные с Госатомнадзором России Техническим решением (исх.№6-13/1194 от 11.07.2002г).

С целью снижения себестоимости изготовления отечественных металлобетонных контейнеров за счет использования более дешевых безникелевых сварочных электродов при обеспечении требуемого качества сварных соединений, а также проектных требований по свойствам металла шва сварных соединений проведены испытания сварочных электродов марок УОНИИ-13/55 (УОНИИ-13/45А), рекомендуемых ПНАЭГ-7-009-89 для сварки кремнемарганцовистых сталей оборудования атомных энергетических установок.

Для изготовления контрольных сварных проб использовались пластины из листового проката стали марки 09Г2СА-А.

Сварку контрольных проб производили ручным дуговым способом электродами промышленной поставки по ОСТ 5.9224-75 Орловского сталепрокатного завода, ОАО "Ижорские заводы", ОАО «Спецэлектрод» (Московская область).

Изготовление контрольных сварных проб выполняли в производственных условиях ЗАО "Энерготекс", ОАО "Ижорские заводы", ФГУП ЦНИИ КМ "Прометей" по технологическим рекомендациям ФГУП ЦНИИ КМ "Прометей".

Контроль качества сварных соединений контрольных проб проводили в соответствии с требованиями ПНАЭГ-7-010-89 следующими методами:

- визуальным;
- радиографическим;
- ультразвуковой дефектоскопии;
- капиллярной дефектоскопии;
- металлографическими исследованиями;
- механическими испытаниями.

Испытания металла шва сварных соединений из стали марки 09Г2СА-А проводили в сертифицированных лабораториях ФГУП ЦНИИ КМ "Прометей", ОАО "Ижорские заводы" и ЗАО "Энерготекс".

На основании положительных результатов испытаний металла шва сварных соединений из стали марки 09Г2СА-А (см. Приложения 1 и 2)

РЕШИЛИ:

1. Наряду со сварочными материалами, указанными в конструкторской документации на изготовление ТУК МБК и согласованными с Госатомнадзором России Техническим решением (исх. № 6-13/1194 от 11.07.2002), считать возможным использовать для сварки стали марки 09Г2СА-А сварочные электроды:

ПРИЛОЖЕНИЕ Г продолжение

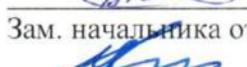
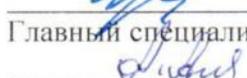
- марок УОНИИ-13/55 и УОНИИ-13/45А, поставляемые по ОСТ 5.9224-75 с селектом по содержанию серы (не более 0,015%) и фосфора (не более 0,017%);
 - марок УОНИИ-13/55АА и УОНИИ-13/45АА на базе чистых сварочных проволок с пониженным содержанием серы и фосфора, поставляемые по ТУ 5.965.11313-86, а также поставляемые по новым техническим условиям ТУ5.965-11839-2004, разработанным специально для сварки металлических элементов металлобетонных контейнеров.

2. Руководящий документ РД 5.УЕИА.3153/3232-99 "Сварка, наплавка и термическая обработка основного металла и сварных соединений деталей и узлов металлобетонных контейнеров транспортно-упаковочного комплекта" дополнить извещением о введении сварочных электродов марок УОНИИ-13/55, УОНИИ-13/45А, УОНИИ-13/55АА, УОНИИ-13/45АА.

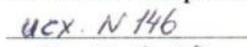
Приложения:

1. Результаты механических испытаний металла шва сварных соединений из стали марки 09Г2СА-А.
2. Химический состав наплавленного металла, выполненного электродами типа УОНИИ-13/55.

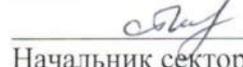
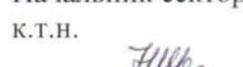
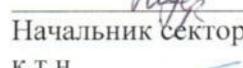
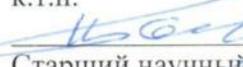
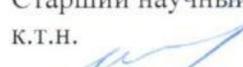
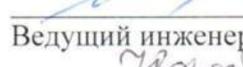
от ОАО «КБСМ»:

Начальник отдела
 А.Н. Сивков
 Начальник отдела
 В.Я. Фетисов
 Зам. начальника отдела
 В.Я. Крюков
 Ведущий инженер
 В.М. Швадченко
 Главный специалист
 А.М. Амелин

от ЗАО «Энерготекс»:

 А. В. Сорокин
 исх. N 146
 от 04.03.02г

от ЦНИИ КМ «Прометей»:

Начальник лаборатории 64,
 к.т.н.
 С.Н. Галяткин
 Начальник сектора 643,
 к.т.н.
 Н.Б. Щербинина
 Начальник сектора 663,
 к.т.н.
 Н.Г. Быковский
 Старший научный сотрудник,
 к.т.н.
 М.И. Оленин
 Ведущий инженер
 Н.Ю. Воробьева
 Инженер 1 категории
 В.С. Скутин



**ФЕДЕРАЛЬНАЯ СЛУЖБА
ПО ЭКОЛОГИЧЕСКОМУ,
ТЕХНОЛОГИЧЕСКОМУ И
АТОМНОМУ НАДЗОРУ**

109147, Москва, ул. Таганская, д. 34

Телефон: 912-39-11

Телетайп: 111633 "БРИДЕР"

Телефакс: (095) 912-40-41

E-mail: atomnadzor@gan.ru

Начальнику НПК-6
ФГУП «ПРОМЕТЕЙ»

Г.П. Карзову

ул. Шпалерная, 49, г. Санкт-
Петербург, 193015

от 14.07.2004 № 3-06/544

На № _____ от _____

О согласовании документов

На Ваш исх. от 18.06.2004 № 6-5/1061 сообщая, что Управление по надзору за ядерной и радиационной безопасностью предприятий топливного цикла рассмотрело документ РД5.УЕИА.3153/3232-99 «Сварка, наплавка и термическая обработка основного металла и сварных соединений деталей и узлов металлобетонных контейнеров транспортно-упаковочного комплекта», переизданный с учетом извещений об изменении РД-6-90.7698 и РД-6-90.7728 и согласовывает этот документ.

Начальник Управления по надзору за
ядерной и радиационной
безопасностью предприятий
топливного цикла

А.И. Кислов

УТВЕРЖДАЮ
 Заместитель генерального директора
 ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей»

УТВЕРЖДАЮ
 Директор
 ЗАО «Энерготекс»

Г. П. Карзов
 2008г.

А. В. Сорокин
 2008г.



АКТ

о передаче разработанной технологии в производство

ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей» разработана технология полуавтоматической сварки в смеси защитных газов сварочной проволокой модифицированной кремнемарганцовистой стали и передана в производство в виде технологических указаний (КТПС) для изготовления на ЗАО «Энерготекс» сварных металлоконструкций металлобетонных контейнеров для длительного хранения и многоразовой транспортировки отработавшего ядерного топлива (ТУК-109, УКХ-121, УКХ-123).

От ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей»

Начальник лаборатории
 _____ С.Н. Галяткин
 Начальник сектора
 _____ Н.Б. Щербинина

От ЗАО «Энерготекс»

Главный сварщик
 _____ В.П. Настыченко

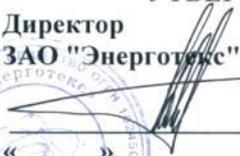
Ответственные исполнители

Ведущий инженер
 _____ В.С. Скутин
 Ведущий инженер
 _____ Н.Ю. Воробьева

ПРИЛОЖЕНИЕ Е продолжение

УТВЕРЖДАЮ

Заместитель генерального директора
ФГУП "ЦНИИ КМ "Прометей" Директор
ЗАО "Энерготекс" Энерготекс»

 Г. П. Карзов  А. В. Сорокин

2008г. 2008г.

АКТ

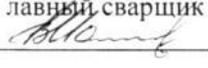
о передаче разработанной технологии в производство

ФГУП ЦНИИ КМ "Прометей" разработана технология автоматической сварки сварочной проволокой под флюсом модифицированной кремнемарганцовистой стали и передана в производство в виде технологических указаний (КТПС) для изготовления на ЗАО «Энерготекс» сварных металлоконструкций металлобетонных контейнеров для длительного хранения и многоразовой транспортировки отработавшего ядерного топлива (ТУК-109, УКХ-121, УКХ-123).

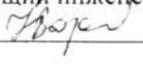
От ФГУП ЦНИИ КМ "Прометей"

Начальник лаборатории
 С.Н. Галяткин
Начальник сектора
 Н.Б. Щербинина

От ЗАО "Энерготекс"

Главный сварщик
 В.П. Настыченко

Ответственные исполнители

Ведущий инженер
 В.С. Скутин
Ведущий инженер
 Н.Ю. Воробьева

ПРИЛОЖЕНИЕ Е продолжение

УТВЕРЖДАЮ

Заместитель генерального директора
ФГУП "ЦНИИ КМ "Прометей"

УТВЕРЖДАЮ

Директор
ЗАО "Энерготекс"

Энерготекс»

Г. П. Карзов
2008г.

А. В. Сорокин
2008г.

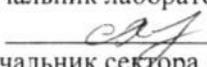
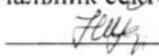


АКТ

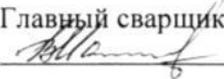
о передаче разработанной технологии в производство

ФГУП ЦНИИ КМ "Прометей" разработана технология ручной дуговой сварки покрытыми электродами модифицированной кремнемарганцовистой стали и передана в производство в виде технологических указаний (КТПС) для изготовления на ЗАО «Энерготекс» сварных металлоконструкций металлобетонных контейнеров для длительного хранения и многоразовой транспортировки отработавшего ядерного топлива (ТУК-109, УКХ-121, УКХ-123).

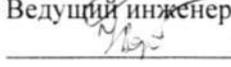
От ФГУП ЦНИИ КМ "Прометей"

Начальник лаборатории
 С.Н. Галяткин
 Начальник сектора
 Н.Б. Щербина

От ЗАО "Энерготекс"

Главный сварщик
 В.П. Настыченко

Ответственные исполнители

Ведущий инженер
 В.С. Скутин
 Ведущий инженер
 Н.Ю. Воробьева