

Документ подписан простой электронной подписью

Информация о владельце:

ФИО: Локтионова Оксана Геннадьевна

Должность: проректор по учебной работе

Дата подписания: 01.10.2023 14:54:53

Уникальный программный идентификатор

0b817ca911e6668abb13a5d426d39e5f1c11eabbf73e943df4a4851fda56d089

МИНОБРНАУКИ РОССИИ

Федеральное государственное бюджетное образовательное
учреждение высшего образования
«Юго-Западный государственный университет»
(ЮЗГУ)

Кафедра машиностроительных технологий и оборудования



НОВЫЕ КОНСТРУКЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ

Методические рекомендации по выполнению практических занятий и самостоятельной работе студентов направления подготовки 15.04.01 «Машиностроение»

Курск 2019

УДК 621.791

Составители: Ю.А. Артеменко, А.Н. Гречухин

Рецензент

Кандидат технических наук, доцент *О.С. Зубкова*

Новые конструкционные материалы: методические рекомендации по выполнению практических занятий и самостоятельной работе студентов направления подготовки 15.04.01 «Машиностроение» / Юго-Зап. гос. ун-т; сост.: Ю.А. Артеменко, А.Н. Гречухин. – Курск, 2019. 75 с. – Библиогр.: с.75.

Изложены методические рекомендации по подготовке к практическим занятиям и самостоятельной работе по изучению дисциплины «Новые конструкционные материалы».

Методические указания соответствуют требованиям ФГОС высшего образования направления подготовки 15.04.01. «Машиностроение». Предназначены для студентов очной и заочной форм обучения.

Текст печатается в авторской редакции.

Подписано в печать 18.09.2019. Формат 60×84 1/16
Усл. печ. л. 3,9. Уч. –изд. л. 3,5. Тираж 100 экз. Заказ 569 Бесплатно.
Юго-Западный государственный университет.
305040, г. Курск ул. 50 лет Октября, 94.

Оглавление

ВВЕДЕНИЕ	4
1. ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫЕ КОРРОЗИОННОСТОЙКИЕ СТАЛИ.....	5
1.2. Хромистые стали.....	5
1.3. Высоколегированные хромоникелевые стали.....	7
1.4. Технология сварки высоколегированных сталей.....	10
1.4.1. Сварка хромистых сталей	10
1.4.2 Технология сварки высоколегированных аустенитных сталей и сплавов	16
1.4.3 Сварка коррозионностойких сталей и сплавов	29
1.4.4 Технология сварки коррозионностойких и жаропрочных сталей и сплавов.....	34
1.4.5 Сварка жаропрочных аустенитных сталей и сплавов.....	38
1.4.6 Трещины в сварных соединениях жаропрочных аустенитных сталей и сплавов	43
1.4.7 Сварка жаростойких сталей.....	48
2. СВАРКА ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ НА ИХ ОСНОВЕ	53
2.1. Алюминий и его сплавы	54
2.2. Титан и его сплавы.....	63
3. ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ЭФФЕКТА ПОВЫШЕННОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ СПЛАВОВ ПРИ ДИФФУЗИОННОЙ СВАРКЕ ТАВРОВЫХ СОЕДИНЕНИЙ	71
Библиографический список.....	75

ВВЕДЕНИЕ

Целью преподавания дисциплины «Новые конструкционные материалы» является формирование у студентов базовых знаний о современных конструкционных материалах и их применении в сварочном производстве.

Основные проблемы повышения конструкционной прочности сварных соединений из высоколегированных сталей и сплавов связаны со склонностью этих материалов к образованию холодных и горячих трещин при сварке, а также с понижением прочности и пластичности соединений по сравнению с основным металлом. К основным явлениям, лимитирующим повышение конструкционной прочности можно отнести развитие химической и физической неоднородности в сварных швах, околошовной зоне и на границе сплавления, образование хрупких структур, разупрочнение основного металла вследствие рекристаллизации и высокого отпуска и др., поэтому при разработке технологии сварки необходимо учитывать эти негативные последствия.

В данном пособии приведены физические и механические свойства нержавеющей, коррозионностойких, жаропрочных сталей и алюминиевых и титановых сплавов и рассмотрены современные способы сварки и технологии получения качественных сварных соединений.

1. ВЫСОКОЛЕГИРОВАННЫЕ КОРРОЗИОННОСТОЙКИЕ СТАЛИ

1.2. Хромистые стали

Хром – основной легирующий элемент, используемый в коррозионностойких, жаропрочных и жаростойких сталях.

В коррозионностойких сталях хром играет двойную роль. При содержании хрома более 12 % резко смещается в положительную сторону электрохимический потенциал стали. Сталь становится более устойчивой в растворах электролитов. С другой стороны, хром способствует образованию на поверхности металла плотной и достаточно прочной окисной пленки, защищающей сталь от воздействия агрессивных сред и от окисления при воздействии высоких температур, повышая ее жаростойкость.

Хром относится к легирующим элементам, стабилизирующим в сплавах железа α -фазу и сужающим область γ -фазы (Рисунок 1.1).

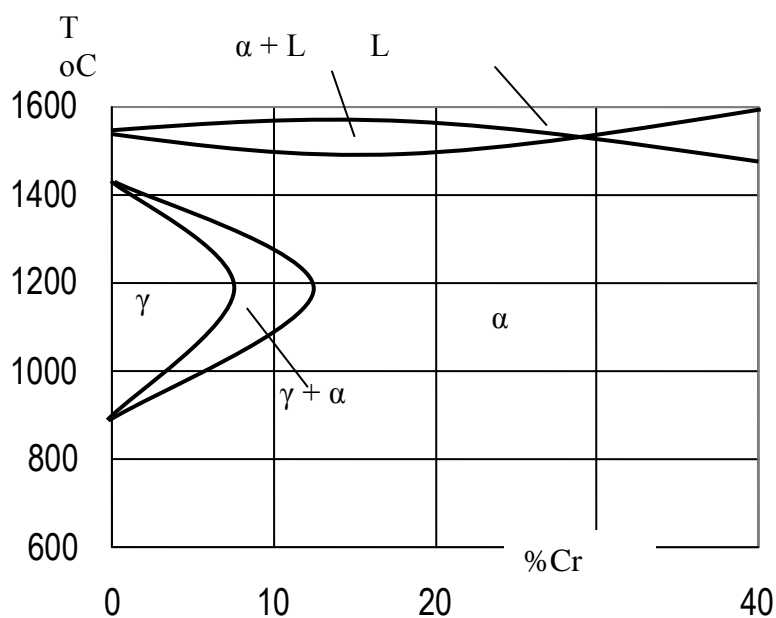


Рисунок 1.1 – Зависимость фазового состава от температуры и содержания хрома

Введение других ферритостабилизирующих и карбидообразующих элементов (Mo, Si, W, Ti, V, Nb) еще больше сужает γ -область. Расширению γ - области способствует легирование элементами-

аустенизаторами (С, Мn, N, Ni, Cu). Углерод дополнительно образует карбиды хрома, обедняя твердый раствор хромом.

О фазовом и структурном состоянии сплавов железо-хром в сочетании с другими легирующими элементами можно судить по структурной диаграмме Шеффлера.

По горизонтальной оси откладывается значение эквивалентного содержания хрома $Cr_{\text{ЭКВ}}$, характеризующий суммарное влияние карбидо- и ферритообразующих элементов :

$$Cr_{\text{ЭКВ}} = Cr + Mo + 1,5 Si + 1,5 V + 2,0 Nb + 0,8 W + 4 Ti + 3,5 Al,$$

где символ химического элемента означает его содержание в сплаве в % по массе.

По вертикальной оси откладывается значение $Ni_{\text{ЭКВ}}$, характеризующее суммарное влияние элементов-аустенизаторов:

$$Ni_{\text{ЭКВ}} = Ni + 30 C + 0,5 Mn + 12 N + 0,5 Cu.$$

Структурный состав сталей приведен на рисунке 1.2.

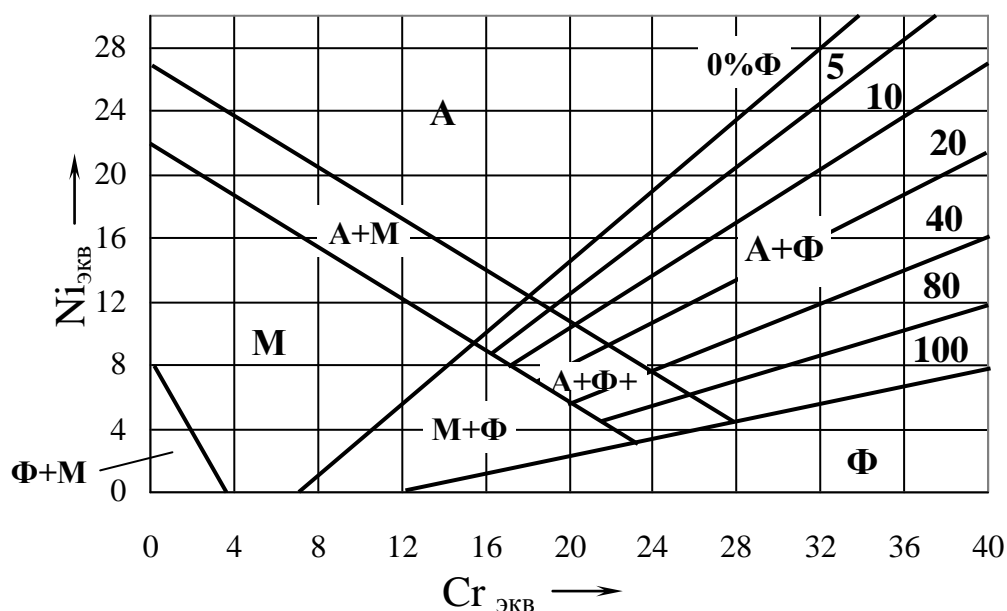


Рисунок 1.2 – Структурный состав сталей

Основная группа высокохромистых сталей содержит 8÷14 % Cr и 0,06÷0,4 % C. Эти стали относятся к мартенситным в связи с весьма малой критической скоростью охлаждения. Наличие в стали углерода при высоком содержании хрома позволяет получить сочетание коррозионной стойкости и возможности упрочнения при мартенситном превращении.

Повышение содержания углерода в 13% хромистой стали снижает сопротивление коррозии. Это объясняется образованием карбидов хрома с обеднением хромом твердого раствора, что снижает его электрохимический потенциал.

Хромистые стали рассматриваемой группы помимо высокой коррозионной стойкости обладают также жаропрочностью и жаростойкостью. Жаропрочность объясняется легированием твердого раствора и закалкой на мартенсит с дополнительным упрочнением дисперсными карбидами хрома. Такое упрочнение устойчиво и при высокой температуре за счет устойчивости при нагреве высокохромистого мартенсита. Дополнительное повышение жаропрочности достигается введением сильных карбидообразующих элементов, которые позволяют избежать обеднения хромом твердого раствора.

Другим классом высокохромистых сталей являются полуферритные (17% Cr) и ферритные (25÷28%Cr) стали. Они имеют более высокую коррозионную стойкость против коррозии в атмосфере и в некоторых химических средах, например, в азотной кислоте. Однако при сварке они склонны к росту зерна феррита и имеют малую жаропрочность.

1.3. Высоколегированные хромоникелевые стали

При легировании стали одновременно никелем свыше 8 % и хромом критическая скорость охлаждения снижается настолько, что сталь даже при очень медленном охлаждении сохраняет переохлажденный аустенит. При этом Mn снижается ниже 0°C и сталь остается аустенитной при комнатной температуре.

Легирование никелем свыше 8 % резко облагораживает электрохимический потенциал стали. Одновременное присутствие свыше 12 % хрома способствует проявлению защитных свойств окисной пленки и так же сдвигает электрохимический потенциал в положительную сторону.

В реальных хромоникелевых сталях фазовый состав при нагреве и охлаждении может быть сложным. Однако во всех случаях основой обеспечения всего положительного комплекса свойств является полностью или преимущественно аустенитная структура стали в процессе эксплуатации.

Если при нагреве получена полностью γ -состояние, то при охлаждении с достаточной скоростью можно зафиксировать чистый ау-

стенит, если Мн ниже комнатной температуры. Если Мн выше, а Мк ниже комнатной температуры, то фиксируется аустенитно-мартенситная структура.

Температуры Мн и Мк зависят в основном от содержания никеля и других элементов, входящих в формулу для $Ni_{экв}$.

Зависимость Мн от содержания феррита приведена на рисунке 1.3

Хром способствует стабилизации α -фазы и образованию двух

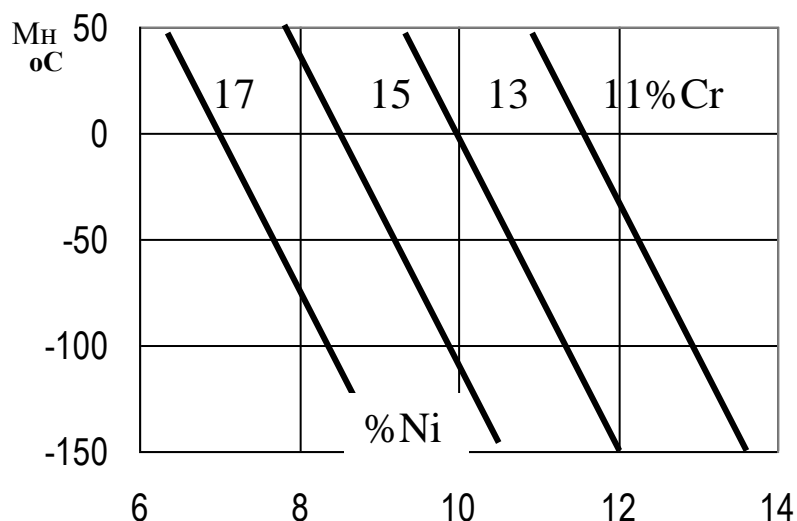


Рисунок 1.3 - Зависимость Мн от содержания феррита

фазных аустенито-ферритных сталей. Феррит снижает вязкость стали и ее жаропрочность. Обычно допускается до 25 % феррита.

Стали типа 18-8 в зависимости от содержания углерода и других легирующих элементов содержат 0÷30 % феррита. Полностью аустенитную структуру в этих сталях получают путем закалки после выдержки при температуре около 1000 °С, когда высокотемпературный δ -феррит полностью превращается в аустенит.

Стали типа 25-20 являются полностью аустенитными.

Однако небольшое количество δ -феррита играет положительную роль в литых сталях и при сварке с точки зрения предотвращения ГТ. δ -феррит играет роль второй фазы при кристаллизации и подавляет рост столбчатых кристаллитов.

На пластические свойства хромоникелевых высоколегированных сталей неблагоприятное влияние оказывает σ -фаза (интерметаллическое соединение железа и хрома переменного состава), которая образуется в интервале температур 600÷800 °С.

По области применения различают хладостойкие, жаропрочные, кислотостойкие и высокопрочные хромоникелевые стали.

В хладостойких сталях легирование направлено на снижение Мн ниже $-100\text{ }^{\circ}\text{C}$. Вводимые иногда сильные карбидообразующие элементы не должны обеднять твердый раствор хромом.

Жаропрочные стали имеют три типа упрочнения.

1. Используется только повышенная жаропрочность высоколегированного аустенита (малое содержание углерода).
2. Стали с дополнительным карбидным упрочнением – повышенное содержание углерода и сильных карбидообразующих элементов.
3. Стали с интерметаллидным упрочнением – пониженное содержание углерода, дополнительное легирование молибденом, вольфрамом, ниобием, титаном.

В кислотостойких сталях сопротивление коррозии зависит от фазовой и структурной однородности, а также однородности по химическому составу. Наличие карбидов и других фаз по границам зерен способствует созданию гальванического элемента и ускоряет процесс коррозии. Для получения фазовой и структурной однородности проводится закалка на аустенит. Другим способом повышения стойкости к коррозии является снижения содержания углерода до минимума (сталь 000X18H9 – менее 0,03 %С; сталь 00X18H9 – менее 0,04 %С). Хорошие результаты дает легирование сильными карбидообразующими элементами. Этим исключается образование карбидов хрома по границам зерен и обеднение хромом твердого раствора.

Высокопрочные стали содержат мартенсит как упрочняющую фазу. Они разделяются на мартенситностареющие и мартенситно-аустенитные. Пример – сталь 08X15H5Д2Т.

Хромоникелевые высоколегированные стали относятся к удовлетворительно, а иногда и хорошо свариваемым сталям.

Основные трудности при сварке:

1. Склонность к образованию ГТ – аустенитные стали.
2. Склонность к образованию ХТ – мартенситные и аустенитно-мартенситные стали.
3. Выделение присварочном нагреве δ – феррита.
4. Выделение карбида из аустенита в ЗТВ.

1.4. Технология сварки высоколегированных сталей

В зависимости от структуры высоколегированные стали делят на следующие классы:

мартенситные – 2X13, 1X13H3, 4X10C2M и др.

мартенситно-ферритные – 1X12B2MФ, 1X13, 1X13H и др.

ферритные – OX13, X14, X17, OX17T.

Эти стали носят названия высокохромистых сталей.

аустенитно-мартенситные – X16H3, X17H7Ю

аустенитно-ферритные – OX20H14CЧ

аустенитные – OOOX18H10, OOX18H10, OX18H10, OX18H10T,
X18H10T, X16H9ИЧ, X25H20CЧ,
OOX23H28M3Д3Т.

Подразделение сталей на классы по видам структуры является условным (по основной структуре).

До недавнего времени ферритные и мартенситные стали применяли в специальных сварочных конструкциях в несравненно меньших масштабах, чем аустенитные. Теперь в связи с необходимостью экономии никеля разработано и эксплуатируется большое количество безникелевых и с ограниченным содержанием никеля сталей этих классов. Широко применяют также аустенитную сталь, в которой никель частично или полностью заменен марганцем и азотом.

1.4.1. Сварка хромистых сталей

Хром придает сплавам с железом следующие свойства. При содержании Cr в стали $\geq 12\%$ возникающая при окислении поверхностная пленка приводит к пассивации этой поверхности, сталь становится коррозионно-стойкой при относительно невысокой температуре. С повышением содержания хрома окалиностойкость возрастает. Возрастает стойкость и к агрессивным средам (азотной и фосфорной кислотам и др.).

Наличие хрома в сталях значительно снижает критические скорости охлаждения.

В соответствии с влиянием Cr и C на кристаллическую решетку по структуре при обычных температурах хромистые стали разделяют на мартенситные, мартенситно-ферритные и ферритные.

Средне и высоколегированные хромистые стали (до 12-13% Cr и $C \geq 0,05-0,06\%$), имеющие область аустенита при высоких темпера-

турах, после охлаждения даже с умеренными скоростями при комнатной температуре приобретают мартенситную структуру.

При более высокой концентрации хрома ($>16\%$ и $C = 0,06\%$) сталь в процессе нагрева не будет целиком переходить в состояние аустенита, а будет иметь некоторое количество не превращенной ферритной фазы. Последующее ее охлаждение приведет к получению смешанной мартенситно-ферритной структуры, причем увеличение содержания хрома в стали (при $C = \text{const}$) способствует относительно увеличению ферритной составляющей в структуре.

Дальнейшее увеличение содержания хрома при малой концентрации углерода приведет к тому, что сталь при любых температурах сохранит ферритную структуру. Такая структура получается при любой скорости охлаждения.

Свариваемость хромистых сталей и свойства сварных соединений в значительной степени зависят от того, к какому классу относится свариваемый металл.

Ряд высокохромистых сталей в зависимости от режима термообработки и температуры эксплуатации могут изменять свою структуру и свойства, в основном приобретая хрупкость. Известны три вида охрупчивания металла высоколегированных швов: тепловая хрупкость, сигматизация и старение.

Тепловая (475°C) хрупкость не сопровождается явными структурными изменениями. Она является своего рода старением, обусловленным, по видимому, выпадением субмикроскопических частиц на границах зерен твердого раствора. Явление тепловой хрупкости возникает в результате длительного нагрева при температурах $350\text{-}500^\circ\text{C}$ сталей с содержанием $15\text{-}70\%$ Cr. Тепловому охрупчиванию способствует хром, ванадий, ниобий, кремний.

Сигматизация – появление в металле шва при длительной выдержке в интервале температур $550\text{-}875^\circ\text{C}$ хрупкой структурной составляющей – интерметаллида типа FeCr, известной под названием δ -фазы. Чаще всего δ -фаза образуется в аустенитно-ферритных и хромистых швах.

Падение пластичности швов и основного металла в результате старения происходит при длительной эксплуатации сварных соединений при повышенных температурах ($500\text{-}750^\circ\text{C}$). Оно сопровождается выделением по границам зерен вторичных карбидов и интерметаллидов.

Борьба с этими видами хрупкости: Исключить вредное влияние 475°-ной хрупкости и выпадение δ -фазы можно нагревом выше температуры их образования (соответственно 550°C и 1100°C) с последующим быстрым охлаждением; со старением – снижение содержания углерода и нагревом до температуры выше 900°C, при которой происходит распад вторичных карбидов и интерметаллидов.

Стали мартенситного класса в условиях сварочного термического цикла в участках З.Т.В., а также металле шва (если химсостав его подобен основному металлу) закаливаются на мартенсит. Высокая твердость и низкая деформационная способность металла с мартенситной структурой в результате деформаций, сопровождающих сварку, а также длительного воздействия остаточных и структурных напряжений может привести к образованию холодных трещин. С увеличением размеров зерен склонность к трещинам возрастает. Такое же влияние оказывает и жесткость конструкции.

Радикальная мера предотвращения трещин – применение предварительного и сопутствующего сварке подогрева до 200-450°C.

Предварительный подогрев не исключает мартенситное превращение в стали и сварное соединение характеризуется высокой твердостью и низкой вязкостью. Для улучшения структуры и свойств необходим высокий отпуск. Структура после отпуска – сорбит отпуска с небольшим количеством феррита. Термообработку необходимо делать сразу же после сварки, либо после 10 час. выдержки при температуре 110-120°C.

В тех случаях, когда термообработку (предварительную или сопутствующую) проводить сложно, для сварки применяются материалы, дающие металл шва с аустенитной, либо аустенитно-мартенситной структурой. Эти сварные соединения более работоспособны, чем швы, соответствующие по химсоставу основному металлу. Следует отметить, что при таких швах последующая термообработка по режиму, благоприятному для измененного сварочным термомодеформационным циклом основного металла, как правило, ухудшает свойства металла шва и вызывает резкие перепады остаточных напряжений вблизи границы сплавления. Поэтому термообработку для таких сварных соединений обычно не применяют.

Благоприятное влияние на свойства сварных соединений оказывает модифицирование металла швов (например титаном), предупреждающее рост зерен и применение более жестких режимов (с мень-

шей погонной энергией), т.к. крупнозернистый металл швов и З.Т.В. склонен к образованию трещин больше, чем мелкозернистый.

Повышение жесткости свариваемых изделий увеличивает вероятность образования трещин, причем в большей степени тем, чем меньшей деформационной способностью обладает закаленный металл.

Свойства сварных соединений с точки зрения равнопрочности с основным металлом зависят не только от режима термообработки после сварки, но и от режима термообработки изделия перед сваркой. Так, если отпуск после закалки перед сваркой проводили при температурах ниже тех, которые используют при термообработке после сварки, то обычно в сварных соединениях обнаруживается наиболее слабая зона в нескольких миллиметрах от границы сплавления (до 4-5 мм), в которой при сварке достигались температуры наиболее разупрочняющего отпуска. Мартенситно-ферритные стали склонны к межкристаллитной коррозии (м.к.к.). особо высокую склонность к м.к.к. они приобретают после быстрого охлаждения с высоких температур. Для восстановления стойкости к м.к.к. возможно применение высокого отпуска, причем его температура и длительность для различных сталей различна.

Высокохромистые стали мартенситного и мартенситно-ферритного класса могут свариваться всеми видами сварки плавлением – ручной дуговой сваркой покрытыми электродами, аргонодуговой сваркой, в CO_2 и под флюсом. Наибольшее распространение получила РДС покрытыми электродами.

При выборе вида сварки, сварочных материалов и режимов сварки высокохромистых сталей, особенно жаропрочных, необходимо учитывать, что даже небольшие отклонения в химическом составе металла швов (по ряду элементов в пределах десятых долей процента) могут приводить к значительному изменению их служебных свойств.

В связи с тем, что растворяющийся при сварке в расплавленном металле водород значительно усиливает склонность к образованию холодных трещин в хрупком металле швов и околошовной зоне, для ручной сварки высокохромистых сталей не следует применять электродные покрытия, содержащие в качестве газообразующих органические соединения. В этом случае используют электродные покрытия фтористокальциевого типа, при котором газовая защита сварочной ванны образуется за счет распада карбонатов покрытия (мрамора).

Образующиеся высококальциевые шлаки благоприятны для удаления из сварочной ванны серы и фосфора. Компенсация окислительного воздействия газовой фазы (CO_2 и продуктов ее распада) осуществляется за счет раскислителей в металлическом стержне или в покрытии.

Для уменьшения возможного поглощения водорода при сварке электроды перед сваркой следует прокалывать при повышенных температурах (450-500°C) длительностью 2 часа. Сварку выполняют постоянным током обратной полярности.

Сварка в среде защитных газов производится как в среде инертных газов (в основном ручная аргоно-дуговая сварка), так и в среде CO_2 . с позиции металлургии наиболее благоприятна сварка в аргоне, где можно получать металл шва любого состава без потерь легирующих элементов. Однако вследствие низкой производительности этот способ применяется для сварки тонких материалов и выполнением корневого валика многослойных швов. При сварке в среде CO_2 окислительное действие газа приходится компенсировать за счет усиленного легирования присадочных материалов. Разработаны некоторые марки порошковых проволок.

Таблица 1.1 - Электроды для сварки мартенситных и мартенситно-ферритных сталей

Электроды марка	Марка проволоки	Назначение (для каких сталей)
УОНИ 13/1Х13	Св10Х13	12Х13, 20Х13
КТИ-9	Св10Х11МФН	15Х11МФ
КТИ-10	Св10Х11ВМФН	15Х12ВНМФ, Х11ЛБ, Х11ЛА
УЛ-32	Св10Х11ВМФН	13Х11В2МФ
ЭЛ-898/2/	Св08Х19Н10Б	14Х17Н2
АНВ-2	Св08Х18Н2ГТ	14Х17Н2

Проволоки, применяемые для сварки в среде CO_2 :
 Св08Х14ГНТ (Св10Х13), ПП-08Х14ГТ – для сталей 12Х13 и 20Х13;
 Св15Х12НМВФВ, Св15Х12ПНМФБ – для стали 15Х11МФБ, Х11ЛА;
 Св08Х18Н2ГТ – для стали 14Х17Н2.

При сварке под флюсом применяются, как правило, либо слабо-окислительные флюсы типа АН-17 в комбинации со специальными

проволоками типа 15X12НМВФБ, либо безокислительные флюсы типа 48-ОФ-6. Кроме того, применяются флюсы АН-30, АН-18, АН-10, АН-17 – безкремнистый флюс системы $\text{CaF}_2 - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{MnO}$; 48-ОФ-6 – фторидный безокислительный флюс системы $\text{CaF}_2 - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{CaO}$; АН-30 – флюс системы $\text{CaF}_2 - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{MgO}$.

Используется постоянный ток обратной полярности (в случае применения безфтористых флюсов – прямая полярность). Следует иметь в виду, что сварке аустенитными проволоками, за счет пониженной ее теплопроводности и высокого электрического сопротивления при прочих равных условиях, она плавится быстрее, чем обычная низкоуглеродистая проволока. Поэтому для получения с хорошим формированием вылет электрода необходимо уменьшать в 1,5–2 раза в сравнении с низкоуглеродистой проволокой. Диаметр проволоки 2–3 мм (для уменьшения склонности к образованию кристаллизационных трещин).

К высокохромистым ферритным сталям относятся стали с очень низким содержанием углерода, а также с 25–30% Cr. Общей характеристикой для этих сталей служит их склонность к росту зерна при высокотемпературной термообработке, в том числе и в результате сварочного нагрева в З.Т.В. и в металле шва (в случае одинакового состава). При крупном зерне такие стали теряют пластичность и вязкость при комнатной температуре и более низкой.

В целях максимального ограничения роста зерна при сварке предпочтительным методом с сосредоточенными источниками теплоты и малой погонной энергией.

В тех случаях, когда по условиям эксплуатации для сварных соединений допустима невысокая пластичность, для исключения возможности появления при сварке трещин, особенно при большей жесткости свариваемого изделия, применяют предварительный и сопутствующий подогрев при температурах 120–180°C и последующую термообработку. В этом случае применяют присадочные материалы с получением такого же типа наплавленного металла, что и основной металл.

Для снижения хрупкости применяют также материалы, дающие состав металла шва, который при сварочных скоростях охлаждения позволяет получить не чисто ферритную структуру, а с некоторым

содержанием мартенситной составляющей, либо аустенитно-ферритные швы.

Для сварки применяют РДС, под флюсом, в CO_2 , порошковыми проволоками, в среде инертных газов. Состав присадочных материалов зависит от требуемого состава металла шва и окислительного потенциала защитной седы. Применяемые электроды имеют основное фтористо-кальциевое покрытие, сварка на постоянном токе обратной полярности.

1.4.2 Технология сварки высоколегированных аустенитных сталей и сплавов

К высоколегированным аустенитным сталям относятся стали, имеющие повышенное содержание хрома и никеля (обычно не ниже 16% и 7%). В никелевых сплавах никель служит основой, а железо – легирующей присадкой. Эти стали и сплавы обладают более высокими свойствами, чем высоколегированные хромистые стали – коррозионной стойкостью в различных агрессивных средах при нормальной и повышенной температуре, жаропрочностью, жаростойкостью, хладностойкостью. В зависимости от требований и соответственно химического состава аустенитные высоколегированные стали подразделяются на коррозионно-стойкие, жаропрочные, жаростойкие.

Коррозионно-стойкие стали характеризуются низким содержанием углерода ($<0,12\%$), оказывающего определяющее влияние на стойкость к межкристаллитной коррозии. Эти стали стойки при нормальных и повышенных (до 800°C) температурах в атмосферной, газовой средах, в чистых и водных растворах кислот и щелочей, жидкометаллических средах.

Жаропрочные сплавы – обладают повышенными механическими характеристиками (прочностью) при высоких температурах и способностью сохранять их длительное время. Для этого сталь помимо Ni и Cr легируется вольфрамом и молибденом (до 7% каждого), а также бором.

Жаростойкие сплавы – сплавы стойкие против химического разрушения поверхности в газовых средах при температурах до $1100-1150^\circ\text{C}$. Обычно их используют для слабонагруженных деталей. Высокая окалиностойкость достигается легированием их алюминием (до 2,5%) и вольфрамом (до 7%). Эти легирующие элементы и кремний способствуют созданию на поверхности деталей прочных и плотных

окислов, предохраняющих металл от непосредственного контакта с газовой средой.

После соответствующей термообработки высоколегированные стали и сплавы приобретают высокие прочностные и пластические свойства. В отличие от углеродистых при закалке эти стали приобретают повышенные пластические свойства.

Рассмотрим фазовые области системы Fe – Ni – Cr – C при содержании C = 0,05%. При очень медленном охлаждении и затвердевании из расплава вначале начинают выпадать кристаллы хромоникелевого феррита, имеющего решетку δ -железа, а по мере охлаждения – и кристаллы хромоникелевого аустенита, имеющего решетку γ -железа. После затвердевания всего расплава сталь имеет аустенитно-ферритную структуру. При дальнейшем охлаждении происходит превращение δ – γ , и сталь приобретает аустенитную структуру; углерод в аустенитно-ферритной и аустенитной стали при температурах выше 800°C находится в твердом растворе в виде фаз внедрения. Медленное охлаждение стали ниже 800°C приводит к выделению углерода из твердого раствора в виде химического соединения – карбидов хрома $Cr_{23}C_6$, располагающегося преимущественно по границам зерен; дальнейшее охлаждение ниже 500°C (в зависимости от содержания C) способствует выпадению по границам зерен вторичного феррита, т.е. сталь с содержанием C = 0,05%, Ni = 18% и Cr = 8% будет иметь при комнатной температуре аустенитную структуру с вторичными карбидами и ферритом.

При быстром охлаждении (закалке) распад твердого раствора не успевает произойти, и аустенит фиксируется в пересыщенном и неустойчивом состоянии. При быстром охлаждении может фиксироваться и первичный δ -феррит.

Свариваемость аустенитных сталей

1. Общей сложностью сварки является предупреждение образования горячих трещин, имеющих межкристаллитный характер, наблюдаемых в виде мельчайших надрывов и трещин. Образование горячих трещин наиболее характерно для крупнозернистой структуры металла шва, особенно выраженной в многослойных швах, когда кристаллы последующего слоя продолжают кристаллы предыдущего слоя.

2. Образование холодных трещин в металле шва и ОШЗ при сварке высокопрочных сталей.

3. Обеспечение коррозионной стойкости сварных соединений.
4. Получение и сохранение в процессе эксплуатации требуемых свойств сварных соединений.
5. Получение плотных швов.

Основные причины образования горячих трещин при сварке аустенитных сталей:

- а) сильно развитая транскристаллитная направленная первичная структура;
- б) увеличенная литейная усадка кристаллизующегося металла;
- в) значительные растягивающие напряжения, действующие на сварочную ванну в процессе ее затвердевания (вследствие высокого коэффициента линейного расширения);
- г) многокомпонентное легирование, усиливающее вероятность появления малых количеств легкоплавкой эвтектической составляющей на границах дендритов в момент завершения кристаллизации сварочной ванны.

Применяются следующие пути предотвращения горячих трещин в металле шва:

1. Получение швов, имеющих в структуре некоторое количество первичного δ -феррита. Одновременное выпадение из жидкой фазы кристаллов аустенита и первичного δ -феррита приводит к измельчению и дезориентации структуры, т.е. уменьшению сечения столбчатых кристаллов и утонению межкристаллитных прослоек, разделенных участками первичного δ -феррита, т.е. создание в шве двухфазной структуры – аустенитно-ферритной.

Получение аустенитно-ферритных швов достигается их дополнительным легированием ферритообразующими элементами – хромом, кремнием, алюминием, молибденом и др. Однако повышение содержания феррита приводит к охрупчиванию стали за счет выпадения δ -фазы. Достаточное количество первичного δ -феррита – 2-3%.

2. Ограничение содержания вредных примесей – фосфора и серы, свинца, сурьмы, олова, висмута и ликвирующих примесей (кремний, титан, алюминий) в чисто-аустенитных швах, способствующих образованию легкоплавких эвтектик, располагающихся на завершающейся стадии кристаллизации по границам столбчатых кристаллов. Это достигается применением сварочных материалов, минимально засоренных вредными и ликвирующими примесями, а также ограничивается проплавление основного металла.

В сталях с большим запасом аустенитности получение швов с аустенитно-ферритной структурой затруднено необходимостью легирования их повышенным количеством ферритизаторов, что снижает пластические свойства стали.

3. Создание в металле шва двухфазной аустенитно-карбидной или аустенитно-боридной структуры.

Чтобы металл шва приобрел двухфазное аустенитно-карбидное строение, его легируют углеродом (до 0,30%). Однако углерод снижает (причем резко) коррозионную стойкость металла. Поэтому к указанному средству повышения стойкости шва против образования кристаллизационных трещин при сварке нержавеющей сталей можно прибегать только при условии легирования их такими элементами, как ниобий, титан (карбидообразующие). На практике аустенитно-карбидные композиции нашли применение преимущественно при сварке жаропрочных и жаростойких сталей. При этом ограничивают содержание кремния, серы и фосфора.

Для создания аустенитно-боридных композиций достаточно легировать бором в количестве 0,2% (обычно 0,5–0,6%). Однако при содержании бора $> 0,8$ –1% в швах и околошовной зоне возможно образование холодных трещин, устранение которых достигается предварительным и сопутствующим подогревом сварного соединения до температуры 250–550°C. Бор в указанных концентрациях повышает прочность и жаропрочность аустенитных сталей и сварных швов при сохранении достаточно высокой и, что очень важно, стабильной во времени длительной пластичности.

4. Применение фтористо-кальциевых электродных покрытий и фторидных сварочных флюсов способствует измельчению структуры металла шва и повышению в результате этого его стойкости против образования кристаллизационных трещин.

5. Помимо перечисленных чисто металлургических средств находят применение некоторые технологические приемы повышения стойкости швов против образования кристаллизационных трещин. Эти приемы в основном рассчитаны на изменение формы шва и характера кристаллизации металла.

Особенность дуговой сварки высоколегированных сталей заключается в том, что в ряде случаев стойкость металла шва против образования кристаллизационных трещин падает с увеличением коэффициента формы шва. При электрошлаковой сварке пластинчатым электродом – наоборот.

При дуговой сварке тавровых соединений благоприятное влияние на предупреждение трещин оказывает увеличение зазора, т.к. узкий зазор играет роль острого надреза, инициирующего трещину.

Опыт показывает, что влияние предварительного и сопутствующего подогрева сварного соединения высоколегированных аустенитных сталей и сплавов не оказывает сколько-нибудь заметного влияния на стойкость против образования кристаллизационных трещин. Более того, в ряде случаев он вреден вследствие увеличения провара и повышения в шве кремния, серы, фосфора, ниобия.

б. большое влияние на образование кристаллизационных трещин в высоколегированных швах оказывает режим сварки. Швы, выполненные тонкой проволокой, диаметром 1,2–2 мм на умеренных режимах при минимально возможных значениях погонной энергии сварки обладают повышенной стойкостью против образования кристаллизационных трещин.

При сварке плавлением высоколегированных сталей и сплавов возможно образование в околошовной зоне горячих, строчечных и локальных трещин. Горячие трещины появляются в результате частичного расплавления в околошовной зоне по границам зерен или кристаллитов легкоплавких прослоек эвтектического происхождения и воздействия на околошовную зону напряжений, возникающих в результате сварочного нагрева.

Строчечные околошовные трещины обусловлены повышенной загрязненностью сталей и сплавов неметаллическими включениями и, преимущественно, строчечным их залеганием. Трещины этого типа могут быть холодными и горячими.

Ряд чисто аустенитных сталей (особенно легированных ниобием и титаном с повышенным содержанием углерода) подвержены так называемым локальным разрушениям – это трещины в О.Ш.З. возникающие в процессе длительной эксплуатации изделий при температуре старения сталей (550–700°C). Одной из причин их возникновения является снижение межзеренной пластичности аустенитной стали в результате воздействия сварочного нагрева.

Методы борьбы с горячими и строчечными трещинами – увеличение чистоты исходного материала (стали), применение электрошлакового переплава, проковка О.Ш.З., применение чистых относительно примесей (серы, фосфора, кремния) сварочных материалов, применение сталей с низким содержанием неметаллических включений.

Борьба с локальным разрушением – снижение содержания углерода, исключение из состава стали ниобия, повышения запаса пластичности.

Пути предотвращения образования холодных трещин

При сварке высокопрочных сталей в О.Ш.З. возможно образование холодных трещин. Поэтому до сварки рекомендуется их аустенизация для получения высоких пластических свойств металла, а после сварки – упрочняющая термообработка. Этим же целям служит предварительный и сопутствующий подогрев до температуры 350–450°C, подбор химического состава металла шва, снижения уровня остаточных напряжений, термообработка.

Обеспечение коррозионной стойкости сварных соединений

В процессе сварки отдельные участки О.Ш.З. подвергаются нагреву до температур, могущих вызвать распад твердого раствора и выпадение карбидов. Выпадение комплексных карбидов хрома и железа влечет за собой обеднение хромом (ниже 10-12%) пограничных слоев зерен или кристаллитов твердого раствора и соответствующую потерю коррозионной стойкости.

Межкристаллитная коррозия может поражать также участки шва подвергавшиеся повторному воздействию сварочного нагрева, а именно места пересечения швов, места возобновления сварки после смены электродов, первый шов при двусторонней сварке. Этот вид коррозии может наблюдаться и на границе швов – основной металл в виде так называемой ножевой коррозии, охватывающей по ширине всего несколько зерен. Ножевая коррозия наблюдается преимущественно в сталях, стабилизированных титаном или ниобием.

Предупреждение склонности стали и швов к межкристаллитной коррозии достигается:

- а) снижением содержания углерода до 0,03%;
- б) легирование более энергичными, чем хром карбидообразующими элементами;
- в) аустенизацией (закалкой) с температурой 1050–1100°C;
- г) стабилизирующим отжигом при температуре 850–900°C в течение 2–3 час;
- д) созданием аустенитно-ферритной структуры с содержанием феррита до 20–25%.

Эти же меры способствуют и предупреждению ножевой коррозии. Наблюдается еще один вид коррозионного разрушения – коррозионное растрескивание, возникающее под совместным действием

растягивающих напряжений и агрессивной среды. Разрушение развивается как межкристаллитное, так и транскристаллитное. Снижение уровня остаточных напряжений (сварочных) одна из основных мер борьбы с этим видом коррозионного разрушения. Помогает также увеличение содержания никеля ($> 40\%$), создание двухфазной аустенитно-ферритной или аустенитно-боридной структуры, предупреждение коробления и наклепа.

Обеспечение стойкости металла шва против образования пор

Азот хорошо растворяется в высоколегированных сталях, поэтому пор в сварных швах не вызывает.

Основной причиной пор является водород, поступающий в сварочную ванну из флюса, электродного покрытия или защитного газа. Эффективное средство предупреждения пор – удаление влаги из флюсов, электродных покрытий и газов. Флюсы и электроды необходимо прокалывать непосредственно перед сваркой, а газ осушать в процессе сварки. Сварку производят фторидными флюсами и электродами с фтористо-кальциевыми покрытиями на постоянном токе обратной полярности.

При сварке в аргоне некоторых аустенитных сталей возможно образование пор по границе оплавления. Добавка к аргону 2-5 % кислорода предупреждает образование пор.

Особенности технологии и техники сварки

Технология и техника сварки высоколегированных сталей и сплавов определяется требованиями, предъявленными к сварным соединениям.

РДС Особенности - преимущественное применение электродов с фтористокальциевым покрытием, сварка на постоянном токе обратной полярности, сварка короткой дугой без поперечных колебаний конца электрода, сварка сравнительно короткими электродами на небольших токах. Марка электрода выбирается в зависимости от конкретных условий эксплуатации сварных соединений. Примеры марок электродов приведены в таблице. Режим сварки назначают с таким расчетом, чтобы отношение величины тока к диаметру электрода не превышало 25-30А/мм. Обязательна проковка электродов при 230-400°C в течение 1-1,5 час.

Типы электродов и возможные структуры сварных швов приведены в таблице 1.2

Таблица 1.2 - Типы электродов и возможные структуры сварных швов

Марка стали	Марка электро- да	Тип электрода по ГОСТ 10052-75	Наплавленный металл, структура
<u>Коррозионно-стойкие</u>			
08X18H10, 0818H10T, 08X22H6Г стойкие к м.к.к.	ЦЛ-11	Э04X20H9 Э07X20H9 Э08X19H10Г2Б	Аустенитно- ферритная с 2,5-7 % фазы
к металлу шва предъявление же- стных требований против м.к.к.	ОЗЛ-7	Э02X19H9Б	Аустенитно- ферритная с 5-10% фазы
то же, работа при температурах 600°C, стойкие к м.к.к.	Л-38М	Э02X19H9Б	Аустенитно- ферритная с 3,0-5,0% фазы
<u>Жаропрочные</u>			
12X18H9 0818H12T до 800°C	ЦТ-26	ЭА-1М2 Э-08X16H8М2 Э-08X17H8М2	Аустенитно- ферритная с 2-4% феррита
10X23H18 выше 850°C	ОЗЛ-4	Э10X25H13Г2	Аустенитно- ферритная с не менее 2,5% феррита
<u>Жаростойкие</u>			
X20H14C2 OX20H14C2 20X25H20C2 900-1100°C	ОЗЛ	Э-12X24H14C2	Аустенитно- ферритная с 3-10% фазы
20X25H20C2 4X18H25C2 до 1050°C жаростойкость и жаропрочность	ОЗЛ-9-1	Э28X24H16Г2	Аустенитно-карбидная

Сварка под флюсом

Это один из основных способов сварки высоколегированных сталей и сплавов дает более стабильные свойства и химсостав по всей длине шва. Уменьшается число кратеров. Швы гладкие (без чешуек) с плавным переходом к основному металлу. Такие швы отличаются более высокой коррозионной стойкостью по сравнению со швами, выполненными вручную. Однако при сварке под флюсом некоторых

марок жаропрочных сталей требование обеспечения в металле шва регламентированного количества ферритной фазы не всегда может быть достигнуто (колебание хим. состава проволоки, разделка разная, режимы и т.д.).

Отличительные особенности сварки под флюсом (в сравнении со сваркой низколегированных сталей):

1) уменьшение вылета электрода в 1,5–2 раза в виду повышенного электросопротивления.

2) Для предупреждения перегрева металла и связанного с этим огрубления структуры сварка швами малого сечения малыми диаметрами проволоки (2–3 мм).

3) Снижается надежность работы правильных, подающих и токоподводящих устройств автоматов вследствие повышенной жесткости проволок.

При сварке используют безокислительные низко-кремнистые фторидные и высокоосновные флюсы. Остатки шлаков и флюсов необходимо тщательно удалять, так как они служат очагами коррозии.

Тип флюсов предопределяет преимущественное использование для сварки постоянного тока обратной полярности. Марки сварочных проволок приведены в таблице 1.3.

Электрошлаковая сварка

Применительно к высоко легированным сталям и сплавам особенно ценные технологические свойства электрошлакового процесса – это возможность сварки без разделки кромок, повышение стойкости металла шва против образования кристаллизационных трещин и сравнительно небольшое коробление при сварке стыковых швов. Недостаток – чрезмерный перегрев металла в ОШЗ. Поэтому после сварки сварные соединения подвергают термообработке (закалка, стабилизирующий отжиг), иначе возникает ножевая коррозия.

Таблица 1.3 - Марки сварочных проволок для электродуговой сварки под флюсом и ЭШС

Марка стали	Марка проволоки ГОСТ 2246-70
1	2
<u>Коррозионно-стойкие стали</u>	
1X18H9, 08X18H10, 12X18H10T, 12X18H9Г к металлу шва предъявляются требования стойкости к м.к.к.	Св01X19H9, Св04X19H9 Св06X19H9Г, Св04X19H9С2 Св07X18H9ТЮ Св05X19H9Ф3С2
12X18H10T, 0X18H10T, 08X18H12T, 08X18H12B работающие при температуре или в условиях, когда к металлу шва предъявляются требования стойкости к м.к.к.	Св07X19H10B Св05X20H9ФБС
10X17H13M3T, 08X18H12B и подобные; к металлу шва предъявляются жесткие требования по стойкости к м.к.к.	Св08X19H10M3B Св06X20H11M3TB
08X18H10, 12X18H10T, 12X18H9T – свариваемые в углекислом газе; к металлу шва предъявляются требования стойкости к м.к.к.	Св08X25HVBТЮ
<u>Жаропрочные стали</u>	
12X18H9 с аустенитно-ферритными швами 12X18H9B, 08X18H12T и др. с аустенитно-ферритными швами X15H35B4T	Св04X19H19 Св08X18H8Г2B Св06X19H10M3T
<u>Жаростойкие стали</u>	
20X23H13, 08X20H14C2 и подобные 20X23H18 и подобные, работающие при температуре 900–1100°С	Св07X25H12Г2T Св06X25H12ТЮ Св08X25H13BТЮ
XH35BЮ, 20X25H20C2 подобные, работающие при температурах до 1200°С	Св08XH50
Сварка аустенитно-ферритными швами Сварка с небольшим запасом аустенитности аустенитно-ферритными швами Сварка с большим запасом аустенитности чисто аустенитными швами	АНФ1АНФ16, 48ОФ10 К–8, АН–26, АНФ5, ФЦК 48–ОФ–6, АНФ1, АНФ6, АНФ7, АН–29, АН–29С2

Для электрошлаковой сварки используют в основном флюсы фторидные системы $\text{CaF}_2 - \text{CaO} - \text{Al}_2\text{O}_3$, $\text{CaF}_2 - \text{CaO}$, CaF_2 , $\text{CaF}_2 - \text{CaO} - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{MgO} - \text{SiO}_2$. Однако эти флюсы не всегда обеспечивают надежную защиту и поэтому добавляют защиту аргоном.

Повышение стойкости швов ЭШС к горячим трещинам объясняется характером кристаллизации металла сварочной ванны, малой скоростью перемещения источника нагрева, отсутствием в стыковых соединениях угловых деформаций. Длительное пребывание металла при температурах 1200–1250°C приводит к необратимым изменениям в его структуре, снижает прочностные и пластические свойства. Это повышает склонность сварных соединений теплоустойчивых сталей к локальным (околошовным) разрушениям в процессе термообработки или эксплуатации при повышенных температурах. Борьба с этим – закалка или стабилизирующий отжиг.

Сварка в защитных газах

В качестве защитных газов используются инертные (аргон и гелий) и активные (CO_2) газы, а также различные смеси инертных или активных газов, или инертных с активными.

Этот способ сварки по сравнению с рассмотренными выше имеет ряд существенных преимуществ. Его используют для соединения металлов широкого диапазона толщин – от десятых долей до десятков миллиметров. При сварке толстого металла в некоторых случаях этот способ может конкурировать с электрошлаковой сваркой.

Сварка в инертных газах производится плавящимся и неплавящимся электродом. Неплавящимся электродом экономически целесообразно сваривать металлы толщиной до 7 мм. Однако в некоторых случаях, например, при сварке неповоротных стыков труб, сварку вольфрамовым электродом применяют на сталях и больших толщин. Высокое качество формирования обратного валика вызывает необходимость применения этого способа и при сварке корневых швов в разделках при изготовлении ответственных конструкций, сварка обычно на постоянном токе прямой полярности. Для сплавов с большим содержанием алюминия – на переменном токе.

При толщине 1,5 мм применяется только аргоно-дуговая сварка. Применение импульсной дуги за счет дезориентации структуры и меньшего коробления кромок позволяет уменьшить склонность к образованию горячих трещин. Однако импульсный режим может способствовать образованию околошовных надрывов.

При сварке погруженной дугой процессы формирования шва и дефектов швов – аналогично ЭШС.

В последнее время начинает применяться плазменная сварка. Большое ее преимущество – малый расход защитного газа. Применяют и для сварки малых толщин и до толщин 12 мм.

Сварка плавящимся электродом производится в среде инертных газов и CO_2 . Для уменьшения разбрызгивания стараются применять струйный перенос металла. Для этого необходимы токи выше критического. Для снижения значения критического тока при сварке относительно тонкого металла добавляют в аргон 3–5% кислорода. Добавка в аргон 15–20% CO_2 уменьшает вероятность образования пор и снижает расход дефицитного газа.

При сварке в CO_2 при концентрациях углерода в металле менее 0,10% происходит науглероживание металла на 0,02–0,04%. Этого достаточно для резкого снижения стойкости металла шва к межкристаллитной коррозии. Одновременно наблюдается угар до 50% Ti и Al. Поэтому при сварке коррозионно-стойкой стали в CO_2 применяют сварочные проволоки, содержащие раскисляющие и карбидообразующие элементы.

Для уменьшения возможности налипания на основной металл брызг следует применять специальные эмульсии, наносимые на кромки перед сваркой. Применение импульсной сварки также способствует снижению разбрызгивания. Наличие на поверхности швов трудно удаляемой окисной пленки делает практически невозможной сварку в CO_2 многопроходных швов.

В защитных газах возможна сварка во всех пространственных положениях.

Перспективной является электронно-лучевая сварка, позволяющая получать высококачественные сварные соединения. Важное технологическое преимущество – возможность сварки за один проход металла большой толщины без разделки с минимальной протяженностью ОШЗ. Однако и при этом способе возможно образование горячих трещин и локальных разрушений в шве и ОШЗ. В вакууме возможно испарение легирующих элементов. Поры образуются меньше, но возможны за счет задержки паров растущими кристаллами. Важный недостаток – сложность и дороговизна оборудования.

Ориентировочные режимы сварки в защитных газах приведены в таблице 1.4 – 1.6.

Таблица 1.4 – Режимы сварки вольфрамовым электродом

Толщина металла, мм	Тип соединения	I, А	Расход аргона л/мин	Скорость сварки
Ручная сварка				
1	с отбортовкой	35–60	3,5–4	–
2		75–120	5–6	–
3		100–140	6–7	–
1	встык без разделки	40–70	3,5–4	–
2		80–130	5–6	–
3		120–160	6–7	–
Автоматическая				
1	встык с присадкой	80–140	4	30–60
2		140–240	6–7	20–30
4		200–250	7–8	15–30
1	встык без присадки	60–120	4	35–60
2,5		110–200	6–7	25–30
4		130–250	7–8	25–30

Таблица 1.5 – Режимы сварки плавящимся электродом плавящимся электродом

Толщина металла, мм	Подготовка кромок	Число слоев	d_3 , мм	I, А	$V_{св}$, м/ч	Расход аргона
Автоматическая						
2	без разделки	1	1	200–210	70	8–9
5	образная -50°C	1	1	260–275	44	8–9
10	то же	2	2	330–340	15–30	12–17
Полуавтоматическая						
4	без разделки	1	1,0–1,6	160–300	–	6–8
8	обр. разделки	2	1,6–2,0	240–360	–	11–15

Таблица 1.6 – Режимы сварки в среде CO₂

Толщина металла, мм	Шов	d _{пр} , мм	Вылет электрода, мм	I, А	U _(в)	V _{св} , м/ч	Расход CO ₂ л/мин
1	Односторонний	1	10	80	16	80	10–12
3	Односторонний	2	15	230–240	24–28	45–50	12–15
6	Двусторонний	2	15	250–260	28–30	30	12–15
8	Двусторонний	3	15	350–360	30–32	–	–
8	Двусторонний	2	15–20	380–400	30–32	30	12–15
		3	20–25	430–450	33–35	–	12–15
10	Двусторонний	2	15–20	420–440	30–32	30	12–15
		3	25–30	530–560	34–36	–	12–15

1.4.3 Сварка коррозионностойких сталей и сплавов

Краткие сведения об основах коррозии

Практически все металлы, соприкасаясь с окружающей средой (газовой или жидкой), подвергаются коррозионному разрушению, заключающемуся в уменьшении их веса (толщины).

Коррозия – самопроизвольное разрушение металла вследствие химической и электрохимической гетерогенной реакции, протекающей на его поверхности.

Коррозия бывает химическая и электрохимическая, равномерная и сосредоточенная.

Химическая реакция характеризуется образованием химического соединения при взаимодействии металла с агрессивной средой без появления электрического тока (взаимодействие металла с сухими газами, при отсутствии конденсации влаги на поверхности металла или при контактировании металла с жидкостями, не проводящими электрический ток).

Наиболее характерным примером химической коррозии может служить образование окалина (окисной пленки) при контакте металла с воздухом при высоких температурах.

Основным элементом, сообщающим окалиностойкость стали, является хром. Окалиностойкость высокохромистых сплавов повышают также кремний и алюминий. Кремний, хром, алюминий имеют значительно большее сродство с кислородом, чем железо. В связи с этим при достаточно длительном времени контактирования металла с воздухом и высокой температурой, обеспечивающих интенсивное протекание процессов диффузии этих элементов из толщи металлов в поверхностные слои наблюдается обогащение ими окалина. В результате на поверхности металла может образоваться защитный слой плотной окисной пленки, препятствующий дальнейшему его разрушению. Особенно сильно изменяется жаростойкость стали при совместном легировании хромом, кремнием и алюминием.

Хромоалюминиевые стали обладают исключительно высокой жаростойкостью при температурах до 1300°C.

Никель оказывает положительное влияние на жаростойкость металла при введении его в достаточно больших количествах.

Марганец несколько ухудшает сопротивление окислению высоколегированных сталей. Хромомарганцевые стали обладают повышенной стойкостью против коррозии в сернистом газе до температуры 900°C.

Ванадий и молибден ухудшают окалиностойкость.

Электрохимическая коррозия – это растворение металла в электролитах с появлением электрического тока. Как известно электролитами могут быть различные кислоты и их водные растворы, щелочи и их растворы, растворы соли в воде.

Интенсивность электрохимической коррозии металлов зависит от характера раствора в электролите, концентрации его и температуры.

Виды коррозии

Коррозия может быть равномерная и сосредоточенная. С целью обеспечения высокой работоспособности изделий в условиях воздействия агрессивных сред стремятся, чтобы металл не был склонен к сосредоточенной коррозии.

Различают несколько видов сосредоточенной коррозии: межкристаллитная – коррозия по пограничным слоям зерен; структурная – преимущественное растворение одной из фаз гетерогенного сплава;

точечная – коррозия преимущественно в локализованных участках (точках) поверхности металла с распространением ее вглубь последнего.

Межкристаллитная коррозия – наиболее опасный вид коррозионного разрушения. Развиваясь по границам зерен, она распространяется в толщу металла. Металл, пораженный межкристаллитной коррозией, разрушается от приложения даже незначительных нагрузок.

Межкристаллитной коррозии подвержены, как правило, металлы имеющие однофазную структуру. Природа этого вида коррозии в настоящее время изучена недостаточно и существующие теории не во всех случаях позволяют объяснить причины, вызывающие восприимчивость металлов различного состава к этому виду коррозии.

Стали, невосприимчивые к межкристаллитной коррозии в состоянии поставки, могут приобрести склонность к ней после неблагоприятного термического воздействия, в том числе воздействия термического цикла сварки. При этом для аустенитных сталей опасным является нагрев в интервале 400–800°C, а для ферритных – нагрев выше 900°C с последующим быстрым охлаждением.

Существуют различные теории, объясняющие причину межкристаллитного коррозионного разрушения металла. Одна из наиболее распространенных теорий – теория объединения. Как известно, углерод обладает ограниченной растворимостью в аустените (0,02–0,03%), а по данным некоторых исследователей и 0,007%. В том случае, если содержание углерода превышает предел растворимости, гомогенная аустенитная структура, образующаяся после высокотемпературной обработки (нагрев до 1050–1150°C и последующее быстрое охлаждение), находится в состоянии неустойчивого равновесия. При повторных нагревах в интервале температур 400–800°C она стремится к уменьшению свободной энергии, что приводит к выделению сложных карбидов хрома и железа ($\text{Fe}_3\text{O} \cdot \text{Cr}$)₃ или $(\text{Fe} \cdot \text{Cr})_{23}\text{C}_6$ по границам зерен. Вместе с карбидами, по-видимому, выделяются и нитриды (Ni). Скорость выделений карбонитридов возрастает с повышением температуры и увеличением времени выдержки. При этом увеличивается склонность к межкристаллитной коррозии. При том диффузия углерода из центральных участков зерен к границам протекает значительно быстрее, чем хрома, благодаря большей разности коэффициентов диффузии их атомов. Вновь поступивший в периферийные участки углерод образует карбиды, черпая запасы хрома в этих участках. Содержание хрома в них резко снижается, достигая менее 12%. В ре-

зультате этого сильно обедненные хромом периферийные участки зерен теряют способность к пассивации и подвергаются интенсивному коррозионному разрушению.

При достаточно длительном нагреве металла в области критических температур (870°C) стойкость его против межкристаллитной коррозии восстанавливается. Этот процесс обусловлен тем, что при длительной выдержке в области критических температур после выделения карбидов происходит выравнивание содержания хрома по телу зерна за счет его диффузии из центральных областей в периферийные. Содержание хрома в объединенных участках повышается, и они вновь приобретают способность к пассивации.

Имеется еще ряд теорий по природе межкристаллитной коррозии.

Пути предотвращения склонности к межкристаллитной коррозии

Термическая обработка.

Нагрев аустенитных сталей до температуры 950–1100°C с последующим быстрым охлаждением способствует предупреждению межкристаллитной коррозии. Недостаток способа – удорожание технологического процесса; для крупногабаритных изделий применение этого способа затруднительно.

Металлургические средства.

1. Снижение содержания углерода в стали.
2. Легирование элементами, обладающими большим сродством к углероду, чем хром.
3. Изменение химического состава металла с целью обеспечения гетерогенной аустенитно-ферритной структуры.

Наиболее эффективным способом устранения склонности сталей к межкристаллитной коррозии является введение элементов имеющих большее сродство к углероду, чем хром (Mo, V, Nb, Zr). Наиболее устойчивые карбиды образуют V, Ti, Nb. Связывая избыточный углерод стали в прочные карбиды эти элементы получают возможность выделения карбидов хрома. Роль ферритной фазы в предотвращении межкристаллитной коррозии заключается в изменении зерна, в результате чего общая протяженность границ зерен увеличивается, а количество выделяющегося в виде карбидов хрома из единиц площади поверхности зерен уменьшается. В двухфазном металле карбиды выделяются по границам ферритных зерен. Содержание хрома в феррите выше, чем в находящемся с ним в равновесии

аустените. В связи с этим обеднение границ ферритных зерен хромом не вызывает нарушения их пассивного состояния. Однако надо учитывать, что наличие двухфазной аустенитно-ферритной структуры снижает коррозионную стойкость стали (особенно при контакте с серной кислотой, мочевиной, карбамидом и др.).

Ножевая коррозия сварных соединений аустенитных сталей

Сварные соединения аустенитных сталей, стабилизированных титаном, реже ниобием, подвержены коррозионному разрушению в узком участке (до 1–1,5 мм), непосредственно прилегающем к сварному шву. Вследствие локального характера этот вид коррозии получил название ножевой коррозии. Ножевая коррозия по своему характеру является межкристаллитной. Причина ножевой коррозии объясняется тем, что при высоком нагреве (свыше 1250–1300°C) карбиды титана и ниобия диссоциируют. Титан (ниобий) и углерод сегрегируют преимущественно по границам зерен. Последующий нагрев до температуры 600–700°C приводит к выделению карбидов хрома. Это упрощенный механизм образования ножевой коррозии. Для предотвращения ножевой коррозии повышается содержание титана сверх предела, необходимого для предотвращения межкристаллитной коррозии. Второй способ предотвращения ножевой коррозии – применение низкоуглеродистых аустенитных сталей. Ножевая коррозия в сварных соединениях предотвращается, если содержание углерода в свариваемых в свариваемой стали не превышает 0,02–0,03%. Однако надо иметь в виду что в сварных соединениях низкоуглеродистых аустенитных сталей ножевая коррозия может быть понижена за счет процессов коррозии под напряжением. Пластичность металла за счет снижения углерода увеличивается и в результате возможен в определенных зонах наклеп под действием остаточных напряжений.

Структурная коррозия – это преимущественное растворение одной из фаз (феррита или аустенита) в коррозионных средах. Подвергаются структурной коррозии сварные соединения из двухфазных нержавеющей сталей. Преимущественному растворению может подвергаться как ферритная, так и аустенитная фаза в зависимости от количественного соотношения этих структурных составляющих в стали или сварном шве. Так, при производстве карбомида, мочевины (неокислительные среды) коррозионному разрушению в хромоникельмолибденовом аустенитно-ферритном металле шва (содержание феррита до 4–8%) подвержена ферритная фаза. В околошовной зоне у линии сплавления со швом ферритно-аустенитных сталей 08X21H5T

и 08X21H6M2 коррозионному разрушению (азотная кислота высокой концентрации, либо серная кислота) подвержена аустенитная фаза.

Преимущественному коррозионному разрушению подвергается та фаза двухфазного металла, которая в данных условиях является анодом и площадь поверхности которой, контактирующая с агрессивной средой, намного меньше площади поверхности второй фазы.

С точки зрения современной теории коррозии, структурную коррозию в сварных соединениях можно объяснить разностью электродных потенциалов феррита и аустенита и разделением в связи с этим поверхности металла на анодные и катодные участки.

С целью предотвращения структурной коррозии весьма эффективно использование легирования ниобием и азотом, а также титаном.

Точечная коррозия может развиваться как в сварном шве, так и в околошовном металле, но подвергавшемся сварочному нагреву. Точечная коррозия обусловлена возникновением гальванической пары между пассивированной поверхностью металла и отдельными его участками, которые по какой-то причине не были пассивированы. Сульфидные и другие неметаллические включения, участки, обедненные хромом в аустенитном металле, значительно повышают склонность к точечной коррозии.

Наиболее часто точечная коррозия высоколегированных сталей и их сварных соединений наблюдается в растворах хлоридов.

Стойкость металла против этого вида коррозии повышается при введении хрома, кремния, молибдена, ванадия, никеля, азота. Марганец, титан и ниобий наоборот снижают стойкость к точечной коррозии. Интенсивность точечной коррозии снижается с увеличением чистоты обработки поверхности.

1.4.4 Технология сварки коррозионностойких и жаропрочных сталей и сплавов

Так как составы высоколегированных коррозионностойких и жаропрочных сплавов близки по своему составу, то дефекты сварных соединений аналогичны рассмотренным выше. При сварке могут возникать различные виды трещин – горячие и холодные. Меры борьбы с ними те же, но с учетом обеспечения коррозионной стойкости сварных соединений.

При сварке высоколегированных сталей, как уже отмечалось, легирование швов осуществляется главным образом через присадочную проволоку, значительно реже – через керамические флюсы и покрытия электродов.

Весьма часто, исходя из условий эксплуатации сварных изделий и соответственно требуемых свойств металла шва, химический состав его даже для одной и той же марки стали принимают отличным от состава свариваемой стали.

Кроме того, при дуговой сварке в зависимости от защитной среды происходит изменение состава капель электродного металла по сравнению с исходным составом вследствие металлургических реакций в зоне сварки. Поэтому, за редким исключением, присадочные проволоки, применяемые для сварки нержавеющей стали, по химическому составу не идентичны основному металлу. Особенно это относится к материалам, применяемым для газозащитной сварки под плавящимися активными флюсами.

Состав металла шва выбирается, прежде всего, в зависимости от марки свариваемой стали, ее свариваемости, а так же от требуемых механических свойств и коррозионной стойкости сварных соединений. Химический состав металла шва определяет его структуру, от которой зависят механические характеристики, коррозионная стойкость, технологическая прочность.

Для определения структуры высоколегированных сварных швов по их химическому составу обычно пользуются диаграммой Шеффлера. При этом учитывается соответствующее аустенизирующее и ферритизирующее действие всех присутствующих элементов, которое для сварных швов несколько иное, чем для катанной стали или литья.

Эквивалентное действие легирующих элементов на структуру сварных швов по отношению к никелю и хрому ориентировочно выражают следующими коэффициентами:

$$Ni_{\text{экв}} = \% Ni + 30\% C + 30\% N + 0,5\% Mn$$

$$Cr = \% Cr + 2\% Mo + 1,5\% Si + 5\% Ti + 2\% Nb + 2\% Al + 1,5\% W + 1,25\% V$$

По заданному составу шва выбирают присадочную проволоку или электроды, учитывая при этом марку свариваемой стали, примерные доли электродного и основного металлов, из которых состоит шов, зависящие от режима сварки, а так же степень выгорания элементов при сварке.

Технологические особенности сварки

При сварке коррозионностойких сталей нельзя допускать перегрева и многократный нагрев сварного соединения. В тех случаях, когда сварное изделие нельзя подвергать закалке или стабилизации (с обязательным последующим быстрым охлаждением, например на воздухе) сварку необходимо выполнять при наименьшей погонной энергии (на больших скоростях).

Последовательность наложения швов должна, по возможности, назначаться так, чтобы шов, обращенный к агрессивной среде, выполнялся в последнюю очередь. Следует всегда отдавать предпочтение механизированным способам сварки, поскольку возможность непрерывного выполнения данного шва с одной установки сводит к минимуму опасность поражения коррозией тех участков, где повторное возбуждение дуги вызывает нежелательное тепловое воздействие на металл шва и околошовной зоны. Однопроходные односторонние швы по этой причине предпочтительны двусторонним. Поскольку коррозионная стойкость металла шва находится в прямой зависимости от его химического состава и содержания в нем ферритной фазы, поддержание постоянного фазового и химического состава шва – главное условие получения качественного сварного соединения коррозионностойкой стали. В этом плане механизированные способы сварки предпочтительнее.

Следует принимать меры против попадания брызг присадочного металла или металлической ванны на основной металл. Ожоги от брызг – потенциальные очаги межкристаллитной коррозии и коррозионного растрескивания или межкристаллитных трещин.

Коррозионная стойкость аустенитных сталей и сварных швов во многом определяется состоянием их поверхности. Полированные стали обладают более высокой стойкостью против жидкой коррозии. Шов с гладкой мелкочешуйчатой поверхностью превосходит по общей коррозионной стойкости шов, имеющий грубую неровную поверхность. И здесь будет преимущество механизированной сварки. Складки, углубления между чешуйками, непровары в корне шва соприкасающиеся с агрессивной средой – возможные очаги развития сосредоточенной коррозии. Поэтому в сварных конструкциях из коррозионностойких сталей совершенно недопустимы стыковые соеди-

нения в замок или на оставшейся подкладке, если корень шва соприкасается с агрессивной средой.

При сварке многопроходных швов не обязательно заполнять все сечение разделки металлом, обладающим требуемой стойкостью против межкристаллитной коррозии. Достаточно, если только поверхностные швы (валики), соприкасающиеся с агрессивной средой, будут стойкими против межкристаллитной (или общей) коррозии.

Не допускается повреждение поверхности стали и швов. Категорически запрещается возбуждать дугу не на шве. Особое внимание должно быть уделено качеству крепления сварочного кабеля к изделию. При плохом контакте между кабелем и изделием аустенитная сталь подгорает, подплавляется. В этих местах, нередко обогащенных железом или медью, неизбежно возникают очаги коррозии.

Аустенитные стали обладают большим омическим сопротивлением и низкой теплопроводностью. Поэтому необходимо выполнять их сварку при уменьшенном по сравнению с обычными сталями вылете электрода (при РДС применяют укороченные электроды). Низкая теплопроводность обуславливает большое коробление сварных конструкций, поэтому необходимо стремиться, по возможности, к односторонней сварке швами симметричного сечения при сквозном проплавлении кромок.

Предварительный и сопутствующий подогрев кромок, рекомендуемый в ряде случаев при сварке жаропрочных аустенитных сталей и сплавов, при сварке коррозионностойких сталей из-за снижения коррозионной стойкости соединения нежелателен. Подогрев может быть допущен только в случае последующей закалки или стабилизации изделия.

Остатки шлаковой корки на поверхности швов и околошовной зоны после сварки должны быть тщательно удалены. Очистка пневматическим зубилом и другими способами, при которых образуются вмятины на металле шва, нежелательны. Аустенитные швы отличаются большой наклепываемостью, что должно учитываться при холодной правке сварных конструкций. Для снятия наклепа, если это необходимо во избежание например, коррозионного растрескивания или ускоренной коррозии в неокислительных средах требуется нагрев до температуры не ниже 800°C ввиду повышенной прочности аустенитной стали, сохраняющейся при высоких температурах. Отпуск (при 600–650°C) практически ничего не дает.

Металлургические особенности сварки

Коррозионная стойкость аустенитного шва определяется его композицией, достаточным содержанием в нем легирующих элементов (хрома), стабилизаторов (титана, ниобия), ферритизаторов (алюминия, ванадия, кремния и др.). Поэтому главной особенностью металлургии сварки коррозионностойких аустенитных сталей является создание надежных условий для усвоения указанных элементов сварочной ванной.

Коррозионностойкие стали надлежит сваривать с использованием неокислительных флюсов и электродных покрытий. В случае газовой защиты (аргоном, гелием, углекислым газом и смесями) необходимо обеспечивать надежную изоляцию сварочной ванны от атмосферного воздуха.

Коррозионная стойкость сварного шва при прочих равных условиях определяется содержанием в нем углерода. Каждая сотая доля процента углерода имеет определенное значение. В случае шлаковой защиты недопустимо наличие углерода во флюсе или электродном покрытии. Желательно сведение к минимуму содержания в них карбонатов кальция, магния. Запрещается использование сварочной проволоки со следами графитовой смазки.

Свариваемые кромки должны быть тщательно очищены от следов масла и краски.

При использовании в качестве коррозионностойкого материала стабильно-аустенитных сталей типа 25–20 (ОХ23Н18, Х23Н28МЗДЗТ и др.) встречаются большие трудности с получением коррозионностойкого чисто аустенитного шва без трещин.

Главным средством борьбы с трещинами в этом случае является строгое ограничение в швах и основном металле элементов, вызывающих трещины (кремния, фосфора, серы) и легкоплавких примесей (свинца, олова, висмута, сурьмы и др.), а также газов (водорода и кислорода).

1.4.5 Сварка жаропрочных аустенитных сталей и сплавов

В соответствии с действующими стандартами к жаропрочным относятся стали и сплавы, работающие в нагруженном состоянии при высоких температурах в течение определенного времени и обладаю-

щие при этом достаточной окислительной стойкостью (жаростойкостью), т.е. противостоят разрушающему воздействию поверхности металла химическому воздействию газовых сред при температуре

Химический состав и область применения.

Наиболее распространенные жаропрочные стали это стали типа 18–8. Обычная сталь 1X18H10Г успешно используется в качестве жаростойкого материала при температуре 600°C, сохраняя хорошую жаростойкость до 800–850°C. Следует отметить, что в хромоникелевых жаропрочных материалах соотношение содержаний хрома и никеля обычно бывают более низкими, чем в коррозионностойких сталях.

Стали типа 18–8 отличаются невысокой жаропрочностью, так как помимо хрома и никеля, содержат лишь небольшие количества других легирующих элементов (например, молибдена) и карбидообразователей (титана и ниобия). Для повышения жаропрочности хромоникелевых сталей обычно комплексно легируют γ -твердый раствор молибденом, вольфрамом, ниобием, ванадием.

В современной технике еще находят довольно широкое применение жаропрочные аустенитные стали с карбидным упрочнением, содержащие 0,3–0,4% углерода. Здесь происходит упрочнение твердого раствора как карбидами хрома и комплексными карбидами типа $[Me',Me'']_3C_{26}$, так и карбидами титана, ниобия, тантала.

Наиболее жаропрочными из числа аустенитных сталей являются стали с интерметаллидным упрочнением, содержащие довольно большое количество титана и алюминия вместе или порознь (до 2–3% каждого). В этом случае упрочнение происходит за счет выделения интерметаллидов типа Ni_3Ti и Ni_3Al .

Максимальной жаропрочностью обладают жаропрочные сплавы на никелевой основе, так называемые нимоники, а также сплавы на кобальтовой основе.

Перспективно использование в качестве легирующего элемента бора для сталей типа 18–8. Стали, легированные бором (боридное упрочнение) характеризуются жаропрочностью и высокой длительной пластичностью.

В некоторых областях промышленности используют литейные (недеформируемые) жаропрочные сплавы, которые в ряде случаев значительно превосходят по жаропрочности деформируемые сплавы. Следует отметить, что литейные сплавы уступают деформируемым

по показателям пластичности, что, в частности, значительно затрудняет их сварку плавлением.

Перспективным является частичная замена никеля в хромоникелевых сплавах азотом и марганцем в сочетании с бором. В качестве аустенизатора марганец действует вдвое слабее никеля. Это надо учитывать.

Имеется еще особый класс жаропрочных хромоникелевых сплавов, так называемых дисперсно-твердеющих, приобретающих требуемые свойства в результате сложной термической обработки, сочетающейся с пластической деформацией при низких температурах. Стали эти используются главным образом в летательных аппаратах, поэтому они должны обладать наиболее высоким соотношением прочности и веса. Работают они при относительно высоких температурах (при 500°C), развивающихся на поверхности летательных аппаратов при сверхзвуковых скоростях полета.

Примеры марок жаропрочных сталей

Железо-никелевая основа

ХН-38ВТ (C = 0,06–0,12%, Mn = 0,7%, Cr = 20–23%, Ni = 35–39%, W = 2,8–3,5%, Ti = 0,7–1,2%, Al = 0,5%, T = 600–950°C)

ХН-35ВМТ (Cr = 14–16%, Ni = 32–36%, W = 2,3–3,0%, Ti = 1,1–1,5%, Mo = 2–3%, В = 0,02%, селен, T = 650–700°C)

Сплавы на никелевой основе

ХН60Ю (Cr = 15–18%, Ni = 55–58%, Al = 2,6–3,5% и др., T до 1100°C)

ХН70МВТЮБ (Cr = 16–19%, – никель – основа W = 2–3,5%, Ti = 1,2–2,8%, Al = 1,0–1,7%, Mo = 4–6%, Nb = 0,5–1,3%, Fe = 5%, В = 0,01% и селен, T = 800–850°C)

Литейные

ЛА-1 (Cr = 14–16%, Ni = 14–16%, W = 1,2%, Ti = 0,15–0,35%, Mo = до 2%, Co = 3,2%, T = до 650°C)

ВЛ7-45У (C = 0,2%, Cr = 19,5–20,5%, Ni = 45–47%, W = 7,5–8,5%, В = 0,03–0,05%, T = до 900°C)

Хромомаргацовистые аустенитные стали

ЭИ-338 (C = 0,38–0,47%, Mn = 6–8%, Si = 1,4%, Cr = 14,0–16,0%, Ni = 6–8%, Mo = 0,65–0,95%, V = 1,5–1,9%, T = до 800°C)

Хромоникелевые стали с карбидным упрочнением

ОХ18Н12Б (C = 0,8%, Mn = 1–2%, Cr = 17,0–19,0%, Ni = 11–13%, Nb ≥ 8%, T = 800°C)

Стали с интерметаллидным упрочнением

X12H22T3MP (Cr = 10–12%, Ni = 21–25%, Ti = 3,2%, Mo = 1–1,6%, T = 750°C)

Области применения

Стали – трубы и детали печной арматуры, коллекторы выхлопных систем, паропроводы, роторы газовых турбин и другие детали турбин.

Сплавы – рабочие манжеты и диски турбин, детали газопроводных систем, элементы энергетических установок, элементы сопел реактивных двигателей и др.

Структура и свойства

В противоположность обыкновенным углеродистым и легированным сталям, аустенитные стали и сплавы при быстром охлаждении от высоких температур приобретают наименьшую твердость, т.е. не закаляются. Поэтому применительно к указанным материалам термин "закалка" означает снижение твердости вследствие фиксации аустенитной структуры.

Тройная диаграмма состояния для сплавов Fe – Cr – Ni показывает, что в зависимости от содержания хрома и никеля сталь может иметь аустенитную или аустенитно-ферритную структуру. После выдержки в интервале температур 650–800°C в хромоникелевых сталях появляется хрупкая структурная составляющая, так называемая σ -фаза. В сталях легированных молибденом обнаруживают χ -фазу. На структуру сталей сильное влияние оказывают примеси. По литературным данным легирующие элементы по степени интенсивности их действия на стабилизацию аустенита в сталях 18–8 можно расположить в следующий возрастающий ряд: Si, Mn, Cr, Ni, C, N.

В связи с применением аустенитных сталей в атомной промышленности были проведены исследования влияния радиоактивного излучения на стабильность структуры этих сталей.

Установлено, что под действием радиоактивного излучения оба процесса распада аустенита (γ – α и $A \rightarrow M$) заметно ускоряются, особенно в сталях типа 18–8, содержащих ниобий. Повышается прочность стали, пластичность падает.

В хромоникелевых аустенитных жаропрочных сталях, дополнительно легированных алюминием и титаном, в результате изотермического нагрева при температурах 700–850°C, наряду с выпадением карбидов, происходит выпадение из твердого раствора интерметал-

лидных фаз, вызывающих значительное упрочнение стали. Упрочнение аустенитных сталей достигается также введением в их состав элементов, вызывающих дисперсное твердение стали (Cu, Al, Ti, В, Ве, N, Р, С и др.).

Жаропрочные свойства сталей или сплавов определяются их химическим составом и структурой и во многом зависят от содержания основных легирующих элементов – хрома и никеля.

Установлено, что повышение жаропрочности железохромистых сплавов (с 20% хрома) происходит лишь при повышении содержания никеля до 30%. При более высоком содержании никеля длительная прочность практически не изменяется. Введение кобальта в состав железоникелевых и никелевых сплавов повышает их жаропрочность.

Хром повышает жаростойкость аустенитных сталей и сплавов в окислительных условиях. Жаропрочность γ -твердого раствора он повышает менее энергично, чем молибден и ванадий.

Азот, образуя нитридные и карбонитридные фазы при старении жаропрочных сталей, сообщает им повышенную жаропрочность.

Бор повышает жаропрочность сталей и сплавов при введении в виде микродобавок.

Молибден, рений и иридий повышают жаропрочность.

Таблица 1.7 - Механические свойства жаропрочных сталей и сплавов

Сталь	T, °C	σ_T	σ_B	δ	a_H
1X18H9Г	20	24	57	69	28
	600	18	37	31	30
	700	13	36	20	32
1X25H26TP	20	35	65	45	25
	800	–	34	60	24
	1000	–	6	75	23
XH60Ю	20	36	75	65	25
	900	–	13	55	5
	1200	–	2,5	90	4

Технология сварки и свариваемость

Единой технологии сварки жаропрочных сталей нет. Даже для одного и того же сплава или группы сплавов технология будет раз-

личной в зависимости от длительности и температуры эксплуатации изделия, т.к. одни и те же жаропрочные сплавы могут использоваться для изготовления различных конструкций.

1.4.6 Трещины в сварных соединениях жаропрочных аустенитных сталей и сплавов

Хрупкие разрушения-трещины могут поразить сварные соединения сталей и сплавов еще в процессе сварки. Но они могут появиться и после сварки – во время термической обработки или в процессе эксплуатации сварных соединений. Трещины наблюдаются в металле шва и в околошовной зоне. Несмотря на сходство металлографической картины трещин различного происхождения, причины и усилия вызвавшие их появление в металле шва или околошовной зоне могут быть различными.

Различают три вида трещин, образующихся в аустенитном шве в процессе сварки: кристаллизационные, полигонизационные и холодные. Первые два вида трещин иначе называют горячими.

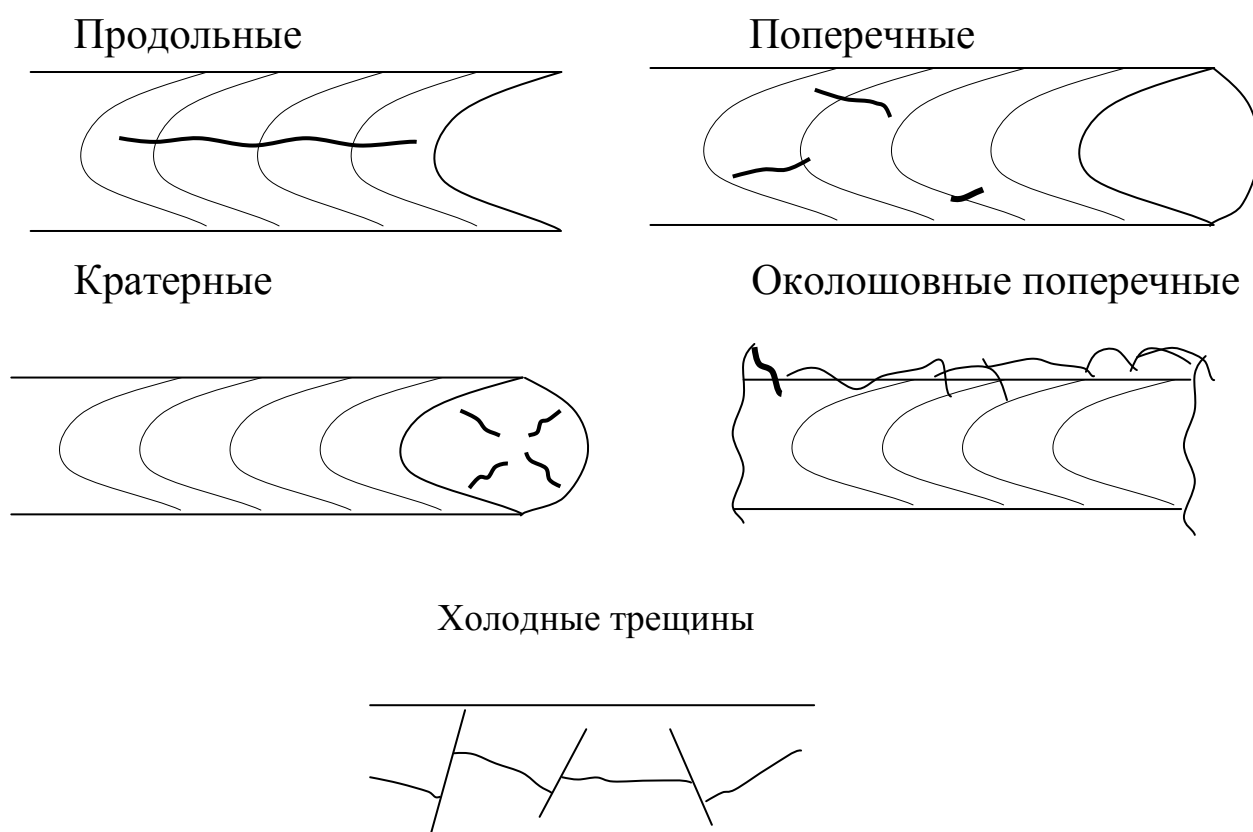
Кристаллизационные трещины связаны с процессом первичной кристаллизации сварочной ванны. Образуются они на этапе кристаллизации, когда металл сварного шва находится в твердо-жидком состоянии. Они носят четко выраженный межкристаллитный характер, располагаясь по границам столбчатых кристаллов аустенита, т.е. по границам первичной кристаллизации. Они могут образовываться и между кристаллизационными слоями при обогащении сварочной ванны легко ликвирующими примесями, например серой.

Полигонизационные трещины образуются, по-видимому, непосредственно после завершения процесса затвердевания сварочной ванны при подсолидусных температурах. Они располагаются по полигонизационным границам преимущественно на тех их участках, которые совпадают с участками твердого раствора, обогащенными примесями, снижающими его пластические свойства при высоких температурах, т.е. на тех участках, которые соответствуют бывшим границам первичной кристаллизации. Горячие трещины могут наблюдаться в сварных швах аустенитных сталей всех типов и марок. Они бывают поперечными и продольными, наружными, внутренними, кратерными, макро- и микроскопическими. Наличие макротрещин свидетельствует обычно и о присутствии микротрещин в шве.

Вместе с тем, горячие микротрещины могут и не сопровождаться макротрещинами.

Холодные трещины, строго говоря, можно разделить на два вида: "теплые" трещины, возникающие еще в процессе остывания шва вследствие недостаточной прочности или пластичности, например, в интервале 500–700°C и, собственно, холодные трещины, образующиеся при комнатной температуре спустя более или менее продолжительное время по окончании сварки.

Причиной появления "теплых" трещин могут явиться фазовые превращения, например, образование σ -фазы. Но они могут поражать и швы не претерпевающие структурных превращений, но обладающие малым запасом пластичности из-за чрезмерно высокой степени упрочнения твердого раствора.



Причиной появления собственно холодных трещин при комнатной температуре может быть наличие σ -фазы, образование мартенситной структурной составляющей или очень большое количество охрупчивающей составляющей, в том числе эвтектической.

Околошовные трещины, как и трещины в металле шва бывают горячие и холодные. Они могут быть продольными и поперечными, наружными и внутренними, макро- и микроскопическими.

Одним из наиболее распространенных видов хрупкого разрушения сварных соединений аустенитных сталей являются околошовные трещины, идущие эквидистантно линии сплавления на расстоянии всего одного – нескольких зерен. Они называются локальными разрушениями в околошовной зоне. Обнаруживаются они в процессе эксплуатации сварных конструкций из аустенитных сталей в температурном интервале распада γ -твердого раствора (500–700°C).

Средства предотвращения трещин при сварке

Различают металлургические и технологические средства борьбы с трещинами при сварке жаропрочных сталей.

Наиболее действенным металлургическим методом борьбы с кристаллизационными трещинами является такой подбор химического состава шва, при котором будет обеспечено его двухфазное строение (аустенитно-ферритное, аустенитно-карбидное, аустенитно-боридное).

Второе средство – повышение чистоты и качества свариваемого металла.

Третье средство – применение высокоосновных флюсов-шлаков, способных активно рафинировать металл сварочной ванны, а иногда и модифицировать.

Из технологических средств:

1) управление формой сварочной ванны и, следовательно, направлением роста кристаллитов аустенита;

2) регулирование термомодеформационных условий сварки (скорости кристаллизации и остывания сварного шва).

Технология сварки

В производстве конструкций из жаропрочных сталей и сплавов применяются все или почти все известные сегодня способы сварки плавлением. При этом механизированные способы распространены относительно больше, чем при изготовлении сварных изделий из обычных конструкционных сталей.

При изготовлении корпусной аппаратуры (сосудов, реакторов, колонн) широко применяется сварка под флюсом. Применяется также аргоно-дуговая сварка, сварка трением, ЭЛУ, ЭШС.

Наиболее общей особенностью всех видов сварки плавлением жаропрочных материалов является необходимость учета специфических физических свойств аустенитных сталей и сплавов – их пониженной теплопроводности, повышенного электросопротивления, высокого коэффициента термического расширения, большой литейной усадки, высокой прочности защитной поверхности (пленки) и т.д.

Особые физические свойства аустенитных сталей и сплавов предопределяет усиленное коробление их при сварке, склонность к перегреву в ОШЗ, опасность несплавления и другие дефекты.

Отличительной особенностью многих современных высокожаропрочных аустенитных сталей и сплавов является пониженная деформационная способность и относительно низкая пластичность в широком интервале температур. Такие свойства появляются у них после соответствующей термообработки – аустенизации (закалки) и последующего старения.

Поэтому сваривать жаропрочные стали и сплавы необходимо в несостаренном состоянии, так как снижается вероятность образования трещин за счет большей пластичности, получаемой после аустенизации.

Основными особенностями РДС жаропрочных аустенитных сталей и сплавов является применение преимущественно постоянного тока обратной полярности, электродов с фтористо-кальциевым покрытием (основным), сравнительно коротких электродов и небольших токов, сварка производится короткой дугой без поперечных колебаний конца электрода.

Марки электродов: ОЗЛ–4, ОЗЛ–6, ОЗЛ–8, ОЗЛ–12 и др.

Сварка под флюсом.

Техника сварки под флюсом аустенитных сталей и сплавов практически не отличается от техники сварки обычных конструкционных сталей. В качестве особенностей следует отметить преимущественное применение постоянного тока вследствие использования флюсов-шлаков высокоосновного типа.

Ввиду опасности и нежелательности перегрева основного металла стремятся производить сварку под флюсом швами малого сечения, а следовательно используют и проволоку 2–3 мм. Состав проволоки определяется составом свариваемого сплава. Из флюсов используют высококремнистые слабоокислительные типа АН–26, либо фторидные безкислородные и безоокислительные АНФ–5 (на основе CaF_2

– NaF), АНФ–8 и 48–ОФ–6 ($\text{CaF}_2 - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{CaO}$), АНФ–22 ($\text{CaF}_2 - \text{B}_2\text{O}_3$), АНФ–222 ($\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{CaO} - \text{MgO}$).

Электрошлаковая сварка.

ЭШС применяется для сварки аустенитных сталей и сплавов, не склонных к локальным разрушениям. Известно, что за счет малой концентрации нагрева свариваемый металл сильно перегревается и могут произойти необратимые превращения вследствие длительного пребывания при температурах, превышающих 1200–1250°C. После сварки необходима термообработка.

Сварочные материалы применяются те же, что и при сварке под флюсом (флюсы АНФ–7, АНФ–14 ($\text{CaF}_2 - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{CaO} - \text{SiO}_2$)).

Газоэлектрическая сварка.

Применяется аргоно-дуговая и гелиево-дуговая сварка. Аргоно-дуговая сварка аустенитных сталей производится плавящимся и неплавящимся электродом.

В первом случае применяется постоянный ток обратной полярности, а во втором – постоянный ток прямой полярности. При сварке вольфрамовым электродом аустенитных сталей и сплавов с повышенным содержанием алюминия используется переменный ток для разрушения поверхностной пленки. При сварке вольфрамовым электродом возможно попадание вольфрама в металл. В подавляющем большинстве случаев это безвредно, но есть случаи, когда недопустимо попадание вольфрама. В этом случае можно использовать торированные, либо лантанированные электроды, либо переходить на плазменно-дуговую технологию.

Применяется сварка погруженной дугой – для увеличения глубины проплавления. Сварка ведется на больших токах (для погружения дуги).

Можно использовать и сварку в CO_2 , но редко (в основном стали типа 1Х18Н10Т).

Электронно-лучевая сварка.

Высокая концентрация нагрева создает при этом способе сварки высокую концентрацию напряжений. Для жаропрочных сталей при этом возможен самонаклеп и их упрочнение, что определяет повышенную склонность к образованию трещин. Кроме того, часты непровары и несплавления, поэтому этот способ сварки в применении ограничен.

1.4.7 Сварка жаростойких сталей

Высокая жаростойкость аустенитных сталей, сплавов и сварных швов определяется их композицией и, прежде всего, положительным действием хрома, кремния и алюминия. Важную роль играет никель. Увеличение количества этих элементов в металле шва улучшает защитные свойства окисной пленки благодаря повышению содержания в ней шпинелей $\text{NiO} \cdot (\text{CrFe})_2\text{O}_3$; $\text{FeO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ и плотного окисла SiO_2 .

Из числа элементов, применяемых для легирования шва при сварке аустенитных сталей, ванадий и бор вызывают падение жаростойкости. Другие элементы – вольфрам, марганец, а также молибден при относительно небольших его количествах (до 2–3%) мало влияют на жаростойкость аустенитных швов.

Большинство жаростойких аустенитных сталей и сплавов имеют стабильно-аустенитную структуру в процессе нагрева (охлаждения), а также при сварке, фазовых превращений не претерпевают, кроме дисперсного твердения, связанного с образованием карбидов хрома, железа, титана, вольфрама, ниобия и интерметаллидов типа

. Исключение составляют аустенитно-ферритные стали типа X25H13.

Наибольшую пластичность жаростойкие аустенитные стали, сплавы и сварные швы приобретают после аустенизации при высоких температурах (1100–1200°C). При длительной эксплуатации в интервале температур 600–850°C пластичность их заметно снижается вследствие старения. Некоторые из них, например X23H18, X25H20C2 в интервале температур 600–800°C подвержены сигматизации, в результате чего возрастает их прочность и снижается пластичность.

Сигматизация – появление в металле шва при длительной выдержке в интервале температур 550–875°C хрупкой структурной составляющей – интерметаллида типа σ , известного под названием σ -фазы. Чаще всего σ -фаза образуется в аустенитно-ферритных и хромистых швах независимо от их структуры. Она может образовываться также и в аустенитных швах с повышенным содержанием хрома (порядка 25% и выше).

Периодический высокотемпературный нагрев (порядка 1000–1150°C) изделий, бывших в эксплуатации, позволяет частично восстановить пластичность металла. При такой термической обработке происходит растворение фаз (карбидов, интерметаллидов, σ -фазы). Установлено, что легирование швов типа X25H15Г7 азотом (0,25–

0,45%) и углеродом (0,18–0,25%) при одновременном незначительном ограничении в них хрома (до 19–22%) и кремния предотвращает их сигматизацию.

Скорость окисления металла зависит, в основном от трех факторов: состава среды, рабочей температуры изделия и защитных свойств окисной пленки, образующейся на металле.

При контакте с кислородосодержащей средой происходит в основном общая коррозия металла с образованием на поверхности слоя сложных окислов. При наличии в газовой атмосфере сернистых соединений (SO_2 , H_2S и др.) помимо общей газовой коррозии, возможно поражение аустенитных сталей, сплавов и сварных швов межкристаллитной газовой коррозией. Причиной этого рода коррозии является проникновение вглубь металла по границам зерен легкоплавкой сульфидной эвтектики $\text{Ni} - \text{Ni}_3\text{S}_2$.

Литые аустенитные стали, сплавы и сварные швы находятся в более тяжелых условиях, чем деформированные материалы с равноосной структурой, так как в первом случае сернистая эвтектика больше распространяется вглубь металла по границам кристаллитов, а во втором – преимущественно вширь по границам зерен. Аустенизация сварных швов, когда столбчатые кристаллы в шве уступают место равноосным зернам, заметно повышает их стойкость против межкристаллитной коррозии в этих условиях. Марганец (до 6–8%) повышает стойкость швов против межкристаллитной газовой коррозии, вызванной наличием сернистых соединений в рабочей атмосфере.

Чем больше никеля в стали или сварном шве, тем больше опасность поражения его межкристаллитной газовой коррозией в серосодержащих средах.

Жаростойкие аустенитные стали и сварные швы подвержены газовой коррозии в средах, содержащих соединения ванадия V_2O_5 и др., и науглероживанию в цементационных средах. Легирование сплава хромом в количестве 35–60% предупреждает ванадиевую коррозию. Для повышения стойкости сплавов против науглероживания их легируют кремнием в пределах 2–3%.

Может иметь место и азотирование жаростойких аустенитных сталей, сплавов и сварных швов. Борьба с этим – аустенизация.

Свариваемость.

Жаростойкие аустенитные стали и сплавы относятся к трудно свариваемым вследствие повышенной склонности швов и околошовной зоны к горячим трещинам. Исключение составляет только небольшая группа двухфазных аустенитно-ферритных сталей типа Х25Н13 и высокохромистые эвтектические сплавы типа Х50Н50.

При сварке изделий повышенной жесткости и особенно из литых сталей и сплавов типа 4Х18Н25С2, Х25Н20С2, Х50Н50, ХН70Ю и др. легированных большим количеством кремния, углерода, алюминия, хрома, возможно образование холодных трещин. Предупреждение холодных трещин в шве и околошовной зоне достигается путем подогрева свариваемых кромок или изделия до температуры 250–550°С, иногда и выше.

Значительно сложнее задача предотвращения горячих трещин в шве и околошовной зоне. Высокая прочность и жаростойкость большинства жаростойких аустенитных сталей и сплавов достигается легированием их кремнием, алюминием, углеродом, ниобием, титаном, которые в определенных концентрациях являются возбудителями горячих трещин в аустенитных швах. Поэтому для предупреждения горячих трещин в швах сварщики вынуждены прибегать к изменению композиции металла шва часто даже в ущерб его жаростойкости, а именно, легирование углеродом и марганцем при одновременном ограничении в них кремния до 0,5%, что снижает жаростойкость шва и стойкость против науглероживания.

С целью обеспечения требуемой жаростойкости сварного соединения необходимо добиваться воспроизведения композиции свариваемого металла в металле шва.

В случае применения присадочных материалов, отличающихся по химическому составу от свариваемой стали (сплава), во избежание образования горячих трещин в металле шва нужно стремиться к минимальному разбавлению металла шва основным металлом.

Чем крупнозернистее свариваемый металл, тем более склонен он к околошовным горячим трещинам.

Эффективными средствами борьбы с околошовными горячими трещинами являются:

1. Повышение чистоты свариваемых сталей и сплавов;
2. Применение вместо литых сталей и сплавов – деформированных;
3. Для измельчения структуры в околошовной зоне рекомендуется наклеп кромок на глубину 2–5 мм.

Сварные соединения из жаростойких аустенитных сталей и сплавов желателно подвергать аустенизации при 1100–1200°С или высокотемпературному отжигу при 900–950°С для снятия сварочных напряжений.

Дуговая сварка жаростойких аустенитных сталей и сплавов производится постоянным током обратной полярности. При сварке неплавящимся электродом – на прямой полярности. Электрошлаковая – на переменном токе.

Технология сварки.

РДС свариваются в основном жаростойкие стали. Сварку рекомендуют проводить без поперечных колебаний короткой дугой на постоянном токе обратной полярности. Диаметр электрода в основном – 3 мм. Обязательна заварка кратера.

Марки электродов: ОЗЛ–2 (Св10Х20Н15) А+Ф – металл (выше 850°С, сернистые среды) шва обладает повышенной стойкостью против горячих трещин; ОЗЛ–9 (Св13Х25Н18) А+К (до 1050°С); ОЗЛ–18 (Св25Х25Н16Г7) А+К (до 1100°С).

Сварка под флюсом.

Сварка жаростойких сталей двухфазными аустенитно-ферритными проволоками типа Х25Н13 рекомендуется выполнять под низкокремнистыми флюсами типа АН–26, АНФ–14. В случае сварки стабильными аустенитными проволоками (Св25Х25Н16Г7) следует применять нейтральные фторидные флюсы (АНФ–5, АНФ–23, 48–ОФ–6). Высокую стойкость против горячих трещин при сварке чисто аустенитными швами обеспечивают фторидный бористый флюс АНФ–22 ($\text{CaF}_2 - \text{VO}_3$) и фторидный карбидный флюс АНФ–8К (система $\text{CaF}_2 - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{CaC}_2$) когда происходит легирование шва бором (0,2–0,45%) и углеродом (0,1–0,2%).

Проволоки: Св07Х25Н13 А+Ф

4Х15Г14Ю А+К

08Х25Н20С2Р1 А+борид

Сварка в защитных газах.

Защитные газы – аргон, гелий, CO_2 , азот и смеси: аргон + (3–5%) O_2 , аргон + CO_2 и др.

Сварочные проволоки такие же, как и при сварке под флюсом.

Электрошлаковая сварка

Сварка ведется проволокой и пластинами. При сварке используют фторидные безокислительные флюсы (АНФ-1П, АНФ-7, АНФ-8). Применяют также и низкокремнистые флюсы типа АН-26.

2. СВАРКА ЦВЕТНЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ НА ИХ ОСНОВЕ

Производство цветных металлов, и в особенности алюминия, неуклонно возрастает, опережая рост выпуска стали. С каждым годом увеличивается число металлов и сплавов, используемых в качестве конструкционных материалов для производства сварных изделий. Наряду с конструкциями из алюминия, меди, никеля, титана в сварном исполнении в настоящее время изготавливают изделия из циркония, серебра, платины, бериллия и других металлов.

По своим физико-химическим свойствам многие цветные металлы резко отличаются от стали, что необходимо учитывать при выборе способа и технологии сварки:

1. Цветные металлы, как правило, имеют большое сродство к кислороду, а также хорошо растворяют другие газы при нагреве, что предъявляет более жесткие требования по защите расплавленного металла в процессе сварки.

2. Цветные металлы образуют систему окислов, более тугоплавких чем сам металл, что приводит к засорению металла шва этими окислами.

Или окислов, имеющих более низкую температуру плавления, чем металл, что приводит к образованию горячих трещин.

3. Большая теплопроводность некоторых цветных металлов и их удельная теплоемкость, способствующие быстрому охлаждению места сварки, требует более мощных источников нагрева.

4. Для некоторых сплавов цветных металлов большая разница между температурами плавления и кипения отдельных компонентов способствует испарению легкоплавких компонентов.

5. Резкое снижение механических свойств металла при сварочном нагреве, вызывающее разрушение металла от незначительных нагрузок.

2.1. Алюминий и его сплавы

По объему производства алюминий занимает второе место после железа. Он имеет гранцентрированную кубическую решетку. Плотность алюминия $2,7 \text{ г/см}^3$, температура плавления 660°C . Электропроводность алюминия составляет 65% от электропроводности меди. Алюминий обладает высокой коррозионной стойкостью благодаря образованию на его поверхности тонкой прочной пленки окисла Al_2O_3 . Чем чище алюминий, тем выше его сопротивление коррозии и электропроводность. Предел прочности и твердость чистого алюминия очень низки ($\text{НВ} \approx 200 \text{ МПа}$), поэтому он используется только как электропроводящий материал или там, где требуется только высокая коррозионная стойкость.

Алюминий легко прокатывается, прессуется, штампуется. Из алюминия изготавливают листы, прутки, профили, проволоку и др. полуфабрикаты. Алюминий в чужаках применяется для изготовления сплавов (с медью, магнием, кремнием и некоторыми другими элементами). В ограниченном количестве алюминий применяется для проводов, посуды, фольги, лакировки, красочной пудры, в химической промышленности.

Алюминий и его сплавы делят на две основные группы: деформируемые и литейные (недеформируемые). Деформируемые сплавы, в свою очередь делят на термически не упрочняемые, к которой относятся технический алюминий и его сплавы с марганцем и магнием (сплавы АМц и АМг) и термически упрочняемые к которым относятся сплавы алюминия с медью, цинком, кремнием и другими элементами (Al-Mg-Cu , Al-Zn-Mg , Al-Si-Mg).

К литейным (марки АЛ) относятся сплавы со значительным содержанием кремния или меди.

Типовая диаграмма состояния алюминий – легирующий элемент приведена на рис.2.1.

Все сплавы левее точки D, соответствующей предельной растворимости легирующего элемента, можно привести в однофазное α -состояние с помощью нагрева. Эти сплавы имеют высокую пластичность и хорошо обрабатываются давлением и относятся к группе деформируемых сплавов алюминия. В свою очередь эти сплавы разделяются на две группы:

1) Не упрочняемые термической обработкой (сплавы левее точки F при любых условиях состоят из однофазного α -раствора). К ним относятся сплавы марки АМц, легированные марганцем, и АМг1-АМг6,

легированные магнием. Цифры означают содержание магния в процентах .

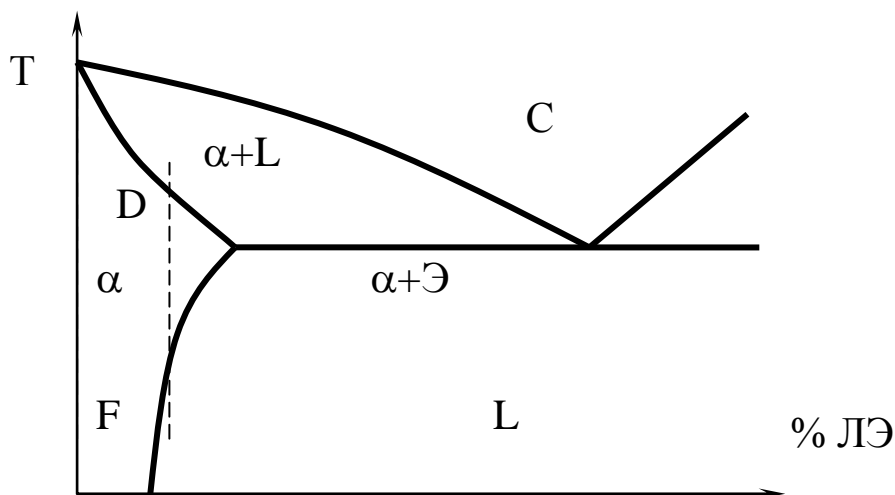


Рисунок 2.1 - Диаграмма состояния алюминий –легирующий элемент

2) Термически упрочняемые сплавы, располагаются между точками F и D . К ним, в частности, относятся дуралюмины, легированные медью (2÷4,8%), магнием (0,4÷2,4%) и марганцем (0,4÷0,8%). Эти сплавы обозначают буквой Д и условными номерами, например Д1, Д16, Д20 и т.д. Если эти сплавы закалить от однофазного α -состояния, то при комнатной температуре образуется пересыщенный раствор, который через некоторое время распадется с выделением упрочняющей θ -фазы состава CuAl_2 .

Литейные сплавы в основном легируются кремнием около эвтектической точки С и называются силуминами. Они маркируются буквами АЛ и условными номерами, например АЛ2, АЛ13 и т.д. Силумины широко применяются для изготовления литых деталей приборов, корпусов двигателей и т.п.

Основные трудности при сварке алюминия и его сплавов:

1) Наличие и возможность образования пленки тугоплавкого окисла Al_2O_3 ($T_{\text{пл}}=2050^\circ\text{C}$) с плотностью большей, чем у алюминия. Ее удаление(разрушение) осуществляется с помощью флюсов, либо катодным распылением (при сварке на обратной полярности);

2) Резкое падение прочности при высоких температурах может привести к разрушению (проваливанию) твердого металла не расплавившейся части кромок под действием собственного веса.

3) Высокая жидкотекучесть алюминия требует особой тщательности подготовки кромок, либо применения подформовывающих устройств для предотвращения вытекания металла через корень шва.

4) Из-за большой величины коэффициента линейного расширения и низкого модуля упругости алюминиевые сплавы имеют повышенную склонность к короблению.

5) Большая склонность к порообразованию за счет водорода. Выделению водорода препятствует в процессе кристаллизации окисная пленка, покрывающая сварочную ванну, а также низкий коэффициент диффузии водорода в алюминии. Поры образуются преимущественно внутри металла шва, а также у линии сплавления. Наибольшей склонностью к порообразованию имеют сплавы АМг. Для предупреждения пор при сварке толстого металла применяют предварительный и сопутствующий подогрев.

6) Вследствие высокой теплопроводности алюминия необходимо применение мощных источников теплоты, а также предварительный и сопутствующий подогрев до температуры 150°C.

7) Металл шва склонен к образованию трещин в связи с грубой столбчатой структурой металла шва, выделением по границам зерен легкоплавких эвтектик и развитием значительных усадочных напряжений в результате высокой литейной усадки алюминия. Легкоплавкая эвтектика на основе кремния ($T_{пл}=577^{\circ}\text{C}$) приводит к появлению трещин, если содержание кремния невелико (до 0,5%); при содержании кремния свыше 4-5% образующаяся эвтектика "залечивает" трещины.

Технология сварки алюминия и его сплавов

1. Свариваемость алюминия и его сплавов

Алюминий характеризуется малой плотностью ($2,7 \text{ г/см}^3$), повышенной хладостойкостью, коррозионной стойкостью в окислительных средах и на воздухе. Чистый алюминий обладает малой прочностью ($\sigma_{вр} \leq \text{кгс/мм}^2$) поэтому из него изготавливают изделия, для которых требуется только высокая коррозионная стойкость.

Алюминий и его сплавы обладают низкой температурой плавления (660°C), высокой тепло и электропроводностью, повышенным в сравнении со сталью коэффициентом линейного расширения и более низким значением модуля упругости.

Алюминий и его сплавы делят на две основные группы: деформируемые, применяемые в прессованном, катанном и ковном со-

стояниях, и литейные (недеформируемые), используемые в виде литья.

Деформируемые сплавы, в свою очередь делят на термически не упрочняемые, к которой относятся технический алюминий и его сплавы с марганцем и магнием (сплавы АМц и АМг) и термически упрочняемые к которым относятся сплавы алюминия с медью, цинком, кремнием и другими элементами (Al-Mg-Cu, Al-Zn-Mg, Al-Si-Mg).

К литейным (марки АЛ) относятся сплавы со значительным содержанием кремния или меди.

Все нетермоупрочняемые сплавы поставляют в отожженном состоянии и поэтому воздействие термического цикла сварки не вызывает разупрочнения металла в ЗТВ.

При сварке термоупрочненных сплавов вследствие выпадения интерметаллидов под действием термического цикла сварки металл в ЗТВ разупрочняется (на 30-40%). Поэтому для восстановления исходных свойств металла в разупрочненном металле ЗТВ требуется двойная термообработка - закалка и искусственное старение.

Трудности сварки алюминия и его сплавов

1. Наличие и возможность образования тугоплавкого окисла Al_2O_3 ($T_{пл}=2050^{\circ}C$) с плотностью большей, чем у алюминия затрудняет сплавление кромок соединения и способствует загрязнению металла шва частичками этой пленки.

2. Резкое падение прочности при высоких температурах может привести к разрушению (проваливанию) твердого металла не расплавившейся части кромок под действием веса расплавленного металла.

3. Высокая жидкотекучесть алюминия требует особой тщательности подготовки кромок, либо применения подформовывающих устройств для предотвращения вытекания через корень шва металла.

4. Из-за большой величины коэффициента линейного расширения и низкого модуля упругости алюминиевые сплавы имеют повышенную склонность к короблению. Поэтому необходимо прибегать к жесткому закреплению листов с помощью грузов, а также пневматических и

гидравлических прижимов на специальных стендах для сварки полотнищ и секций из этих сплавов.

5. Большая склонность к порообразованию за счет водорода. Выделению водорода препятствует в процессе кристаллизации окисная пленка, покрывающая сварочную ванну, а также низкий коэффициент диффузии водорода в алюминии.

Поры образуются преимущественно внутри металла шва, а также у линии сплавления. Наибольшей склонностью к порообразованию имеют сплавы АМг.

Для предупреждения пор при сварке толстого металла применяют предварительный и сопутствующий подогрев.

6. Вследствие высокой теплопроводности алюминия необходимо применение мощных источников теплоты, а также предварительный и сопутствующий подогрев до температуры 150°C.

7. Металл шва склонен к образованию трещин в связи с грубой столбчатой структурой металла шва и выделением по границам зерен легкоплавких эвтектик, развитием значительных усадочных напряжений в результате высокой литейной усадки алюминия. Легкоплавкая эвтектика на основе кремния ($T_{пл}=577^{\circ}\text{C}$) приводит к появлению трещин, если содержание кремния невелико (до 0,5%); при содержании кремния свыше 4-5% образующаяся эвтектика "залечивает" трещины. При обычном содержании кремния (до 0,5%) для предупреждения трещин в металле шва вводят железо для связывания кремния в тугоплавкое тройное соединение.

8. При сварке сплавов типа Al-Zn-Mg возможно образование холодных трещин за счет сварочных напряжений и выпадением интерметаллидов.

Для предотвращения вредного влияния окисной пленки Al_2O_3 на свариваемость алюминиевых сплавов, ее необходимо удалять. Удаляют ее с помощью флюсов, которые обеспечивают ее растворение или разрушение с переводом в летучее соединение. Остатки флюса для предупреждения коррозионного разрушения металла необходимо удалять. Большое распространение получил способ удаления окисной пленки путем катодного распыления при аргонодуговой сварке неплавящимся электродом.

2. Способы сварки алюминия и его сплавов

- а) Сварка ручная угольными или графитовыми электродами.
- б) Сварка ручная покрытыми электродами.
- в) Автоматическая сварка по флюсу.
- г) Электрошлаковая сварка.
- д) Сварка в инертных газах.
- е) Плазменно-дуговая сварка.
- ж) Электронно-лучевая сварка.

Наибольшее применение имеет сварка в среде инертных газов неплавящимся и плавящимся электродом. Рассмотрим каждый способ в отдельности. Сварка ручная угольными или графитовыми электродами сохранилась только для неответственных конструкций. Сварку производят постоянным током обратной полярности. Удаление окисной пленки достигается применением флюса типа АФ-4А (50% KCl, 14% LiCl, 8% NaF, 28% NaCl). Сварку металла толщиной до 2 мм ведут без присадочной проволоки и без разделки кромок. Стыковые соединения металла толщиной более 2 мм сваривают с обязательным зазором величиной 0,5-0,7 толщины свариваемых листов или с разделкой кромок.

Недостатки сварки угольным и графитовым электродом: тяжелые условия труда сварщика, вследствие мощного излучения ярко горящей дуги, близко расположенной к рабочему, значительная деформация изделия и др.

Сварка ручная покрытыми электродами

РДС покрытыми электродами применяется для сварки изделий из технически чистого алюминия, алюминиево-марганцевого сплава и алюминиево-магниевого сплава. Сварка металла толщиной до 10 мм обычно без подогрева, более 10мм с предварительным подогревом. Температуру подогрева выбирают в зависимости от толщины металла в интервале 100-400°C. Сварку производят постоянным током обратной полярности, без колебания юнца электрода. Electroды применяют диаметром 5-8мм. Сила тока $\sim 60d_э$. Металл толщиной до 20 мм сваривают без разделки кромок с малым зазором (0,5-1мм). Сварка обычно двусторонняя.

При сварке чистого алюминия и сплавов АМц обычно используют стержни из металла, близкого по составу основному металлу.

Для сварки сплавов АМг необходимо в проволоке иметь большое содержание магния вследствие его частичного улетучивания.

Основу электродных покрытий для сварки алюминия и сплавов АМц составляют галоидные соли щелочных и щелочноземельных металлов и криолит (Na_3AlF_6). Наибольшее распространение получили два типа покрытия. Покрытие первого типа состоит из 65% флюса АФ-4А(50% KCl , 14% LiCl , 8% NaF , 28% NaCl) и 35% криолита. Второй тип АН-А1 состоит из 50% KCl , 30% NaCl и 20% Na_3AlF_6 . Покрытие замешивают на воде или растворе поваренной соли.

Электроды для сварки алюминиево-магниевых сплавов широкого распространения не получили.

Автоматическая сварка по флюсу

Сварку по флюсу алюминия и алюминиевых сплавов ведут с применением фторидно-хлоридных флюсов марок АН-А1 и АН-А4. Флюс марок АН-А1 используют для сварки технического алюминия, флюс марки АН-А4(50% KCl , 20% LiCl , 30% Na_3AlF_6) не содержащий NaCl - алюминиево-магниевых сплавов. Проволоки обычно по составу близки к основному металлу.

Сварка ведется по слою флюса (или так называемой полуоткрытой дугой). Выделяющиеся пары и газы изолируют дуговой промежуток от проникновения воздуха. Необходимость такой технологии обусловлена тем, что флюсы для сварки алюминия обладают высокой электропроводностью. В расплавленном состоянии они легко шунтируют дугу, что нарушает устойчивость горения. При тонком слое флюса это явление исключается. При сварке алюминия под флюсом путем применения очень короткой дуги или менее электропроводных шлаков не удастся обеспечить высокого качества формирования и физико-химических свойств металла шва. Автоматическую сварку по флюсу применяют для толщин 10-35 мм. Сварку ведут одной или двумя проволоками, чаще сдвоенным электродом. Односторонние швы сваривают на временной стальной подкладке с целью предотвращения вытекания металла. Сварку ведут на постоянном токе обратной полярности без предварительного подогрева.

Из-за малой жесткости проволоки и возможного отклонения конца электрода от оси шва возможен непровар корня шва. Поэтому лучше варить сдвоенным электродом, увеличивающим размер сварочной ванны и как следствие - лучшая дегазация металла. Автоматы

типа ТС-17МА, приспособления для сварки алюминия имеют дозаторы флюса и водоохлаждаемые мундштуки.

Примеры режимов сварки алюминия по слою флюса(сварка однопроводная, одиночным электродом)

Толщина, мм	$d_э$, мм	j , А/мм ²	$U_{дуги}$, В	$V_{св}$, м/час
4	1,0	130-150	27-30	24-26
8	1,5	100-120	29-32	20-22
12	2,0	100-110	35-37	18-19
16	2,5	75-90	38-40	16-17
20	3,0	70-75	39-41	14-15
25	3,5-4,0	30-40	40-42	12-23

Электрошлаковая сварка

ЭШС применяется для сварки толщиной 50-250 мм. Скорость сварки независимо от толщины 6-8 м/час. Для ЭШС применяют флюсы АН-301, АН-302 и АН-304 обеспечивающие качественную сварку без тщательной подготовки кромок под сварку. Сварка переменным током с применением пластинчатых или комбинированных электродов. Пластинчатым электродом сваривают шинопроводы и другие изделия толщиной 50-150мм при длине швов до 600 мм. Сварку плавящимся мундштуком применяют для соединения металла толщиной до 250 мм большой протяженности. В качестве источников питания используют трансформаторы ТШС-3000-1 и ТШС-10000-1.

Сварка в инертных газах

Наиболее важное значение имеет в настоящее время сварка в среде инертных газов (ручная и механизированная).

В среде инертных газов сварку выполняют плавящимся и неплавящимся электродом. Вольфрамовые электроды лантанированные и итрированные. Газы - аргон и гелий, и их смеси. Присадочный материал - близкий по составу к свариваемому материалу. Толщина вольфрамовых электродов 2-6 мм. Диаметр присадочных прутков 2-5мм.

Ручная дуговая сварка вольфрамовым электродом ведется на переменном токе на установках УДГ-300 и УДГ-500. Металл толщи-

ной до 6мм сваривают без скоса кромок, при больших толщинах - скос кромок (V-образная или X-образная разделка).

Существенное повышение производительности труда получается при использовании трехфазной дуги (в 3-5 раз). В специальной горелке с увеличенными размерами сопла расположены два вольфрамовых электрода. Электроды и изделие подключаются к трехфазному трансформатору (либо используют 2 однофазных).

Сварка плавящимся электродом на постоянном токе обратной полярности проволокой диаметром 1,5-2,5 мм. При сварке толстого металла применяется V и X образная разделка.

При сварке плавящимся электродом в связи с капельным переносом металла через дуговой промежуток трудно обеспечить надежную защиту сварочного пространства от попадания воздуха.

Таблица 2.1 - Рекомендуемые режимы сварки вольфрамовым электродом

Металл	Диаметр, мм		Сила тока, А	
	вольфрамового электрода	присадочного прутка	в аргоне	в гелии
1-2	2	1-2	50-70	30-40
4-6	3	2-3	100-130	60-90
4-6	4	3	160-180	110-130
6-10	5	3-4	220-300	160-240
11-15	6	4	280-360	220-300

Большое применение имеет полуавтоматическая сварка, особенно с использованием импульсов. Наложение импульсов тока заданных параметров на основной сварочный ток сокращает промежуток времени пребывания капли на торце электрода и позволяет осуществить устойчивый процесс при относительно малом среднем значении тока.

Плазменно-дуговая сварка неплавящимся электродом

Технологические характеристики процесса повышаются при использовании пламенной сварки вместо обычной дуговой. Особенно широко в настоящее время применяется так называемая микроплазменная сварка для соединения тонколистового алюминия толщиной 1мм и менее. При аргонодуговой сварке тонколистового алюминия

неплавящимся электродом из-за прожогов и провисания металла шва не удастся получить качественное соединение. Снижение силы сварочного тока до 10 А и менее приводит к нарушению стабильности дуги. Наблюдаемое при этом блуждание дуги вызывает необходимость сваривать при коротком дуговом промежутке, что приводит к замыканию вольфрамового электрода на присадочный материал и попадание вольфрама в шов. Если затруднить диффузию плазмы и развитие процесса ионизации в радиальном направлении, то плотность тока и пространственная устойчивость дуги могут быть существенно повышены. С этой целью применяют интенсивное охлаждение периферийных слоев плазмы и специальные сопла, ограничивающие диаметр столба дуги.

Для микроплазменной сварки алюминия применяют вольфрамовые электроды ВЛ-10 диаметром 0,8-1,2 мм. В качестве плазмообразующего газа используют аргон чистотой не менее 99,6% в качестве защитного газа - гелий. Защитный газ выполняет одновременно две функции: охлаждает периферийные слои плазмы и защищает жидкий металл сварочной ванны от воздействия воздуха.

Электронно-лучевая сварка.

Применительно к алюминиевым сплавам повышенной прочности этот вид сварки обладает рядом ценных преимуществ по сравнению с другими видами сварки плавлением: за счет высокой плотности энергии, малого тепловложения и относительно высокой скорости сварки достигается минимальное разупрочнение металла в околошовной зоне. Кроме того, в вакууме сохраняется высокая чистота металла шва. Обеспечивается минимальное коробление изделия вследствие малой ширины шва.

Электронно-лучевая сварка позволяет выполнять соединения различных типов. Свойства соединений, полученных на ЭЛУ либо превышают, либо равны соответствующим свойствам соединений, полученных аргонодуговой сваркой.

2.2. Титан и его сплавы

Титан относится к легким металлам (плотность $\rho = 4,505 \text{ г/см}^3$, $T_{\text{пл}} = 1668^\circ\text{C}$). Он имеет полиморфное превращение при температуре 882°C и две аллотропические формы: α - титан с гексагональной решеткой при температуре до 882°C и β - титан с объемно-

центрированной решеткой при температурах выше 882°C. Наличие полиморфизма создает предпосылки для улучшения свойств титановых сплавов с помощью термообработки.

Титановые сплавы имеют следующие преимущества по сравнению с другими сплавами:

1) сочетание высокой прочности ($\sigma_b = 0,8 \div 1,6$ ГПа) с хорошей пластичностью ($\delta = 12 \div 15$ %).

2) Наиболее высокую удельную прочность (соотношение σ_b/ρ) по сравнению с другими сплавами.

3) Относительно хорошая жаропрочность, возможность работать при температурах до 600÷700°C. Сплав ВТ-20 (6% Al, 2% Zr, 1% Mo, 1% V) при 500°C имеет $\sigma_b = 0,7$ ГПа, а жаропрочная сталь Х14Н18В2БР – 0,45 ГПа.

4. Высокая коррозионная стойкость во многих агрессивных средах (азотная кислота всех концентраций при комнатной и повышенной температурах, кипящие растворы щелочей и т.п.).

Легирующие элементы влияют на полиморфизм титана. Элементы, повышающие температуру $\alpha \leftrightarrow \beta$ -превращения и расширяющие α -область на диаграмме состояния (рис. 7а), являются α -стабилизаторами (алюминий, кислород, азот, углерод). Элементы, понижающие температуру $\alpha \leftrightarrow \beta$ -превращения (рис. 7б), являются β -стабилизаторами (железо, молибден, ванадий, хром, марганец, водород).

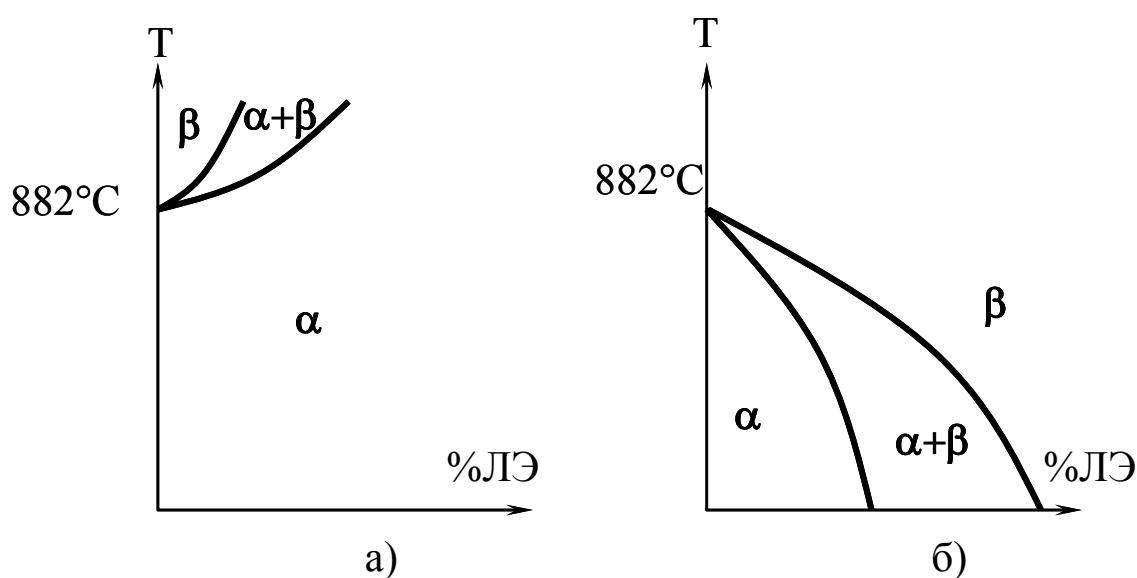


Рисунок 2.2 - Влияние легирующих элементов на полиморфизм титана

а – α -стабилизация; б – β -стабилизация

Кроме того, для некоторых элементов (магний, железо, хром) при охлаждении происходит эвтектоидное превращение β -фазы с выделением интерметаллидов $Ti_x Me_y$.

В соответствии с системой легирования титановые сплавы могут иметь структуру α или $\alpha+\beta$. сплавы на основе β -титана не применяются. Титановые сплавы могут подвергаться термообработке (рис. 7.2). Фаза α' образуется в результате мартенситного превращения β -фазы, о чем свидетельствует ее игольчатое строение.

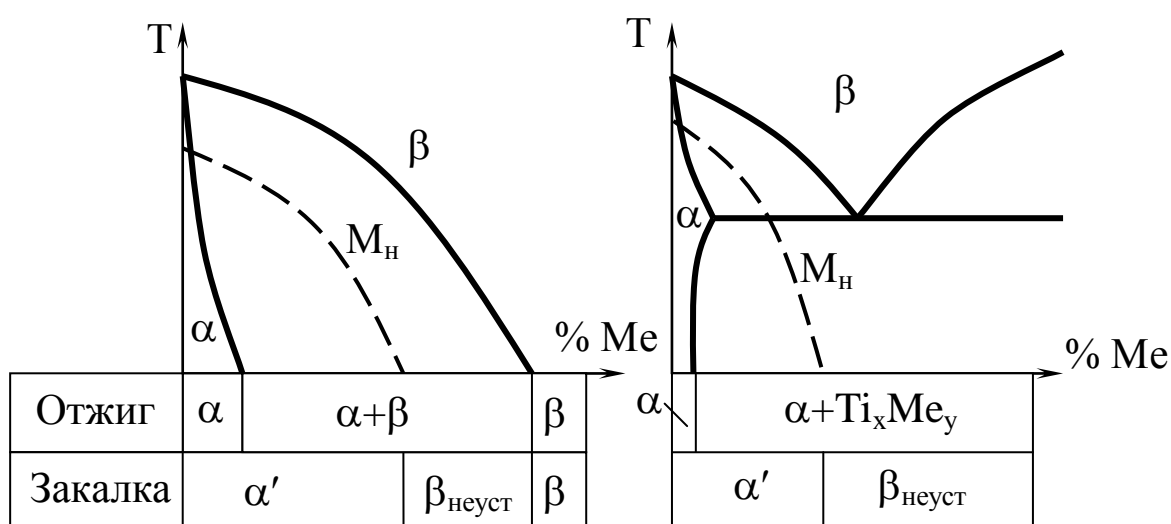


Рисунок 2.3 - Структура титановых сплавов в зависимости от термообработки и содержания легирующих элементов

Данные о некоторых сплавах титана приведены в таблице 2.1.

Таблица 2.1 - Сплавы титана

Микроструктура	Марка сплава	Пределы содержания газов, %			Содержание легирующих элементов, %		σ_b , МПа	Термообработка
		N ₂	O ₂	H ₂	Al	Другие элементы		
α	BT1-00	0,05	0,10	0,008	Технический титан		300÷450	Отжиг
	BT1-0	0,04	0,12	0,01			450÷500	
	BT1-1	0,05	0,15	0,012			500÷	

							550	
	BT-5	0,05	0,20	0,015	4,3÷6,0	–	700÷ 950	
	BT5-1	0,05	0,15	0,015	4,0÷5,5	2,0÷3,0 Sn	800÷ 1000	
Псевдо- α-сплав	BT6	0,05	0,20	0,015	5,0÷6,5	3,5÷4.5 V	900÷ 1100	Закалка + искусствен- ное старение
α+β	BT14	0,05	0,15	0,015	3,5÷5,5	2,5÷3,8 Mo 0,1 Zr	1300	

Проблемы свариваемости

Основной трудностью при сварке титана является его высокая химическая активность по отношению к газам при нагреве и расплавлении. При температурах 350°C и выше титан активно поглощает кислород с образованием структур внедрения, имеющих высокую прочность, твердость и малую пластичность. Кислород стабилизирует α-фазу за счет образования TiO₂ (рутила) с образованием поверхностного слоя большой твердости, который называется альфированным слоем.

При температурах 550°C и выше титан энергично растворяет азот с образованием малопластичных фаз внедрения - нитридов TiN и Ti₃N. Азот, находящийся в титане в виде нитридов и элементов внедрения, повышает твердость и снижает его пластичность. Концентрируется в альфированном поверхностном слое. Попадание частиц этого слоя в сварной шов приводит к охрупчиванию металла и образованию холодных трещин, поэтому перед сваркой его необходимо удалить.

Водород даже при малом содержании наиболее резко ухудшает свойства титана. Он образует отдельную фазу – гидрид титана (TiH₂), которая сильно охрупчивает титан и способствует образованию холодных трещин через длительное время после сварки (замедленное разрушение). Кроме того, водород способствует образованию пор. Допустимое содержание водорода - до 0,015%. Для снижения содержания водорода сварочную проволоку подвергают вакуумному отжигу.

Титан и его сплавы чувствительны к росту зерна при нагреве до высоких температур, особенно в области β-фазы. Низкая теплопроводность титана способствует увеличению времени пребывания шва и ОШЗ при высоких температурах. Например, время пробивания ОШЗ на титане выше температуры превращения превосходит анало-

гичный параметр для стали в 2,5-3 раза. Чтобы преодолеть указанное затруднение, сварку выполняют при минимально возможной погонной энергии.

α - и псевдо- α -сплавы титана удовлетворительно свариваются различными способами сварки плавлением в широком диапазоне скоростей охлаждения. Наилучшие характеристики пластичности достигаются при средних и относительно высоких скоростях охлаждения (при содержании газов ниже допустимой нормы). Для металла шва и ОШЗ характерна микроструктура игольчатой α' -фазы, образование которой связано с мартенситным превращением высокотемпературной β -фазы при быстром остывании (рисунок.2.4).



Рисунок 2.4 - Микроструктура металла шва сплава ВТ5 ($\times 300$)

При сварке сплавов, содержащих свыше 3% β -стабилизаторов, металл шва уступает основному металлу по пластичности и более склонен к образованию трещин. Для обеспечения равнопрочности сварного соединения при сварке необходимо применять присадочные материалы, отличные от основного металла.

На рисунке 2.5 приведены микроструктуры металла швов сплава ВТ6, сваренного различными проволоками.

Структура шва, сваренного проволокой из технически чистого титана ВТ1, аналогична по структуре шва полученного с использованием α - сплава ВТ5-1. Однако игольчатая α' -фаза в первом случае имеет большие линейные размеры и несколько тоньше. При сварке двухфазной проволокой ВТ6 иглы α' -фазы тоньше и короче, а на их границах залегают тонкие прослойки β -фазы, различимые только в электронный микроскоп. При сварке проволокой ВТ14 количество β -фазы растёт, дисперсность игл α' -фазы увеличивается, а по границам зерен выпадает α -фаза.

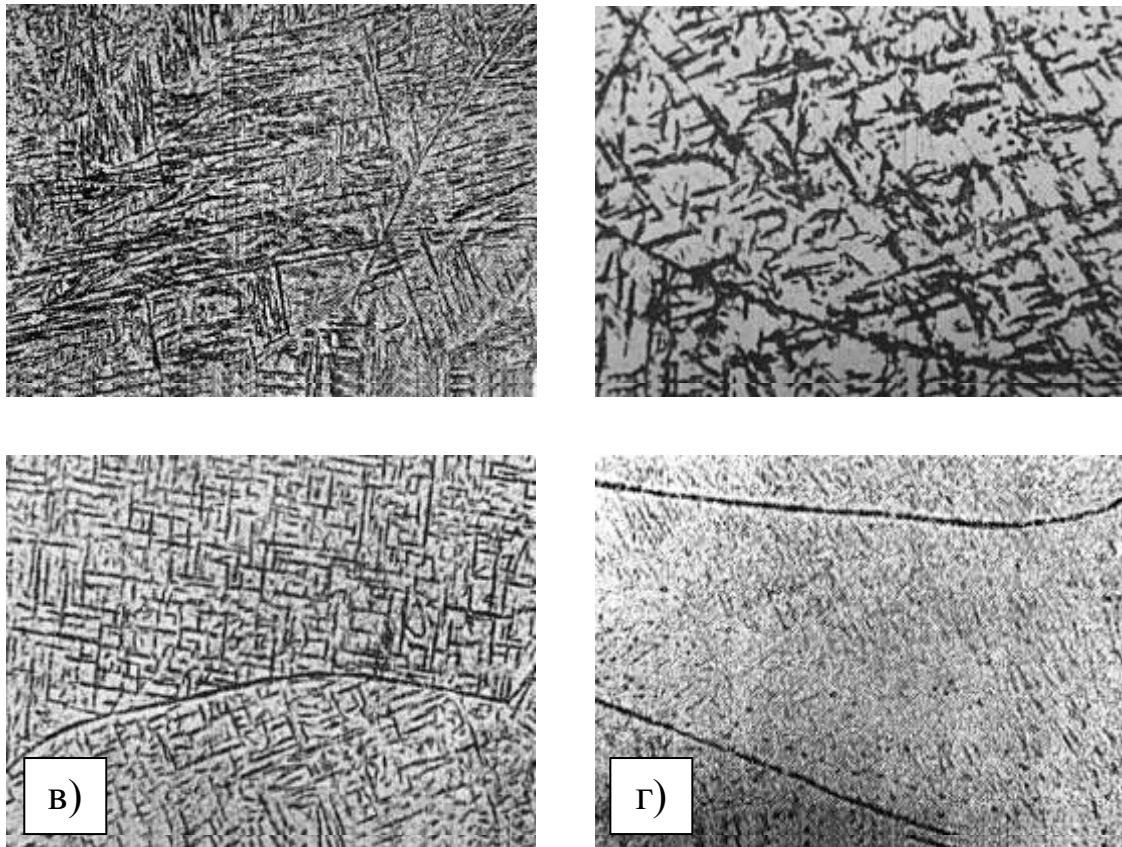


Рисунок 2.5 - Микроструктура сварных швов сплава ВТ6 ($\times 300$)
а – проволока ВТ1; б – ВТ5-1; в – ВТ-6; г – ВТ14

Термообработку сварных соединений из титана и его сплавов проводят с целью снятия остаточных напряжений (нагрев до 650°C , время выдержки 30-40 мин, остывание с печью) и для сварных соединений из титана повышенной прочности (двухфазные термически упрочняемые сплавы) с целью увеличения пластичности (нагрев до $800-950^{\circ}\text{C}$ с последующим непрерывным остыванием).

Основные способы сварки титана - дуговая сварка в среде инертных газов, под флюсом, электрошлаковая и электронным лучом.

Дуговая сварка титана и его сплавов в среде инертных газов может быть осуществлена неплавящимся и плавящимся электродом. Применяют аргон только высшего сорта по ГОСТ 1015-73 или гелий высокой частоты. Сварку выполняют с использованием удлиненных насадок на сопле (длиной до 500 мм) с подачей газа с обратной стороны через специальные подкладки, а также в камерах с контролируемой атмосферой. Сварка на постоянном токе прямой полярности.

Титан небольшой толщины (до 4 мм) вольфрамовым электродом сваривают на обычных установках для автоматической аргонодуговой сварки неплавящимся электродом с присадкой и без. Присадка подается при толщинах более 1,5 мм. Сварка без присадки обеспечивает равнопрочность сварного соединения с основным металлом. При подаче прутка его нагретая поверхность адсорбирует некоторое количество газов атмосферы, что приводит к снижению пластичности шва на 40-50%.

При толщинах более 4 мм применяют V, X и рюмкообразную разделку.

Для увеличения глубины проплавления при сварке вольфрамовым электродом применяют флюсы-пасты типа АН-ГА, которые наносят тонким слоем на поверхность кромок. Они позволяют без разделки кромок сваривать металл толщиной до 12 мм на меньших, чем при обычных способах, сварочных токах. Эта технология снижает деформации сварных конструкций и уменьшает пористость швов и способствует частичному рафинированию металла шва.

Таблица 2.2 - Режимы аргонодуговой сварки, рекомендуемые для титана небольшой толщины

Толщина металла, мм	Диаметр, мм		J, А	V _{св} , м/час	Примечание
	присадочного прутка	вольфрамового электрода			
0,3-0,7	—	1,6	40	55	Подача аргона через горелку 13-18 л/мин, с обратной стороны шва 2-2,5 л/мин
	—	1,6	60-80	40-50	
0,8-1,2	2,0-2,5	2,0	80-120	35-40	
1,5-2,0	2,0-2,5	3,0	150-200	35-40	
2,5-3,5					

Используют также сварку погруженной дугой. Для сварки тонкого металла используют импульсно дуговую сварку.

Сварка плавящимся электродом производится на постоянном токе обратной полярности. При двухсторонней сварке можно без разделки кромок сваривать толщину до 36 мм. В качестве защитного га-

за используют аргон и гелий. Сварку выполняют на малых вылетах с целью уменьшения перегрева проволоки на режимах, обеспечивающих мелкокапельный перенос.

При сварке в монтажных условиях соединений из титана расположенных в разных пространственных положениях находит применение метод импульсно-дуговой сварки плавящимся электродом в среде аргона (практически полностью устраняет разбрызгивание, стабилизирует проплавление основного металла, упрощает технику полуавтоматической сварки вертикальных швов; измельчается также - фаза в ОШЗ.)

С точки зрения уменьшения расхода дефицитных и дорогих металлов и повышения производительности труда применяют сварку по щелевому зазору.

При сварке под флюсом используют безкислородные флюсы АН-Т1, АН-Т3, АН-Т7 (фторидные CaF_2 и NaF , хлоридные KCl и NaCl). Сварка на постоянном токе обратной полярности.

3. ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ЭФФЕКТА ПОВЫШЕННОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ СПЛАВОВ ПРИ ДИФфуЗИОННОЙ СВАРКЕ ТАВРОВЫХ СОЕДИНЕНИЙ

В тавровых соединениях конструкций ответственного назначения, работающих при переменной нагрузке, необходимым конструктивным элементом является наличие плавного перехода между соединяемыми деталями (галтели). Если при сварке плавлением галтель образуется за счет присадочного материала, то при сварке в твердом состоянии формирование галтели затруднено, и на участке перехода от ребра к листу, вследствие краевого эффекта, остаются микроподрезы (усы). Для устранения подрезов необходима дополнительная механическая обработка, приводящая к резкому снижению коэффициента использования материала.

Известно, что ряд сплавов после соответствующей термомеханической обработки приобретают при определенных условиях (в определенном интервале температур) способность к аномальной деформационной способности.

Целью данной работы является исследование повышенной пластичности некоторых титановых и алюминиевых сплавов и разработка технологии диффузионной сварки в тавр с формированием галтели.

Исследования проводились на образцах и деталях из некоторых титановых и алюминиевых сплавов: ВТ6с, ВТ3-1, ВТ5-1 с исходной волокнистой и крупнозернистой структурами, ВТ15 с исходной крупнозернистой структурой, причем ВТ6с и ВТ3-1 двухфазные $\alpha+\beta$ – сплавы, ВТ5-1 однофазный псевдо - α – сплав, ВТ15 однофазный псевдо - β – сплав, АЦ5К5, АМг 3-1, АМц.

Большинство титановых сплавов после соответствующей обработки обладают эффектом сверхпластичности [1,2]. Известны три случая повышения пластичности металлов и сплавов при деформировании их в интервале температуры фазового перехода: 1) при термоциклировании, 2) в интервале температуры фазового полиморфного превращения при постоянной температуре, 3) внутри интервала температур в процессе мартенситного превращения. Такие процессы, как вакансионная ползучесть, межзёренное проскальзывание, переползание дислокаций, наиболее эффективно протекают в сплавах, характеризующихся высокой степенью дисперсности структуры (диаметр

зерна 1...5 мкм) и, следовательно, высокой диффузионной подвижностью атомов в кристаллической решётке. Таким образом, фактор большой протяжённости межфазовой границы, обеспечивающий высокую прочность титановых сплавов при комнатной температуре, способствует появлению эффекта сверхпластичности в определённом интервале температур горячей деформации. Сварка в режиме сверхпластичности позволяет использовать повышенную диффузионную подвижность атомов в приграничных объёмах зёрен для резкого снижения сопротивления металла пластическому деформированию и предотвращения деформационного упрочнения, а, следовательно, резко интенсифицировать процесс сварки.

Для экспериментального определения температурного интервала перехода в сверхпластичное состояние проводилась деформация образцов диаметром 16 мм, длиной 60 мм сжимающим усилием 10 МПа при нагреве в вакууме от 825 до 1075 °С. Результаты исследования приведены на рисунке 3.1.

В двухфазных сплавах ВТ6с и ВТ3-1 с исходной мелкозернистой структурой наблюдается температурный интервал повышенной пластичности. Величина относительной макродеформации достигает 7% при температуре 875 – 900 °С для сплава ВТ6с и 925 – 950 °С для сплава ВТ3-1. В сплаве ВТ5-1 также в некотором интервале температур пластичность возрастает, однако экстремума не наблюдается.

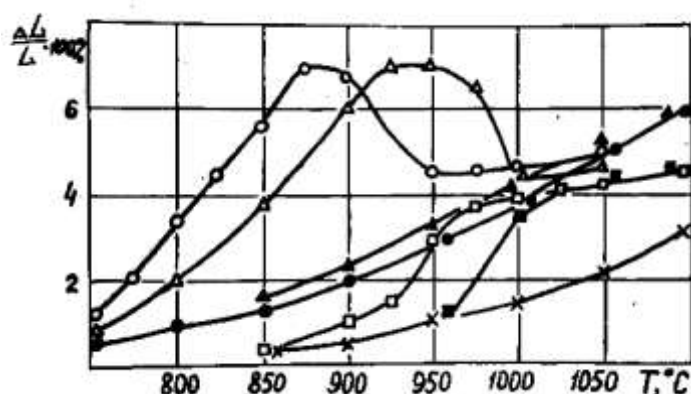


Рисунок 3.1 - Зависимость макродеформации титановых сплавов от температуры сварки: ○ – ВТ6с, Δ – ВТ3-1, □ – ВТ5-1, × - ВТ15
○, Δ, □ – исходная мелкозернистая (волокнистая) структура,
●, ▲, ■, × - исходная крупнозернистая структура

Максимальная пластичность сплавов соответствует температурному интервалу $(\alpha + \beta) \rightarrow \beta$ – фазового превращения и сопровождается рекристаллизацией и ростом зерен.

Анализ микроструктур сплава ВТ6с с исходной волокнистой структурой в исходном состоянии и после нагрева до температуры, соответствующей пику пластичности (рисунок 3.2), показывает, что происходит переход от волокнистой деформированной структуры к мелкозернистой глобулярной равновесной структуре. Дальнейшее повышение температуры вызывает резкий (на порядок и более) рост зерен и увеличение сопротивляемости сплава пластическому деформированию. Вышеприведенное соответствует современным представлениям о сверхпластичности металлов и сплавов.

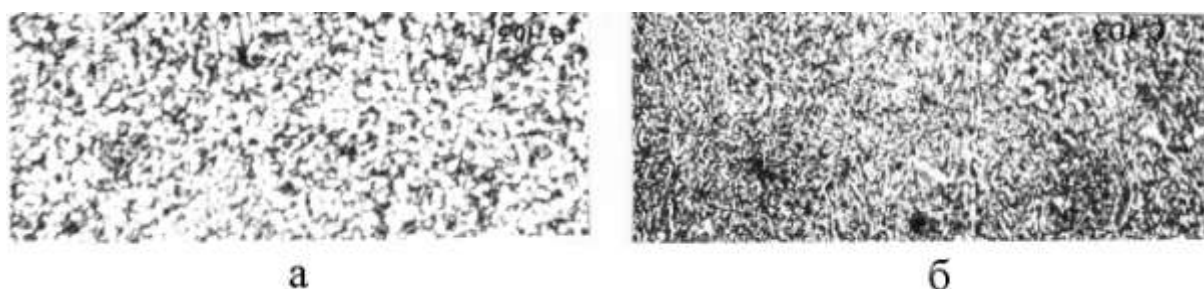


Рисунок 3.2 – Микроструктура сплава ВТ6с: а – после нагрева в вакууме до температуры 890 °С, б – в исходном состоянии

Поскольку при сварке в режиме повышенной пластичности возможна потеря устойчивости вертикального ребра, формирование галтели необходимо проводить в специальном приспособлении с заданным радиусом перехода. На рисунке 3.3 приведены макроструктуры фрагментов соединений с односторонним формированием галтели на детали из сплава ВТ6с с исходной волокнистой структурой и комбинированного титано-алюминиевого соединения, в котором титановый профиль является формирующей частью узла.

Таким образом, при соответствующем подборе материала изделий и технологических режимов, достигается значительное снижение концентрации напряжений на переходном участке и повышаются эксплуатационные характеристики изделия, особенно при действии переменной нагрузки. Примеры некоторых деталей представлены на рисунке 3.4.

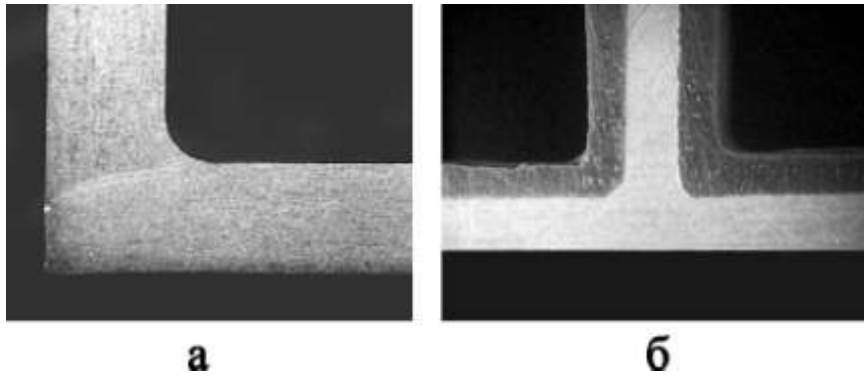


Рисунок 3.3 – Макроструктуры сварных соединений: а – сплав ВТ6с, б – сплав ВТ6с + алюминиевый сплав АЦ5К5

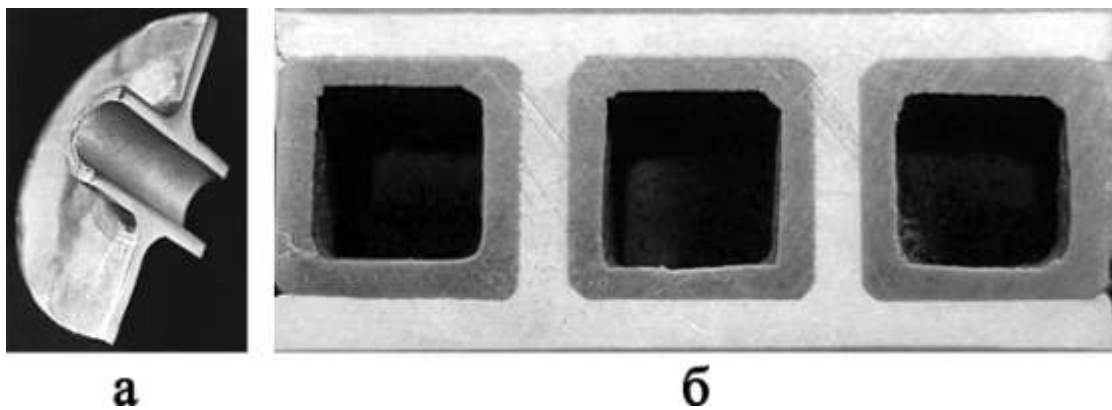


Рисунок 3.4 – Примеры сварных узлов: а – диск, б – пустотелая титано-алюминиевая панель

Библиографический список

1. Лифшиц А.С., Хакимов А.Н. Металловедение сварки и термическая обработка сварных соединений. М.: Машиностроение. 1989.- 336 с.

2. Металлография с атласами микроструктур металлов, сплавов, покрытий и сварных соединений. Учебное пособие (гриф УМО)/В.Н. Гадалов, И.С. Захаров, В.А. Крюков, А.В. Башурин// Курск: КГТУ, 2004.- 478 с.

3. Арзамасов, В.Б. Материаловедение и технология конструкционных материалов [Текст] : учебник для студентов высших учебных заведений / В.Б. Арзамасов. – 3-е изд. – Академия, 2011. – 448 с.

4. Кайбышев О.А. Сверхпластичность промышленных сплавов – М.: Металлургия, 1984.-263 с.

5. Шоршоров М.Х., Дзnelадзе Э.М., Тихонова А.М. и др. Сварка титановых сплавов ОТ4, ВТ6 и ВТ15 в твердом состоянии в режиме сверхпластичности. – Сварочное производство, 1975 № 10 с. 20-22.