

https://doi.org/10.51885/3134-8009_IJS_2026_2_11

MPNТИ 55.01.83

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ СВАРКИ РАЗНОРОДНЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ 12X18H10T И AISI 316 ДЛЯ ТРУБОПРОВОДНЫХ СИСТЕМ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ УСТАНОВОК

ЖОҒАРЫ ТЕМПЕРАТУРАЛЫ ҚОНДЫРҒЫЛАРДЫҢ ҚҰБЫР ЖҮЙЕЛЕРІНЕ АРНАЛҒАН 12X18H10T ЖӘНЕ AISI 316 ӘРТҮРЛІ АУСТЕНИТТІК БОЛАТТАРДЫ ДӘНЕКЕРЛЕУДІҢ ТЕХНОЛОГИЯЛЫҚ ЕРЕКШЕЛІКТЕРІ

TECHNOLOGICAL FEATURES OF WELDING DISSIMILAR AUSTENITIC STEELS 12X18H10T AND AISI 316 FOR PIPELINE SYSTEMS OF HIGH-TEMPERATURE INSTALLATIONS

М.К. Скаков ¹, Е.Ж. Ақболатов ^{2*}, Е.М. Қабдыкенова ³, Р. Ғабдысалық ⁴

¹РГП «Национальный ядерный центр Республики Казахстан», г. Курчатов, Казахстан

²Филиал «Институт атомной энергии» РГП НИЦ РК, г. Курчатов, Казахстан

³НАО «Восточно-Казахстанский университет имени С. Аманжолова», г. Усть-Каменогорск, Казахстан

⁴НАО «Восточно-Казахстанский технический университет имени Д. Серикбаева»,
г. Усть-Каменогорск, Казахстан

*Автор-корреспондент: Ақболатов Елдос Жаннұрұлы, e-mail: Akhbolatov@nnc.kz

Ключевые слова:

петлевой натриевый контур, разнородная сварка, аустенитные стали, 12X18H10T, AISI 316, трубопроводные системы, технология сварки, зона термического влияния.

АННОТАЦИЯ

В работе рассмотрены технологические особенности сварки разнородных аустенитных коррозионно-стойких сталей 12X18H10T и AISI 316, применяемых в оборудовании петлевого натриевого контура, создаваемого в рамках международной программы SAIGA для исследований перспективных быстрых ядерных реакторов с натриевым теплоносителем. Показано, что условия эксплуатации оборудования контура, характеризующиеся воздействием повышенных температур, химически активной среды жидкого натрия и радиационных нагрузок, предъявляют повышенные требования к структурно-фазовому состоянию сварных соединений. Проведён анализ влияния химического состава сталей и присадочных материалов на формирование структуры металла шва с использованием диаграммы Шеффлера. Обоснован выбор присадочной проволоки ER316L, обеспечивающей формирование двухфазной аустенитно-ферритной структуры с контролируемым содержанием δ-феррита и сниженной склонностью к образованию горячих трещин и межкристаллитной коррозии. Рассмотрены температурно-временные условия сенсibilизации аустенитных сталей, приведены технологические приёмы предотвращения межкристал-



литной коррозии применительно к сварным соединениям оборудования петлевого натриевого контура. Показана целесообразность применения TIG-сварки с контролируемым тепловложением и ограничением межслойной температуры.

Түйінді сөздер:

ілемкті натрий контуры,
әртекте дәнекерлеу,
аустенитті болаттар,
12X18H10T, AISI 316,
құбыржол жүйелері,
дәнекерлеу технологиясы,
жылулық әсер ету
аймағы.

ТҮЙІНДЕМЕ

Бұл мақалада натриймен салқындатылатын жылдам ядролық реакторларды зерттеуге арналған халықаралық SAIGA бағдарламасының аясында әзірленген ілемкті натрий контурында қолданылатын әртүрлі аустениттік коррозияға төзімді 12X18H10T және AISI 316 болаттарын дәнекерлеу процесінің ерекшеліктері қарастырылады. Жоғары температураға, химиялық белсенді сұйық натрий ортасына және радиациялық жүктемелерге ұшыраумен сипатталатын контур жабдықтарының жұмыс жағдайлары дәнекерленген қосылыстардың құрылымдық-фазалық күйіне жоғары талаптар қоятыны көрсетілген. Болаттар мен дәнекерлеуге арналған сымның химиялық құрамының дәнекерленген металл құрылымының қалыптасу әсеріне Шеффлер диаграммасы арқылы талдау жүргізілген. Бақыланатын δ -феррит мөлшері бар екіфазалы аустенитті-ферритті құрылымды қосылыс металлы бар, сондай-ақ ыстық жарықшақтану мен түйіршікаралық коррозияға сезімталдығын төмендететін ER316L қоспа сымын таңдаудың негіздемесі келтірілген. Аустенитті болаттардың сенсбилизациясының температуралық-уақыттық шарттары қарастырылып, ілемкті натрий контуры жабдықтарының дәнекерленген қосылыстарына түйіршікаралық коррозияның алдын алудың технологиялық тәсілдер ұсынылған. Бақыланатын жылу енгізумен және қабатаралық температураны шектеумен TIG-дәнекерлеуді қолданудың орындылығы көрсетілген.

keywords:

Sodium loop facility,
dissimilar welding,
austenitic steels,
12X18H10T, AISI 316,
pipeline systems, welding
technology, heat-affected
zone.

ABSTRACT

The paper considers the technological features of welding dissimilar austenitic corrosion-resistant steels 12X18H10T and AISI 316 used in the equipment of a sodium loop facility being developed within the framework of the international SAIGA program for studies of advanced sodium-cooled fast nuclear reactors. It is shown that the operating conditions of the loop equipment, characterized by exposure to elevated temperatures, a chemically active liquid sodium environment, and radiation loads, impose increased requirements on the structural and phase state of welded joints. An analysis of the influence of the chemical composition of the base materials and filler metals on the weld metal structure was carried out using the Schaeffler diagram. The choice of ER316L filler wire is substantiated, as it ensures the formation of a two-phase austenitic-ferritic structure with a controlled δ -ferrite content and a reduced tendency to hot cracking and intergranular corrosion. The temperature-time conditions of sensitization of austenitic steels are considered, and technological approaches to preventing intergranular corrosion in welded joints of sodium loop equipment are presented. The expediency of using TIG welding with controlled heat input and limited interpass temperature is demonstrated.

ВВЕДЕНИЕ

Как известно, современное развитие высокотемпературных энергетических и исследовательских установок сопровождается повышенными требованиями к надёжности, герметичности и долговечности трубопроводных систем. Существенная роль в

обеспечении эксплуатационной надёжности таких систем принадлежит сварным соединениям, качество которых в значительной степени определяет ресурс оборудования и его устойчивость к воздействию температурных и механических нагрузок (Gadala, Gadala & Goma, 2024). В практике машиностроения всё более широкое применение находят конструкции, в которых используются элементы, изготовленные из разнородных материалов. Это обусловлено необходимостью сочетания высокой коррозионной стойкости, жаропрочности и технологичности изготовления оборудования. В трубопроводных системах высокотемпературных установок нередко возникает необходимость выполнения сварных соединений между аустенитными коррозионностойкими сталями различного химического состава и уровня легирования, что существенно усложняет технологию сварки (Mohammad & Tayebi, 2018).

Одной из таких систем является петлевой натриевый контур, разрабатываемый Национальным ядерным центром Республики Казахстан совместно с Комиссариатом по атомной и альтернативным видам энергии Франции (CEA) в рамках международной программы SAIGA, посвящённой изучению поведения тепловыделяющей сборки перспективного французского реактора в условиях аварии с потерей теплоносителя.

Контур предназначен для циркуляции разогретого жидкого натрия через экспериментальное устройство, размещаемое в центральном экспериментальном канале импульсного графитового реактора ИГР (Ақболатов и др, 2020). Эксплуатация контура предусматривает работу оборудования при температурах 450-500 °С, в химически активной среде жидкого натрия и в условиях интенсивного радиационного воздействия, что предъявляет повышенные требования к выбору конструкционных материалов и качеству сварных соединений. Конструктивно контур включает несколько функциональных систем, в том числе систему подачи натрия, систему подачи аргона, выхлопную систему и пневмосистему. Ключевой и наиболее технологически сложной частью контура является система подачи натрия (рис. 1), включающая элементы различного назначения и происхождения. Ряд узлов – клапаны, задвижки, расходомеры и другое трубопроводное оборудование зарубежного производства, – выполнены из аустенитной коррозионностойкой стали AISI 316. В то же время основные элементы контура отечественного изготовления, такие как аккумуляторный бак, холодная ловушка, индикатор засорения, натриевый фильтр, фильтр паров, ловушка паров и трубопроводные участки, изготовлены из стали 12Х18Н10Т.

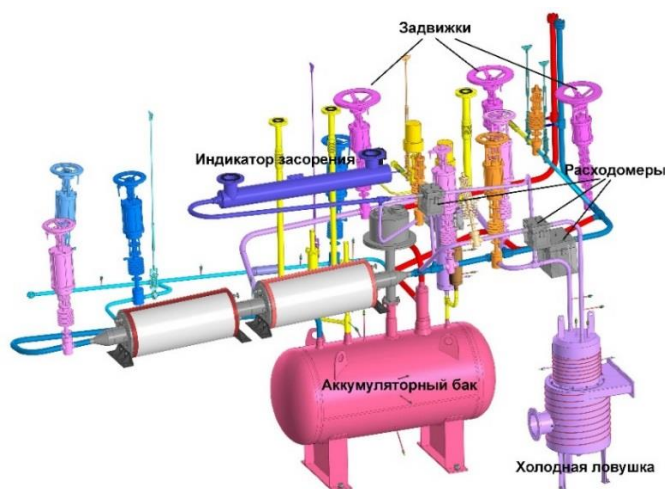


Рисунок 1. Система подачи натрия петлевого натриевого контура

Примечание – разработано авторами на основе КОМПАС-3D

Такое сочетание материалов обуславливает необходимость сочетания в одной системе сталей 12X18H10T и AISI 316. Несмотря на близость структурного класса, согласно ГОСТ Р 71985-2025, сварка указанных сталей характеризуется как разнородное сварное соединение, что обусловлено различиями в химическом составе и уровне легирования. При сварке сталей 12X18H10T и AISI 316 возможно формирование неблагоприятных структурно-фазовых состояний металла шва и зоны термического влияния (ЗТВ), увеличение склонности к образованию горячих трещин, а также изменение коррозионной стойкости сварных соединений (Исламкулов, 2014, Медовар, 1954; Меркушкин, 2020).

В связи с этим актуальной является задача разработки и обоснования технологических подходов к сварке разнородных аустенитных сталей 12X18H10T и AISI 316, обеспечивающих формирование структурно устойчивых сварных соединений с требуемыми механическими и эксплуатационными характеристиками. Целью настоящей работы является анализ технологических особенностей сварки указанных сталей и оценка факторов, влияющих на качество и надёжность сварных соединений, применяемых в трубопроводных системах высокотемпературных установок.

МАТЕРИАЛЫ И ОСОБЕННОСТИ ИХ СОЧЕТАНИЯ ПРИ СВАРКЕ

Как известно из литературных данных: Дедюх (2012), Закс (1973), Кундрат (1988), Липпольд (2011), Hathesh (2020), Jacob (2018), Kim (2011), Saeidi (2015) и Suutala (1980), окончательная структура сталей аустенитного класса после сварки в значительной степени определяется теплофизическими условиями кристаллизации и их химическим составом. Согласно этим работам, фазовое и структурное состояние таких сталей может быть оценено с использованием псевдобинарной диаграммы состояния системы Fe–Cr–Ni при условии постоянного содержания железа (рис. 2). В соответствии с этой диаграммой, в зависимости от соотношения ферритообразующих (Cr, Si, Al, Mo, Vn, Nb, Ti, W) и аустенитообразующих (C, N, Ni, Mn, Cu) элементов, характеризуемого величинами $Cr_{экв}$ и $Ni_{экв}$, процесс кристаллизации может протекать по различным механизмам.

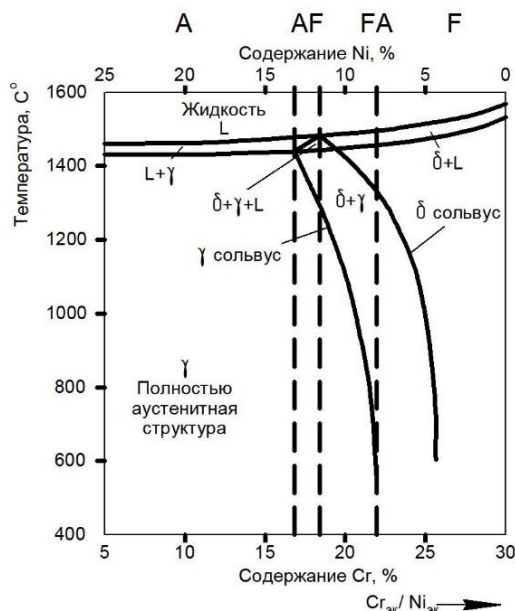


Рисунок 2. Псевдобинарная диаграмма состояния системы Fe–Cr–Ni при содержании железа 70 %

Примечание – составлено авторами на основе данных (Липпольд, 2011, Hathesh, 2020)

Согласно псевдобинарной диаграмме превращения системы Fe–Cr–Ni, в аустенитных сталях первичная кристаллизация может происходить как в аустенит, так и в феррит. При более высоких значениях отношения $Cr_{экв}/Ni_{экв}$ кристаллизация осуществляется через первичное образование феррита с последующим превращением его в аустенит (FA), тогда как при более низких значениях данного соотношения первичной фазой является аустенит (A). Однако при сварке и наплавке вследствие высоких скоростей охлаждения превращение феррита в аустенит часто протекает не полностью, в результате чего в микроструктуре металла шва сохраняется определённое количество ферритной фазы, и структура может характеризоваться как аустенитно-ферритная (AF). Данная ферритная фаза относится к дельта-ферриту (δ -ферриту), поскольку она образуется при высоких температурах кристаллизации, в отличие от альфа-феррита (α -феррита), формирующегося при более низких температурах в углеродистых сталях (Suutala, Takalo & Moio, 1980). Наличие ограниченного количества δ -феррита в структуре сварного шва является благоприятным фактором, поскольку способствует снижению склонности к образованию горячих трещин. Известно, что однофазные аустенитные сварные швы по сравнению с двухфазной аустенитно-ферритной структурой обладают большей склонностью к образованию горячих трещин (Дедюх, 2012; Кривоносова, 2017; Липпольд, 2011). Феррит, нарушая сплошность аустенитных зерен и располагаясь в виде прослоек между ними, изменяет характер трансформационного разрушения и тем самым повышает трещиностойкость металла шва. Вместе с тем чрезмерное содержание δ -феррита (более 8 %) в сварном шве способствует образованию сигма-фазы, представляющей интерметаллическое соединение на основе железа и хрома. Эта фаза образуется в интервале температур 538–927 °C и отличается высокой твёрдостью и хрупкостью, что приводит к снижению ударной вязкости и пластичности металла. Производственный и экспериментальный опыт показывает, что оптимальным является содержание феррита в металле сварного шва на уровне не более 8 %. Такое количество обеспечивает повышенную вязкость металла, поскольку феррит, располагаясь преимущественно по границам аустенитных зерен, ограничивает их рост и стабилизирует структуру.

Следовательно, при сварке сталей 12X18H10T и AISI 316 необходимо осуществлять контроль содержания ферритной фазы в металле шва. Для формирования двухфазной структуры металла шва сварочный материал должен содержать ферритообразующие элементы, такие как хром, титан, ниобий, молибден и кремний. Однако перед применением конкретного сварочного материала требуется предварительная оценка ожидаемой структуры металла шва, поскольку в рассматриваемом случае процесс сварки предполагает формирование разнородного соединения между сталями с различным химическим составом.

Предварительную оценку структуры металла шва целесообразно проводить с использованием диаграммы Шеффлера, позволяющей прогнозировать фазовый состав металла шва на основе соотношения эквивалентов $Cr_{экв}$ и $Ni_{экв}$. К примеру, при использовании присадочной проволоки Св-04Х17Н10М2 для сварки сталей 12X18H10T и AISI 316 металл шва, согласно диаграмме Шеффлера, формируется с преимущественно однофазной аустенитной структурой (рис. 3) при соотношении $Cr_{экв}/Ni_{экв} = 1,29$ (таб.1). В этом случае, как отмечено в работах Kim (2011), Kundrat (1988) и Suutala (1980), при значениях $Cr_{экв}/Ni_{экв} < 1,3$ затвердевание металла шва протекает с образованием первичного аутенита, что повышает склонность сварного соединения к образованию горячих трещин. В то же время при использовании присадочной проволоки ER316L металл шва, согласно диаграмме Шеффлера, формируется в области аустенитно-ферритной структуры (рис. 3) при соотношении $Cr_{экв}/Ni_{экв} = 5,93$ (таб.1). При значениях $Cr_{экв}/Ni_{экв} > 1,3$ затвердевание металла шва протекает с образованием первичного δ -феррита с последующим частичным

превращением его в аустенит. Как уже отмечалось, в условиях сварки превращение δ -феррита в аустенит протекает не полностью, что приводит к сохранению определённого количества ферритной фазы в структуре металла шва. Таким образом, при использовании присадочной проволоки ER316L может формироваться двухфазная аустенитно-ферритная структура с содержанием δ -феррита на уровне порядка 5 %, что обеспечит контролируемое присутствие ферритной фазы и будет способствовать снижению склонности сварного соединения к образованию горячих трещин. Химический состав исследуемых сталей и присадочных материалов, использованных для расчёта $Cr_{экв}$ и $Ni_{экв}$, приведён в таблице 2.

Таблица 1. Расчётные значения эквивалентов $Cr_{экв}$ и $Ni_{экв}$ металла сварного шва

Присадочная проволока	Эквиваленты $Cr_{экв}$, %	Эквиваленты $Ni_{экв}$, %	Отношение $Cr_{экв}/Ni_{экв}$, %
Св-04X17H10M2	21,33	16,98	1,29
ER316L	20,94	14,51	5,93

Примечание – составлено авторами по методике (Закс, 2021)

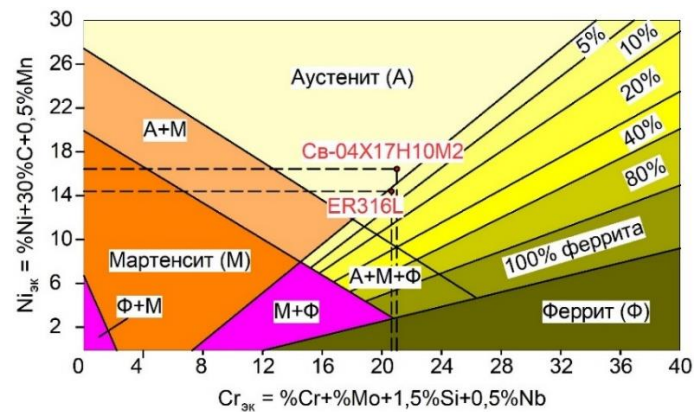


Рисунок 3. Содержание феррита в металле шва на диаграмме Шеффлера при сварке сталей 12X18H10Т с AISI 316 для присадочной проволоки Св-04X17H10M2 и ER316L
Примечание – разработано авторами на основе КОМПАС-3D

Таблица 2. Химический состав основного и присадочного металла (%)

Металл	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Ti	P	S
12X18H10Т	≤0.12	≤0.8	≤2.0	17.0–19.0	9.0–11.0	–	0.4–0.7	≤0.035	≤0.025
AISI 316	≤0.08	≤0.75	≤2.0	16.0–18.0	10.0–14.0	2.0–3.0	–	≤0.045	≤0.03
Св-04X17H10M2	≤0.03	≤0.8	≤2.0	16.0–18.0	9.0–11.0	2.0–3.0	–	≤0.03	≤0.025
ER316L	≤0.03	0.3–0.65	1.0–2.5	18.0–20.0	11.0–14.0	2.0–3.0	–	≤0.03	≤0.02

Примечание – составлено авторами на основе данных (ГОСТ 5632–2014, ASTM A312/A312M, ТУ 14-1-1959-77, ASME SFA-5.9)

Таким образом, контроль фазового состава металла шва является важным фактором при выборе сварочных материалов. Дополнительные сложности связаны с различием в содержании стабилизирующих элементов. В стали 12X18H10Т функцию стабилизации аустенитной структуры и предотвращения карбидообразования выполняет титан, тогда как в стали AISI 316 стабилизация достигается за счёт снижения содержания углерода и повышения никеля и молибдена. В зоне термического влияния при сварке возможно локальное перераспределение углерода и легирующих элементов, что при

неблагоприятных условиях может привести к образованию карбидных фаз и снижению эксплуатационных свойств соединения.

ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА И ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ НА СКЛОННОСТЬ К МЕЖКРИСТАЛЛИТНОЙ КОРРОЗИИ

При сварке аустенитных сталей практически неизбежно наблюдается выделение карбидов хрома типа Cr_{23}C_6 , преимущественно по границам зерен, что обусловлено высокой карбидообразующей способностью хрома (Кривоносова, 2006; Курочкин, 2006; Меркушкин, 2020). Интенсивность карбидообразования, как правило, возрастает при воздействии повышенных температур в интервале 470–850 °С, характерных для сварочных процессов. В результате этого увеличивается склонность металла сварного шва и околошовной зоны к межкристаллитной коррозии (МКК). Поскольку хром является основным элементом, обеспечивающим коррозионную стойкость аустенитных сталей, его локальное связывание в карбиды приводит к формированию зон, обеднённых хромом, преимущественно вдоль границ зерен. Такие приграничные области становятся наиболее уязвимыми к коррозионному разрушению. Схематическое изображение выделения карбидов хрома по границам зерен аустенита приведено на рисунке 4.

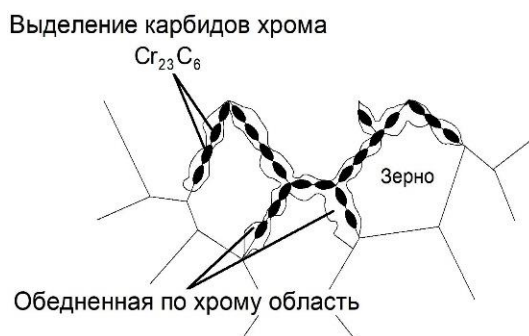


Рисунок 4. Схематическое изображение выделения карбидов на границах зерен в аустените
Примечание – составлено авторами на основе данных (Меркушкин, Березовская и Сомина, 2020)

Зависимость возникновения МКК от температуры и времени выдержки в коррозионнстойких аустенитных сталях представлена на рисунке 5.

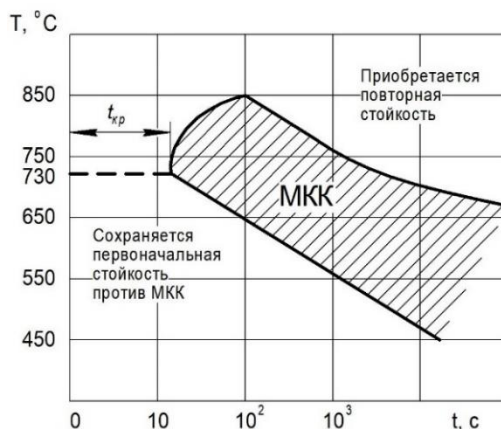


Рисунок 5. Склонность стали к межкристаллитной коррозии в зависимости от температуры нагрева и времени выдержки

Примечание – составлено авторами на основе данных (Кривоносова, Акулова и Мышкина 2017)

На С-образной температурно-временной кривой выделяется область сенсibilизации, соответствующая повышенной склонности металла к межкристаллитной коррозии. Для формирования чувствительности к МКК требуется минимальное время выдержки при температурах порядка 650–750 °С. Данное время, соответствующее указанному температурному интервалу, принято называть критическим ($t_{кр}$) (Меркушкин, Березовская и Сомина, 2020). При более высоких и более низких температурах продолжительность выдержки, необходимая для возникновения чувствительности к МКК, существенно увеличивается.

Процесс карбидообразования носит самопроизвольный характер и начинается при пребывании металла в интервале температур сенсibilизации. В условиях одновременного воздействия коррозионной среды, внешних и внутренних растягивающих напряжений разрушение металла развивается преимущественно по сварному шву и в околошовной зоне.

В настоящее время в промышленной практике разработан ряд мер по предотвращению МКК в сварных соединениях коррозионно-стойких аустенитных сталей. Применительно к сварке разнородных сталей 12X18H10T и AISI 316, на наш взгляд, можно выделить следующие основные приёмы:

- Минимизация содержания углерода в металле шва. Данный подход реализуется за счёт применения низкоуглеродистых присадочных материалов ($C < 0,03 \%$). В рассматриваемом случае использование проволоки ER316L, характеризующейся пониженным содержанием углерода, позволяет снизить вероятность образования карбидов хрома в металле шва.

- Формирование двухфазной аустенитно-ферритной структуры металла шва. Наличие первичного δ -феррита в аустенитном шве способствует более быстрому восстановлению концентрации хрома в обеднённых приграничных областях за счёт высокой скорости диффузии хрома в ферритной фазе. Как отмечалось, проволока ER316L обеспечивает формирование аустенитно-ферритной структуры с содержанием δ -феррита, что одновременно снижает склонность сварного соединения к образованию горячих трещин и МКК.

- Минимизация времени пребывания металла в интервале критических температур (400–850 °С). Данный подход реализуется за счёт снижения тепловложения, увеличения скорости охлаждения и оптимизации конструкции сварного соединения. Применение рациональных режимов сварки с пониженной погонной энергией позволяет ограничить перегрев металла сварного шва и ЗТВ.

- Проведение послесварочной термической обработки. Закалка (аустенизация) при температурах 1050–1100 °С либо стабилизирующий отжиг при температуре 850–900 °С с выдержкой 2–3 часа и последующим охлаждением на воздухе способствуют растворению карбидных фаз или выравниванию распределения хрома в объёме аустенитных зёрен, что снижает чувствительность сварных соединений к МКК.

ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ СВАРКИ РАЗНОРОДНЫХ СТАЛЕЙ 12X18H10T И AISI 316

Технология сварки разнородных сталей 12X18H10T и AISI 316 должна обеспечивать формирование сварных соединений с минимальной дефектностью, стабильным структурно-фазовым состоянием металла шва и околошовной зоны, а также воспроизводимостью получаемых характеристик. С учётом геометрических параметров элементов петлевого натриевого контура, толщины стенок трубопроводов (3-5 мм) и корпусов, а также повышенных требований к чистоте металла шва и его коррозионной стойкости, в качестве основного способа сварки целесообразно применение дуговой сварки

неплавящимся электродом в среде защитного газа (TIG-сварки). Данный способ обеспечивает стабильный тепловой режим, точный контроль тепловложения, что имеет принципиальное значение для формирования прогнозируемой структуры металла шва и снижения склонности сварных соединений к образованию горячих трещин и МКК. Кроме того, TIG-сварка отличается высокой технологической гибкостью и мобильностью, что особенно важно при выполнении монтажных работ.

При разработке технологии сварки особое внимание должно уделяться режимам тепловложения, поскольку они непосредственно влияют на размеры ЗТВ, скорость охлаждения металла и условия карбидообразования в интервале температур сенсibilизации (470–850 °С). Повышенная погонная энергия способствует увеличению времени пребывания металла в указанном температурном диапазоне и, как следствие, росту склонности к МКК, тогда как недостаточное тепловложение может приводить к дефектам сплавления и нарушению однородности структуры сварного соединения. В этой связи для сварных соединений оборудования петлевого натриевого контура предпочтительным является импульсный режим TIG-сварки. Однако, как показано в работе Мельникова (2014), влияние частоты импульсов тока на геометрические параметры шва при TIG-сварке аустенитных нержавеющей сталей является ограниченным, особенно в диапазоне 60–120 Гц. Это связано с низкой теплопроводностью и высоким электрическим сопротивлением аустенитных сталей, вследствие чего тепло не успевает перераспределяться в металле между отдельными импульсами, а форма и размеры шва остаются практически неизменными. Аналогичные результаты приведены в работе Krantz & Corrolecchia (1971), где показано, что в диапазоне высоких частот импульса (выше 120 Гц) существенного изменения скорости охлаждения металла шва не происходит. В связи с этим более целесообразным, по-видимому, является применение режимов TIG-сварки в частотах до 120 Гц. Такие режимы обеспечивают малое время пребывания металла в области температур сенсibilизации и равномерное проплавление.

Сварка элементов петлевого натриевого контура, как правило, выполняется без предварительного подогрева, что соответствует особенностям аустенитных сталей. При этом особое значение приобретает контроль межслойной температуры, поскольку её повышение может способствовать увеличению времени пребывания металла в интервале температур сенсibilизации, накоплению остаточных сварочных напряжений и изменению структурно-фазового состояния металла шва и зоны термического влияния. В связи с этим рекомендуется выполнение сварки с ограничением межслойной температуры и использованием поэтапного наложения сварочных валиков, обеспечивающего равномерное распределение тепловложения. В процессе сварки необходимо осуществлять постоянный контроль межслойной температуры, которая не должна превышать 175 °С, что соответствует рекомендациям, приведённым в нормативных источниках API RP 582:2023.

Особое внимание необходимо также уделить подготовке и разделке кромок. Для сварки трубопроводов, как правило, применяется V-образная разделка кромок в зависимости от толщины стенки. Угол раскрытия разделки должен обеспечивать свободный доступ дуги и присадочного материала к корню шва, исключая при этом избыточное тепловложение. Согласно требованиям НП-104-18, для сварки аустенитных коррозионно-стойких сталей угол скоса кромок составляет $35^\circ \pm 2^\circ$, притупление кромки – 0,3...0,5 мм, зазор между свариваемыми элементами – $1,5 \pm 0,5$ мм (рис.6). Такая конструкция стыка позволяет обеспечить стабильное формирование корневого шва при сварке и снизить вероятность образования непроваров и пор.

Наряду с выбором способа сварки и режимов тепловложения, при разработке технологии сварки необходимо учитывать дополнительные технологические требования,

направленные на обеспечение структурной стабильности и коррозионной стойкости сварных соединений. В первую очередь повышенные требования предъявляются к чистоте защитного газа. При выполнении сварки нержавеющей сталей целесообразно использование аргона чистотой не ниже 99,99 %. Также при сварке трубопроводных элементов необходимо обеспечить защиту корневой части шва от окисления, для чего необходимо обеспечить, поддув защитного газа в корень шва с расходом аргона в пределах 4–5 л/мин. Кроме того, при разработке технологии сварки должны учитываться требования к контролю качества сварных соединений. Для сварных соединений оборудования петлевого натриевого контура рекомендуется применение комплекса неразрушающих методов контроля, включающего визуально-измерительный, капиллярный и радиографический контроль в соответствии с НП-084-15.

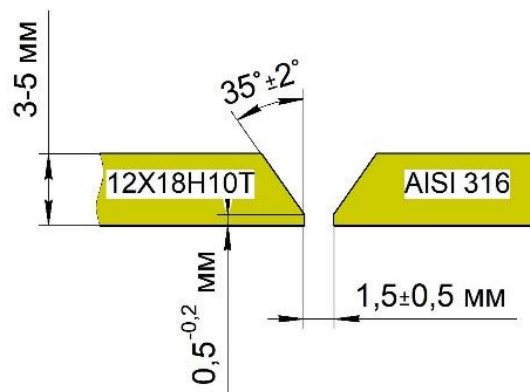


Рисунок 6. Конструктивные элементы стыка

Примечание – составлено авторами на основе данных (НП-104-18)

Соблюдение совокупности указанных технологических требований должно обеспечить формирование сварных соединений сталей 12X18H10T и AISI 316, характеризующихся высокой структурной стабильностью, минимальной склонностью к образованию дефектов и требуемыми эксплуатационными характеристиками при работе в условиях высокотемпературной натриевой среды.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В работе рассмотрены технологические и структурно-фазовые особенности сварки разнородных аустенитных коррозионно-стойких сталей 12X18H10T и AISI 316, применяемых в элементах петлевого натриевого контура. Установлено, что фазовое состояние металла шва при сварке указанных сталей в значительной степени определяется соотношением эквивалентов $S_{гэкв}/Ni_{экв}$ и выбором присадочного материала. На основе анализа диаграммы Шеффлера показано, что применение присадочной проволоки ER316L обеспечивает формирование двухфазной аустенитно-ферритной структуры с контролируемым содержанием δ -феррита, что снижает склонность сварных соединений к образованию горячих трещин по сравнению с однофазной аустенитной структурой.

Показано, что одним из основных факторов, ограничивающих коррозионную стойкость сварных соединений аустенитных сталей, является МКК, связанная с процессами карбидообразования в интервале температур сенсibilизации. Снижение склонности к МКК достигается за счёт применения низкоуглеродистых присадочных материалов, ограничения времени пребывания металла в критическом температурном диапазоне, а также формирования аустенитно-ферритной структуры металла шва, способствующей более равномерному распределению хрома.

Обоснован выбор дуговой сварки неплавящимся электродом в среде защитного газа в качестве основного способа соединения элементов петлевого натриевого контура. Показано, что применение импульсных режимов сварки с ограниченным тепловложением и контролем межслойной температуры позволяет минимизировать зону термического влияния и создать благоприятные условия для формирования структурно устойчивого металла шва.

КОНФЛИКТ ИНТЕРЕСОВ: Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.

ФИНАНСИРОВАНИЕ: Данная статья подготовлена в рамках проекта грантового финансирования научных исследований МНВО по теме АР 32728891 «Разработка и экспериментальное обоснование технологии сварки разнородных аустенитных сталей 12X18H10T и AISI 316 для трубопроводов АЭС».

ЗАЯВЛЕНИЕ ОБ ОДОБРЕНИИ ИНСТИТУЦИОНАЛЬНЫМ ЭТИЧЕСКИМ КОМИТЕТОМ (IRB): Поскольку работа носила исключительно технический характер и не включала участие людей или животных, данный раздел отмечен как «Не применимо»

ЗАЯВЛЕНИЕ ОБ ИНФОРМИРОВАННОМ СОГЛАСИИ: Участие людей не предусматривалось, данный раздел отмечен как «Не применимо».

ЗАЯВЛЕНИЕ О ДОСТУПНОСТИ ДАННЫХ: Поскольку работа основана на обзоре литературы новые экспериментальные данные не создавались.

БЛАГОДАРНОСТИ: Авторы выражают благодарность коллегам за методологическую поддержку и полезные обсуждения, а также анонимным рецензентам за ценные замечания, способствовавшие улучшению качества статьи.

УВЕДОМЛЕНИЕ ОБ ИСПОЛЬЗОВАНИИ ТЕХНОЛОГИЙ ИСКУССТВЕННОГО ИНТЕЛЛЕКТА: Авторы научной статьи не использовали инструменты искусственного интеллекта (ИИ) в ходе подготовки научной статьи (помощь в написании текста, редактировании, проверка фактов, анализ данных).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Gadala, M., Gadala, I., & Gomaa, A. (2024). Failure assessment of seam-welded pipe under fatigue and thermal loading. *Engineering Failure Analysis*, 167, 108934. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2024.108934>
- Mohammad Soltani, H., & Tayebi, M. (2018). Comparative study of AISI 304L to AISI 316L stainless steels joints by TIG and Nd:YAG laser welding. *Journal of Alloys and Compounds*, 767, 112–121. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2018.06.302>
- National Nuclear Center of the Republic of Kazakhstan. (2022, October 17). Kazakhstan-French SAIGA Research Program. <https://www.nnc.kz/en/news/show/397?utm>
- Ақболов, Е. Ж., Богомолова, И. Н., Коровиков, А. Г., & Шевченко, А. М. (2020). Опыт изготовления кожуха наружного неподвижной ампулы НА-228 исследовательского реактора ИГР. *Вестник НЯЦ РК*, (4), 99–104. <https://doi.org/10.52676/1729-7885-2020-4-99-104> // Akbolatov, E. Zh., Bogomolova, I. N., Korovikov, A. G., & Shevchenko, A. M. (2020). Opyt izgotovleniya kozhukha naruzhnogo nepodvizhnoi ampuly NA-228 issledovatel'skogo reaktora IGR [Experience in manufacturing the outer casing of the fixed ampoule NA-228 of the IGR research reactor]. *Vestnik NYaTs RK*, (4), 99–104. <https://doi.org/10.52676/1729-7885-2020-4-99-104> (In Russ.)
- Медовар, Б. И. (1954). Сварка хромоникелевых аустенитных сталей. Киев: Государственное научно-техническое издательство машиностроительной литературы. // Medovar, B. I. (1954). *Svarka khromonikelevykh austenitnykh stalei* [Welding of chromium-nickel austenitic steels]. Kyiv: Gosudarstvennoe nauchno-tekhnicheskoe izdatel'stvo mashinostroitel'noi literatury. (In Russ.)

- Меркушкин, Е.А., Березовская, В.В., & Сомина, С.В. (2020). Межкристаллитная коррозия сталей. Екатеринбург: Издательство Уральского университета. // Merkushev, E. A., Berezovskaya, V.V., & Somina, S.V. (2020). Mezkhristallitnaya korroziya staley [Intergranular corrosion of steels]. Yekaterinburg: Izdatelstvo Uralskogo universiteta. (In Russ.)
- Исламкулов, К. М., & Смагулов, Д. У. (2014). Способ повышения сопротивляемости высоколегированной аустенитной стали образованию горячих трещин при сварке. Международный журнал прикладных и фундаментальных исследований, (11), 7–9. // Islamkulov, K. M., & Smagulov, D. U. (2014). Sposob povysheniya soprotivlyaemosti vysokolegirovannoi austenitnoi stali obrazovaniyu goryachikh treshchin pri svarke [A method for increasing the resistance of high-alloy austenitic steel to hot cracking during welding]. Mezhdunarodnyi zhurnal prikladnykh i fundamentalnykh issledovaniy, (11), 7–9. (In Russ.)
- Suutala, N., Takalo, T., & Moisio, T. (1980). Ferritic-austenitic solidification mode in austenitic stainless steel welds. Metallurgical Transactions A, 11A(5), 717–725.
- Jacob, G. (2018). Prediction of solidification phases in CrNi stainless steel alloys manufactured by laser based powder bed fusion process. NIST Advanced Manufacturing Series, 100–114, 1–38. <https://doi.org/10.6028/NIST.AMS.100-14>
- Hathesh, M. (2020). A review on welding related problems and remedy of austenitic stainless steels. International Research Journal of Engineering and Technology (IRJET), 7, 5166–5174. <https://doi.org/10.4236/MNSMS.2023.132002>
- Липпольд, Д. (2011). Металлургия сварки и свариваемость нержавеющей сталей / пер. с англ.; под ред. Н. А. Соснина, А. М. Левченко. Санкт-Петербург: Издательство Политехнического университета. // Lippold, D. (2011). Metallurgiya svarki i svarivaemost nerzhaveyushchikh staley [Welding metallurgy and weldability of stainless steels] / translated from English; N. A. Sosnin & A. M. Levchenko (Eds.). Saint Petersburg: Izdatelstvo Politekhnikheskogo universiteta. (In Russ.)
- Kundrat, D. M., & Elliott, J. F. (1988). Phase relationships in the Fe-Cr-Ni system at solidification temperatures. Metallurgical Transactions A, 19, 899–908.
- Дедюх, Р. И. (2012). Теория сварочных процессов. Превращения в металлах при сварке: учебное пособие. Томск: Издательство Томского политехнического университета. // Dedyukh, R. I. (2012). Teoriya svarochnykh protsessov. Prevrashcheniya v metallakh pri svarke: uchebnoe posobie [Theory of welding processes. Transformations in metals during welding: Textbook]. Tomsk: Izdatelstvo Tomskogo politekhnikheskogo universiteta. (In Russ.)
- Saeidi, K., Gao, X., Lofaj, F., Kvetková, L., & Shen, Z. J. (2015). Transformation of austenite to duplex austenite-ferrite assembly in annealed stainless steel 316L consolidated by laser melting. Journal of Alloys and Compounds, 633, 463–469. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.01.249>
- Kim, Y. H., Kim, D. G., Sung, J. H., et al. (2011). Influences of Cr/Ni equivalent ratios of filler wires on pitting corrosion and ductility-dip cracking of AISI 316L weld metals. Metals and Materials International, 17, 151–155. <https://doi.org/10.1007/s12540-011-0221-1>
- Закс, И. А. (1973). Сварка разнородных сталей. Ленинград: Машиностроение. // Zaks, I. A. (1973). Svarka raznorodnykh staley [Welding of dissimilar steels]. Leningrad: Mashinostroenie. (In Russ.)
- Кривоносова, Е. А., Акулова, С. Н., & Мышкина, А. В. (2017). К проблеме коррозионного разрушения сварных швов. Вестник ПНИПУ, 19(3), 114–137. // Krivonosova, E. A., Akulova, S. N., & Myshkina, A. V. (2017). K probleme korrozionnogo razrusheniya

- svarnykh shvov [On the problem of corrosion destruction of welded joints]. Vestnik PNIPU, 19(3), 114–137. (In Russ.)
- Курочкин, А. А., & Гуревич, С. М. (2006). Сварка коррозионностойких сталей и сплавов. Москва: Машиностроение. // Kurochkin, A. A., & Gurevich, S. M. (2006). Svarka korrozionnostoikikh stalei i splavov [Welding of corrosion-resistant steels and alloys]. Moscow: Mashinostroenie. (In Russ.)
- Мельников, А. Ю., Фивейский, А. М., & Шолохов, М. А. (2015). Исследование влияния параметров импульсов на размеры шва при аргонодуговой сварке. В Сварка и диагностика: сборник докладов международного форума, Екатеринбург, 25–27 ноября 2014 года (с. 106–110). Екатеринбург: Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина. EDN TSQKZL. // Melnikov, A. Yu., Fiveiskii, A. M., & Sholokhov, M. A. (2015). Issledovanie vliyaniya parametrov impulsov na razмеры shva pri argonodugovoi svarke [Study of the influence of pulse parameters on weld size during argon arc welding]. In Svarka i diagnostika: sbornik dokladov mezhdunarodnogo foruma, Yekaterinburg, November 25–27, 2014 (pp. 106–110). Yekaterinburg: Uralskii federalnyi universitet imeni pervogo Prezidenta Rossii B. N. Eltsina. EDN TSQKZL. (In Russ.)
- Krantz, B. M., & Coppolecchia, V. (1971). The effects of pulsed gas metal-arc welding parameters on weld cooling rates. Welding Research Supplement, 11, 474–479.
- API RP 582:2023. (2023). Welding guidelines for the chemical, oil, and gas industries. American Petroleum Institute.
- Федеральные нормы и правила в области использования атомной энергии «Сварка и наплавка оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок» (НП-104-18): утв. Приказом Ростехнадзора от 14.11.2018 г. № 554. URL: <https://files.stroyinf.ru/Index2/1/4293733/4293733534.htm> // Federalnye normy i pravila v oblasti ispolzovaniya atomnoi energii «Svarka i naplavka oborudovaniya i truboprovodov atomnykh energeticheskikh ustanovok» (NP-104-18): utv. Prikazom Rostekhnadzora ot 14.11.2018 g. No. 554 [Federal rules and regulations in the field of atomic energy use “Welding and surfacing of equipment and pipelines of nuclear power installations” (NP-104-18): Approved by Order of Rostekhnadzor dated November 14, 2018, No. 554]. URL: <https://files.stroyinf.ru/Index2/1/4293733/4293733534.htm> (In Russ.)
- Федеральные нормы и правила в области использования атомной энергии «Правила контроля основного металла, сварных соединений и наплавленных поверхностей при эксплуатации оборудования, трубопроводов и других элементов атомных станций» (НП-084-15): утв. Приказом Ростехнадзора от 07.12.2015 г. № 502. URL: https://docs.secnrs.ru/catalog/FNP/NP_084_15/ // Federalnye normy i pravila v oblasti ispolzovaniya atomnoi energii «Pravila kontrolya osnovnogo metalla, svarnykh soedinenii i naplavlennykh poverkhnostei pri ekspluatatsii oborudovaniya, truboprovodov i drugikh elementov atomnykh stantsii» (NP-084-15): utv. Prikazom Rostekhnadzora ot 07.12.2015 g. No. 502 [Federal rules and regulations in the field of atomic energy use “Rules for inspection of base metal, welded joints and deposited surfaces during operation of equipment, pipelines and other elements of nuclear power plants” (NP-084-15): Approved by Order of Rostekhnadzor dated December 7, 2015, No. 502]. URL: https://docs.secnrs.ru/catalog/FNP/NP_084_15/ (In Russ.)

Авторлар туралы мәліметтер
Информация об авторах
Information about authors



Скаков Мажын Канапинович – физика-математика ғылымдарының докторы, профессор, Қазақстан Республикасының Ұлттық ядролық орталығы, Курчатов қ., Қазақстан

Скаков Мажын Канапинович – доктор ф.-м. наук, профессор, Национальный ядерный центр Республики Казахстан, г. Курчатов, Казахстан

Skakov Mazhyn Kanapinovich – Doctor of Physical and Mathematical Sciences, Professor, National Nuclear Center of the Republic of Kazakhstan, Kurchatov, Kazakhstan,

e-mail: skakov@nnc.kz,

ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-3716-8846>



Ақболатов Елдос Жаннұрұлы – машинажасау магистрі, ҚР ҰЯО РМК «Атом энергиясы институты» филиалы, Курчатов, Қазақстан

Ақболатов Елдос Жаннұрұлы – магистр машиностроения, Филиал «Институт атомной энергии» РГП НЯЦ РК, г. Курчатов, Казахстан

Akbolatov Eldos Zhannuruly – Master of Mechanical Engineering, Institute of Atomic Energy Branch RSE NNC RK, Kurchatov, Kazakhstan,

e-mail: akhbolatov@nnc.kz,

ORCID: <https://orcid.org/0009-0000-1223-980X>



Қабдыкенова Еркежан Мұратқызы – физика магистрі, С. Аманжолов атындағы Шығыс Қазақстан университеті, Өскемен қ., Қазақстан

Қабдыкенова Еркежан Мұратқызы – магистр физики, Восточно-Казахстанский университет имени С. Аманжолова, г. Усть-Каменогорск, Казахстан

Kabdykenova Erkezhan Muratkyzy – Master of Physics, S. Amanzholov East Kazakhstan University, Ust-Kamenogorsk, Kazakhstan

e-mail: <mailto:muratovna.erke@bk.ru>



Ғабдысалық Риза – PhD докторы, Д. Серікбаев атындағы Шығыс Қазақстан техникалық университеті, Өскемен, Қазақстан

Ғабдысалық Риза – доктор PhD, Восточно-Казахстанский технический университет имени Д. Серикбаева, г. Усть-Каменогорск, Казахстан

Gabdysalyk Riza – PhD, East Kazakhstan Technical University named after D. Serikbaev, Ust-Kamenogorsk, Kazakhstan,

e-mail: riza.gabdysalyk@mail.ru,

ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-9184-0897>