

<https://doi.org/10.52676/1729-7885-2021-4-22-29>

УДК 658.562.3: 621.791.05

## ОПТИМИЗАЦИЯ ПРОЦЕССА РУЧНОЙ АРГОНОДУГОВОЙ СВАРКИ РАЗНОРОДНЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ 12X18H10T И AISI 316

**Акболов Е.Ж., Коровиков А.Г.**

*Филиал «Институт атомной энергии» РГП НЯЦ РК, Курчатов, Казахстан*

*E-mail для контактов: akhbolatov@nnc.kz*

В работе представлены результаты испытания на склонность к межкристаллитной коррозии сварных соединений разнородных сталей 12X18H10T и AISI 316 без термообработки, а также после закалки и стабилизирующего отжига. Путем сварки контрольных образцов определены оптимальные параметры аргонодуговой сварки для труб диаметром 42 мм, толщиной стенки 3,5 мм. Подобрана присадочная проволока по диаграмме Шеффлера.

**Ключевые слова:** *нержавеющие стали, разнородное сварное соединение, межкристаллитная коррозия, аргонодуговая сварка, термообработка.*

### ВВЕДЕНИЕ

В настоящее время тенденция развития атомной энергетики идет в направлении улучшения технологии быстрых реакторов с натриевым теплоносителем. Необходимым условием при разработке данных типов реакторов является обоснование безопасности топлива и элементов активной зоны. На реакторе ИГР существует возможность проведения экспериментов по испытанию модельных тепловыделяющих сборок реакторов с натриевым теплоносителем, но для этих целей необходимо строительство петлевого контура, который будет обеспечивать циркуляцию жидкого натрия через экспериментальное устройство. Однако в связи с использованием в строительстве комплектующих зарубежного производства в частности высокотемпературных клапанов, выполненных в основном из стали AISI 316 (США), возникает трудности с получением сварных соединений с трубопроводом контура, который, как и другие компоненты контура (трубы, насосы, аккумуляторные баки, расходомеры, емкости, фильтры, запорная арматура) будет выполнен из нержавеющей стали 12X18H10T. Таким образом, при создании контура будут встречаться сварные соединения разнородных сталей AISI 316 и 12X18H10T.

В мировой практике стали марки AISI 316 (США) и 12X18H10T (Россия) известны под наименованием хромоникелевые стали типа 18-10 (в них содержатся ~18% Cr и 10% Ni), которые относятся к одному структурному классу – аустенитному, однако отличаются по уровню легирования химическими элементами. Данные марки сталей обладают важными физическими и механическими свойствами, благодаря которым получили широкое распространение при изготовлении, монтаже, ремонте и реконструкции оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок.

Несмотря на сложный химический состав, нержавеющие аустенитные стали можно отнести хорошо свариваемым материалам [1]. Однако, при сварке этих сталей вследствие сварочного нагрева возникает склонность к межкристаллитной коррозии (МКК) и

горячим трещинам металла шва и зоны термического влияния (ЗТВ). Вероятность появления таких разрушений в основном зависит от структуры и химического состава сталей. Поэтому для правильного подбора сварочных материалов, параметров режима сварки, а также вида и режимов термообработки требуются индивидуальные исследования для конкретной комбинации сварки аустенитных сталей.

### АНАЛИЗ ВОЗМОЖНЫХ ДЕФЕКТОВ И МЕТОДЫ ИХ УСТРАНЕНИЯ ПРИ СВАРКЕ РАЗНОРОДНЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ 12X18H10T И AISI 316

За последние годы опубликованные работы в основном посвящены сварке аустенитных сталей (12X18H10T, AISI 304) со сталями ферритного, перлитного класса (AISI 430, Ст20, 12X2М, 10CrNi3MoV) [2–5]. Исключением является работы [6, 7], в которых представлены результаты аргонодуговой и лазерной сварки разнородных аустенитных сталей марки AISI 316L с AISI 304.

Обобщая результаты исследований в приведенных работах и накопленный опыт сварки аустенитных хромоникелевых сталей можно выделить две основные проблемы, которые могут возникнуть при сварке сталей марки 12X18H10T и AISI 316 между собой. Это склонность сварных швов к МКК и горячие трещины в швах и в околошовной зоне.

Возникновение горячих трещин в сварных швах аустенитных сталей обусловлено действием двух факторов – металлургического и механического [8]. В процессе сварки происходит быстрый нагрев и охлаждение относительно небольшого объема металла. В результате неравномерного нагрева свариваемого изделия возникают растягивающие напряжения, оказывающие механическое воздействие на трещинообразование. Действие растягивающих напряжений можно несколько ослабить путем изменения режимов сварки (уменьшением погонной энергии), изменением сечения шва, порядка наложения швов или принудительным охлаждением шва в процессе сварки. Однако перечисленные меры недостаточно эффективны для аустенитных сталей. Многочисленные исследо-

вания показали, что в механизме образования горячих трещин решающее значение имеют металлургические процессы, которые зависят от первичной микроструктуры шва. Известно, что однофазные чисто аустенитные швы по сравнению с двухфазной аустенитно-ферритной структурой в большей степени подвержены горячим трещинам [8, 9, 13, 14]. Однако высокое содержание феррита (более 8%) в сварном шве способствует выделению интерметаллических соединений на базе железа и хрома, обладающих очень высокой твердостью и хрупкостью, что приводит к снижению ударной вязкости и пластичности стали [13]. Производственный опыт показал, что содержание феррита в структуре сварного шва не более 5 % является оптимальным [8, 9, 13, 14]. Такое количество обеспечивает более высокую вязкость металла, т.к. феррит, располагаясь по границам аустенитных зерен, ограничивает их рост. Следовательно, для повышения стойкости сварных швов против горячих трещин при сварке аустенитных сталей необходимо применять сварочные материалы, которые обеспечивают содержание ферритной фазы в наплавленном металле не менее 2,5–3%.

Склонность хромоникелевых сталей к МКК многие исследователи [8–11] объясняют следующим образом. В процессе сварки, а также при эксплуатации технических устройств из хромоникелевых сталей в результате длительного воздействия температуры в интервале 470–840 °С у границ зерен металла могут возникнуть условия интенсивного взаимодействия углерода с хромом. Это приводит к образованию сложных карбидов хрома по границам кристаллов аустенита (рисунок 1). Сталь при этом становится восприимчивой к межкристаллитной коррозии в локальном участке из-за резкого снижения содержания количества хрома в пограничных областях зерен. Процесс карбидообразования самопроизвольный и начинается, как только металл попадает в указанные интервалы температур. В результате воздействий внешних и внутренних статистических растягивающих напряжений и коррозионной среды металл может легко разрушаться именно по сварному шву и в околшово-вой зоне.

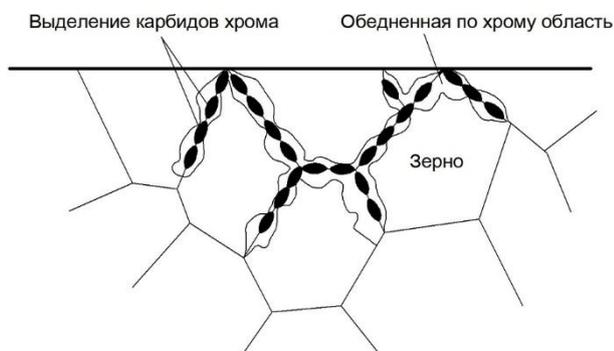


Рисунок 1. Схематическое изображение выделения карбидов на границах зерен в аустените [12]

В настоящее время на практике нашли применение следующие меры предотвращения горячих трещин и МКК в сварных соединениях аустенитных хромоникелевых сталей [10]:

*Максимальное снижение концентрации углерода и введение в сталь таких сильных карбидообразующих элементов, как титан, ниобий, молибден, ванадий и др., обладающих большим сродством к углероду, чем хром.* Тогда углерод выделится не в виде карбидов хрома, а в виде карбидов TiC, NbC, MoC, хром при этом сохраняется в твердом растворе и коррозионная стойкость стали не уменьшается.

*Формирование благоприятной двухфазной аустенитно-ферритной структуры в шве.* Двухфазная аустенитно-ферритная структура (легирование металла шва элементами ферритизаторами) может полностью исключить появление разрушения. Стойкость к МКК увеличивается при наличии первичного феррита в аустенитном шве благодаря тому, что необходимая концентрация хрома в обедненных участках быстро восстанавливается за счет высокой скорости диффузии хрома в феррите.

*Проведение гомогенизирующей термообработки.* Закалка (аустенизация) в интервале температур 1050–1100 °С вызывает растворение избыточной фазы и фиксирует однофазную аустенитную структуру стали. Однако при повторном нагреве в интервале критических температур (500–800 °С) сталь повторно приобретает склонность к МКК. Еще один действенный метод предотвращения МКК это стабилизирующий отжиг, нагрев в течение 2–3 ч при  $t = 850 \dots 900$  °С с последующим остыванием на воздухе. В данном случае карбиды выпадают более полно, однако за счет диффузионных процессов содержание хрома в объеме зерна аустенита выравнивается и металл становится нечувствительным к МКК.

*Технологические меры.* Оптимальные режимы сварки, исключая перегрев металла способствуют предотвращению коррозионного разрушения сварных соединений (сварка с малой погонной энергией, искусственное охлаждение металла зоны термического воздействия, оптимальные конструктивные формы сварного соединения).

Получение двухфазной аустенитно-ферритной структуры, а также введение в металл шва карбидообразующих элементов достигается путем подбора присадочных материалов для конкретных комбинаций сталей. Поэтому в настоящей работе была произведена оценка правильности выбора присадочной проволоки по уточненной диаграмме Шеффлера путем определения количества феррита в металле шва.

#### ОЦЕНКА СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛА ШВА С ПОМОЩЬЮ ДИАГРАММЫ ШЕФФЛЕРА

Диаграмма Шеффлера была построена в результате многочисленных опытов, на оценке эффективности действия на структуру сварного шва аустенитообразующих (C, N, Ni, Mn, Cu) и ферритообразующих (Cr, Si, Al, Mo, Vn, Nb, Ti, W) элементов. Эта

диаграмма не учитывает возможные изменения количества феррита при изменении скоростей охлаждения за счет изменения сварочных режимов или за счет последующей термообработки металла шва. Тем не менее с практической приемлемой степенью точности можно производить оценку структурного состояния металла в зависимости от химического состава.

В настоящей работе определение структуры металла шва с помощью диаграммы Шеффлера было произведено согласно методике, представленной в работе [15].

Исходные данные:

- сталь 12X18H10T с химическим составом (в %) – 0,12C; 0,8Si; 1Mn; 18Cr; 10Ni; 1Ti;
- сталь AISI 316 с химическим составом (в %) – 0,08C; 1Si; 1Mn; 18Cr; 11Ni; 3Mo;
- диаметр свариваемых труб Ø42 мм, толщина стенки 3,5 мм;
- ручная аргонодуговая сварка;
- соединение стыковое с V-образной разделкой кромок (45°);
- сварка выполняется в два слоя.

1. Определяем долю участия основного и наплавленного металлов в первом (корневом) слое шва.

При сварке первого слоя с углом разделки 45° доля участия основного металла теоретически составляет 45% (рисунок 2). Значение теплопроводности сталей AISI 316 и 12X18H10T одинаковое, поэтому степень проплавления данных сталей тоже одинаковое 50% от доли основного металла, т.е.:

- доля стали 12X18H10T  $\Psi=45 \cdot 0,5=22,5\%$ ;
- доля стали AISI 316  $\Psi=45 \cdot 0,5=22,5\%$ ;
- доля наплавленного металла  $100\%-(22,5\%+22,5\%)=55\%$ .

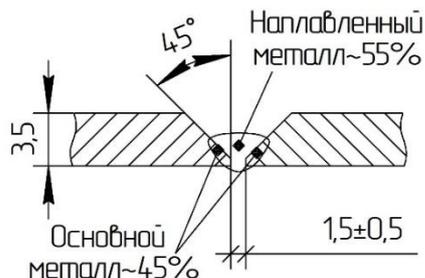


Рисунок 2. Доля участия основного и наплавленного металлов для первого слоя шва

2. Выбираем для сварки присадочную проволоку Св-04X17H10M2 с химическим составом (в %) – 0,4C; 0,7Si; 1Mn; 18Cr; 10Ni; 2,8Mo.

3. Вычисляем химический состав первого слоя металла шва:

$$X_{ми} = \Psi X_{ом} + (1 - \Psi) X_{им},$$

где  $X_{ми}$ ,  $X_{ом}$ ,  $X_{им}$  – соответственно содержание углерода или другого определяемого элемента в метал-

ле шва, основном и наплавленном металлах;  $\Psi$  – доля участия основного металла в металле шва.

Тогда химический состав металла шва при сварке первого слоя будет (в %):

$$C_{ми} = (0,225 \cdot 0,12 + 0,225 \cdot 0,08) + 0,55 \cdot 0,4 = 0,265;$$

$$Si_{ми} = (0,225 \cdot 0,8 + 0,225 \cdot 1) + 0,55 \cdot 0,7 = 0,78;$$

$$Mn_{ми} = (0,225 \cdot 1 + 0,225 \cdot 1) + 0,55 \cdot 1 = 1;$$

$$Cr_{ми} = (0,225 \cdot 18 + 0,225 \cdot 18) + 0,55 \cdot 18 = 18;$$

$$Ni_{ми} = (0,225 \cdot 10 + 0,225 \cdot 11) + 0,55 \cdot 10 = 10,225;$$

$$Mo_{ми} = (0,225 \cdot 0 + 0,225 \cdot 3) + 0,55 \cdot 3 = 2,325;$$

$$Ti_{ми} = (0,225 \cdot 1 + 0,225 \cdot 0) + 0,55 \cdot 0 = 0,225.$$

4. Вычисляем эквиваленты хрома и никеля для первого слоя:

$$\Phi = [Cr] = \%Cr + \%Si \cdot 1,5 + \%Mo + \%Ti \cdot 3,5 = 18 + 0,79 \cdot 1,5 + 2,325 + 0,225 \cdot 3,5 = 22,3\%$$

$$A = [Ni] = \%Ni + \%C \cdot 30 + \%Mn \cdot 0,5 = 10,225 + 0,265 \cdot 30 + 1 \cdot 0,5 = 18,6\%$$

5. Определяем долю участия, основного и наплавленного металлов во втором слое шва.

Доля основного металла в формировании шва будет уменьшаться по мере увеличения количества его слоев и для второго слоя теоретически будет составлять около 30% (рисунок 3), следовательно:

- доля стали 12X18H10T  $\Psi=30 \cdot 0,5=15\%$ ;
- доля стали AISI 316  $\Psi=30 \cdot 0,5=15\%$ ;
- доля наплавленного металла  $100-(15+15)=70\%$ .

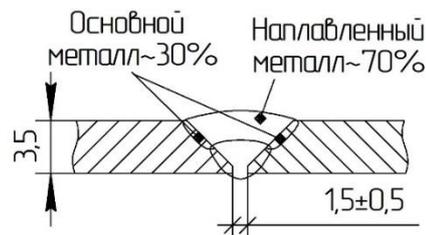


Рисунок 3. Доля участия основного и наплавленного металлов для второго слоя шва

6. Вычисляем химический состав второго слоя металла шва (в %):

$$C_{ми} = (0,15 \cdot 0,12 + 0,15 \cdot 0,08) + 0,7 \cdot 0,4 = 0,31;$$

$$Si_{ми} = (0,15 \cdot 0,8 + 0,15 \cdot 1) + 0,7 \cdot 0,7 = 0,76;$$

$$Mn_{ми} = (0,15 \cdot 1 + 0,15 \cdot 1) + 0,7 \cdot 1 = 1;$$

$$Cr_{ми} = (0,15 \cdot 18 + 0,15 \cdot 18) + 0,7 \cdot 18 = 18;$$

$$Ni_{ми} = (0,15 \cdot 10 + 0,15 \cdot 11) + 0,7 \cdot 10 = 10,15;$$

$$Mo_{ми} = (0,15 \cdot 0 + 0,15 \cdot 3) + 0,7 \cdot 3 = 2,55;$$

$$Ti_{ми} = (0,15 \cdot 1 + 0,15 \cdot 0) + 0,7 \cdot 0 = 0,15.$$

7. Вычисляем эквиваленты хрома и никеля для второго слоя:

$$\Phi = [Cr] = \%Cr + \%Si \cdot 1,5 + \%Mo + \%Ti \cdot 3,5 =$$

$$= 18 + 0,76 \cdot 1,5 + 2,55 + 0,15 \cdot 3,5 = 22,2\%;$$

$$A = [Ni] = \%Ni + \%C \cdot 30 + \%Mn \cdot 0,5 =$$

$$= 10,15 + 0,31 \cdot 30 + 1 \cdot 0,5 = 19,95\%$$

Полученные результаты расчета эквивалента хрома и никеля для первого и второго слоя наносим на диаграмму Шеффлера (рисунок 4, точка 1 и 2), из которой видно, что структура металла шва будет соответствовать двухфазной аустенитно-ферритной с количеством феррита до 5%. Следовательно, рекомендуемая присадочная проволока Св-04Х17Н10М2 минимизирует склонность к МКК и образование горячих трещин в сварном шве.

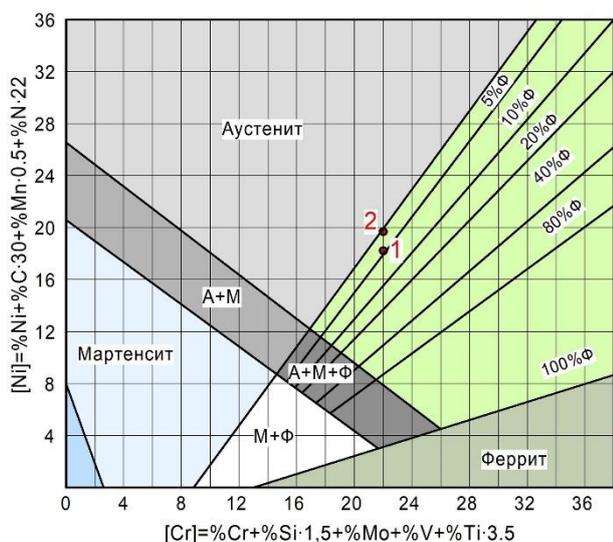


Рисунок 4. Структура сварного шва при сварке сталей 12X18H10T с AISI 316 по диаграмме Шеффлера

#### МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ

##### Сварка образцов

В качестве заготовки для изготовления образцов были использованы трубы из сталей 12X18H10T и AISI 316 диаметром 42 мм, толщиной стенки 3,5 мм, длиной 70 мм. Сварка заготовок производилась на сварочном инверторном аппарате для аргонодуговой сварки TIG 200P AC/DC. Конструкция стыка соответствовала типу С-23-2 по НП-104-18 [16] с углом разделки 45° (рисунок 2). Для определения оптимальных значений сварочного тока была выполнена сварка 9 образцов на разных режимах в диапазоне от 50 до 70 А. В таблице 1 приведены параметры режима сварки. Режимы № 1, 2 и 3 были выполнены в классическом варианте, т.е. непрерывно выполнялось сварка корневого слоя, после его остывания до комнатной температуры выполнялось сварка облицовочного слоя (рисунок 5, а). В режиме № 4 каждый слой разделили на три прохода с временем выдержки между проходами до полного остывания ранее выполненного прохода (рисунок 5, б).

Таблица 1. Параметры режима сварки

Режим №	Сила тока, А	Диаметр вольфрамового электрода, мм	Диаметр присадочной проволоки, мм	Расход аргона, л/мин		Кол-во образцов, шт.
				в горелку	на поддув	
1	50	2	1,6	8	5	2
2	60					2
3	70					2
4	60 (с перерывом между проходами)					3

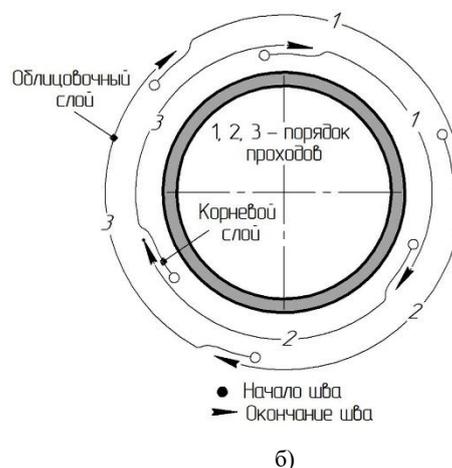
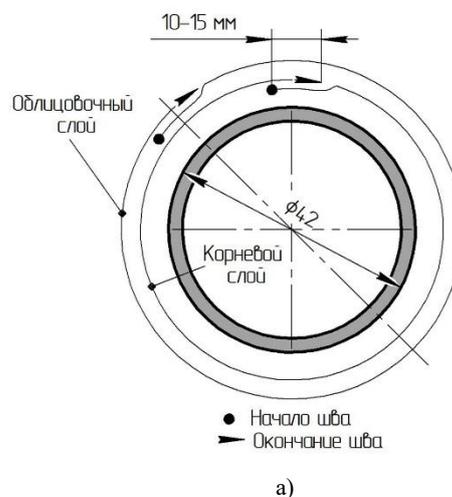


Рисунок 5. Порядок сварки для режимов № 1, 2, 3 (а) и режима № 4 (б)

#### Неразрушающий контроль качества и изготовление образцов для оценки склонности к МКК

После сварки образцов производился визуальный и измерительный контроль, а также радиографический контроль на рентгеновском аппарате «АРИНА-3». По результатам контроля качества бы-



Рисунок 6. Фотография сегментов: № 1 – без термообработки, № 2 – после закалки и № 3 – после стабилизирующего отжига

ли отобраны 3 образца без дефектов для оценки склонности к МКК. Согласно требованиям ГОСТ 6032-2017 [17] на образцах было снято усиление шва снаружи и внутри на токарном станке. Далее из этих образцов были вырезаны 9 сегментов шириной 15 мм и пронумерованы ударным клеймом (рисунок 6). В целях оценки эффективности термообработки сегменты под номером 2 были подвергнуты закалке, нагревом до температуры 1050 °С с последующим остыванием на воздухе. Сегменты под номером 3 были подвергнуты стабилизирующему отжигу нагревом до температуры 900 °С с выдержкой 2 ч с последующим остыванием на воздухе.

#### Испытания на стойкость против МКК

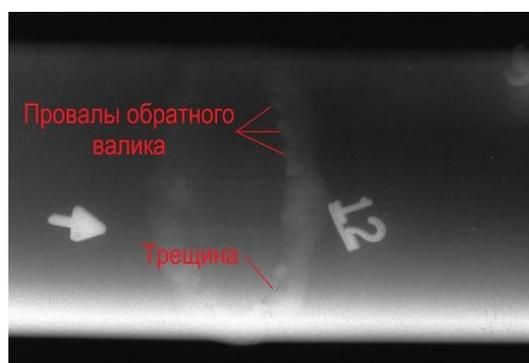
Испытания на склонность к МКК проводились по методике АМУ согласно ГОСТ 6032-2017 [17]. Вырезанные сегменты обматывались медной проволокой в соответствии с требованиями данного стандарта. Далее были помещены в стеклянную колбу с раствором и обратным холодильником. Сегменты выдерживались в кипящем растворе в течение 8 ч. Согласно специфике обнаружения развития МКК, сегменты подвергались последующему изгибу до угла 90° таким образом, чтобы корневой шов, обращенный к рабочей среде, находился на внешней стороне образца. Оценка результатов испытаний на МКК проводилась осмотром изогнутой части при 50-кратном увеличении на металлографическом микроскопе ММР-4.

#### РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

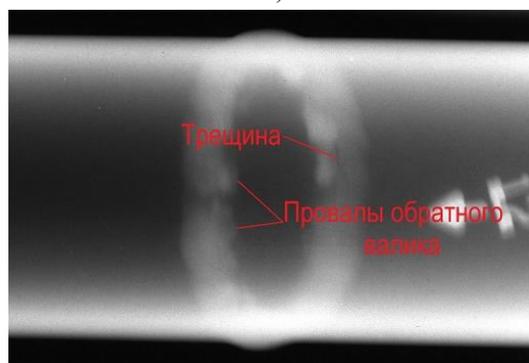
##### Результаты неразрушающего контроля

При визуальном осмотре образцов, выполненных на сварочном токе 50 А, было обнаружено отсутствие обратного валика, которое свидетельствует о неполном проплавлении корня шва. Увеличение сварочного тока до 70 А привело к образованию горячих трещин, которые были обнаружены на рентгеновских снимках (рисунок 7). Вероятной причиной образования трещин является чрезмерный перегрев металла шва в процессе сварки, так как при визуальном осмотре и на рентгеновских снимках отчетливо видны провалы обратного валика. В целях минимизации тепловложения было решено, каждый слой (корне-

вой и облицовочный) выполнять за три прохода со временем выдержки между проходами до полного остывания при сварочном токе 60 А. Такое технологическое решение позволило получить сварной шов свободных от горячих трещин (рисунок 8).



а)



б)

Рисунок 7. Рентгеновские снимки образцов при сварочном токе 60 А (а) и 70 А (б)

Необходимо отметить, что при визуальном и измерительном контроле была обнаружена разность размеров ЗТВ. На рисунке 9 видно, что участок ЗТВ со стороны стали AISI 316 практически в два раза больше по сравнению с 12X18H10T. Наиболее вероятно, это связано с разными теплофизическими свойствами сталей, так как коэффициент линейного расширения у стали AISI 316 намного выше (при 20–100 °С равен  $18 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ ), чем у стали 12X18H10T (при 20–100 °С равен  $16,6 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ ).

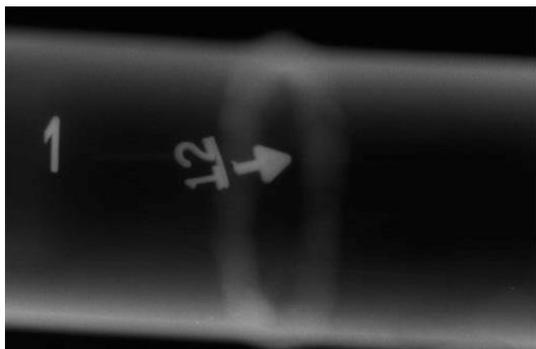


Рисунок 8. Рентгеновский снимок образца, выполненный за три прохода при сварочном токе 60 А



Рисунок 9. Фотография внешнего вида образца, выполненная за три прохода при сварочном токе 60 А

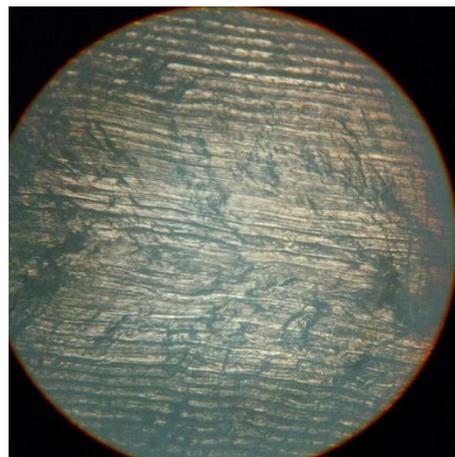
### Результаты испытаний на стойкость против МКК

На сегментах №1, не подвергнутых термической обработке в изогнутой части при 50 кратном увеличении были выявлены многочисленные коррозионные повреждения (рисунок 10). Это является признаком склонности к МКК, степень деградации металла шва после испытаний не соответствует требованиям ГОСТ 6032-2017 [17].

При визуальном осмотре на сегментах № 2 и № 3, подвергнутых термической обработке, трещин не выявлено. Однако при 50-кратном увеличении были замечены коррозионные повреждения (рисунок 11), но

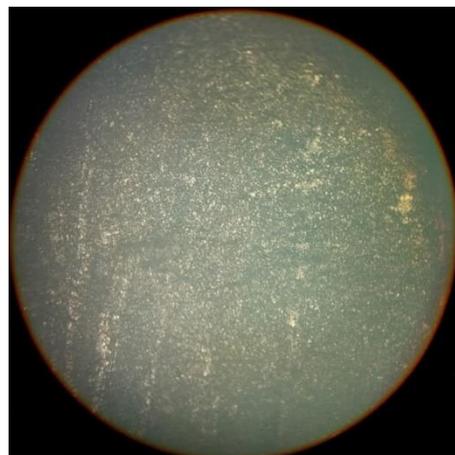


а)

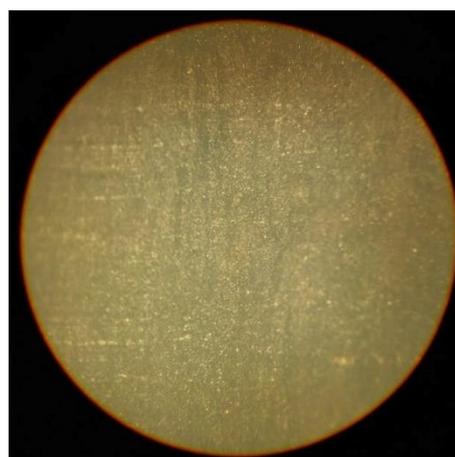


б)

Рисунок 10. Внешний вид сегмента № 1 без термической обработки после изгиба (а) и при 50-кратном увеличении зоны изгиба (б)



а)



б)

Рисунок 11. Зона изгиба сегмента № 2 после закалки (а) и № 3 после стабилизирующего отжига (б) при 50-кратном увеличении

по сравнению с сегментом № 1 их число намного меньше и имеет продольное расположение, которое допускается согласно требованиям ГОСТ 6032-2017 [17]. Таким образом, можно сделать вывод, что сварные швы из разнородных сталей 12X18H10T и AISI 316 с последующей термообработкой не склонны к МКК.

#### ЗАКЛЮЧЕНИЕ

В результате проведенного исследования можно сделать следующие выводы:

– использованная присадочная проволока Св-04X17H10M2 и сварка на токе 60 А, выполненная за три прохода с временем выдержки между проходами до полного остывания обеспечили получение сварного шва без горячих трещин;

– для гарантированного обеспечения стойкости против МКК в сварных соединениях из разнородных сталей 12X18H10T и AISI 316 необходимо провести термообработку по завершению процесса сварки;

– для определения эффективности стабилизирующего отжига по сравнению с закалкой необходимы дальнейшие исследования микроструктуры образцов металлографическим методом и механических свойств сварного соединения.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Дедюх Р. И. Материаловедение и технологии конструкционных материалов. Технология сварки плавлением / учебное пособие для прикладного бакалавриата. – М.: Изд-во «Юрайт», 2016. – 169 с.
2. Serinda H.T, Cam. G.G. Microstructure and mechanical properties of gas metal arc welded AISI 430/AISI 304 dissimilar stainless steels butt joints // The 9th Global Conference on Materials Science and Engineering (CMSE 2020). – 2021. – P. 2–11.
3. Wanga C., Yua Y., Yua J. et al. Microstructure evolution and corrosion behavior of dissimilar 304/430 stainless steel welded joints // Journal of Manufacturing Processes. – 2020. – Vol. 50 – P. 183–191.
4. Prabakaran M.P., Kannan G.R. Effects of post-weld heat treatment on dissimilar laser welded joints of austenitic stainless steel to low carbon steel // International Journal of Pressure Vessels and Piping. – 2021. – Vol. 191. – P. 1–11.
5. Changqing Ye, Guangyao Lu, Liang Ni. Effects of heat treatment on microstructure and mechanical properties of explosive welded 10CrNi3MoV steel – 304L stainless steel // Materials Letters. – 2020. – Vol. 262. – P. 1–4.
6. Soltani H.M., Tayebi M. Comparative study of AISI 304L to AISI 316L stainless steels joints by TIG and Nd:YAG laser welding // Journal of Alloys and Compounds. – 2018. – Vol. 767. – P. 112–121.
7. Vinothkumar H., Balakrishnan M., Gulanthaivel K. et al. Investigation on effects of flux assisted GTAW welding process on mechanical, metallurgical characteristics of dissimilar metals SS 304 and SS 316L // Materials Today: Proceedings. – 2020. – Vol. 33. – P. 3191–3196.
8. Медовар Б.И. Сварка хромоникелевых аустенитных сталей. – Киев: Государственное научно-техническое изд-во машиностроительной литературы, 1954. – 149 с.

9. Меркушкин Е.А., Березовская В.В., Сомина С.В. Межкристаллитная коррозия сталей. – Екатеринбург: Изд-во Уральского университета, 2020. – 69 с.
10. Кривонос Е.А., Акулова С.Н., Мышкина А.В. К проблеме коррозионного разрушения сварных швов // Вестник ПНИПУ. – 2017. – Т. 19. – № 3. – С. 114–137.
11. Шлямнев А. Нержавеющие стали с низким содержанием углерода // Национальная металлургия. – 2003. – С. 73–75.
12. Lawrynowicz, Z. Diagnostics of the effect of prior cold deformation and aging time on intergranular corrosion resistance in case of austenitic stainless steel: proceedings // 17th International Conference Diagnostics of Machines and Vehicles. MATEC Web of Conferences. – 2018. – p. 182.
13. Исламкулов К.М., Смагулов Д.У. Способ повышения сопротивляемости высоколегированной (аустенитной) стали образованию горячих трещин при сварке // Международный журнал прикладных и фундаментальных исследований. – 2014. – № 11. – С. 7–9.
14. Шабалин В.Н. Аргон дуговая сварка теплообменника ТКВ-600 из разнородных аустенитных сталей и сплава на железоникелевой основе // Ползуновский альманах. – 2015. – № 4. – С. 122–128.
15. Закс И.А. Сварка разнородных сталей. Л.: Машиностроение, 1973. – 208 с.
16. 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>.
17. ГОСТ 6032-2017 «Стали и сплавы коррозионно-стойкие. Методы испытаний на стойкость против межкристаллитной коррозии». // Юридическая фирма «Интернет и Право» URL: <https://www.internet-law.ru/gosts/gost/65201/>

#### REFERENCES

1. Dedyukh R. I. Materialovedenie i tekhnologii konstruksionnykh materialov. Tekhnologiya svarki plavleniem / uchebnoe posobie dlya prikladnogo bakalavriata. – Moscow: Izd-vo «Yurayt», 2016. – 169 p.
2. Serinda N.T, Cam. G.G. Microstructure and mechanical properties of gas metal arc welded AISI 430/AISI 304 dissimilar stainless steels butt joints // The 9th Global Conference on Materials Science and Engineering (CMSE 2020). – 2021. – P. 2–11.
3. Wanga C., Yua Y., Yua J. et al. Microstructure evolution and corrosion behavior of dissimilar 304/430 stainless steel welded joints // Journal of Manufacturing Processes. – 2020. – Vol. 50 – P. 183–191.
4. Prabakaran M.P., Kannan G.R. Effects of post-weld heat treatment on dissimilar laser welded joints of austenitic stainless steel to low carbon steel // International Journal of Pressure Vessels and Piping. – 2021. – Vol. 191. – P. 1–11.
5. Changqing Ye, Guangyao Lu, Liang Ni. Effects of heat treatment on microstructure and mechanical properties of explosive welded 10CrNi3MoV steel – 304L stainless steel // Materials Letters. – 2020. – Vol. 262. – P. 1–4.
6. Soltani H.M., Tayebi M. Comparative study of AISI 304L to AISI 316L stainless steels joints by TIG and Nd:YAG

- laser welding // Journal of Alloys and Compounds. – 2018. – Vol. 767. – P. 112–121.
- Vinothkumar H., Balakrishnan M., Gulanthaivel K. et al. Investigation on effects of flux assisted GTAW welding process on mechanical, metallurgical characteristics of dissimilar metals SS 304 and SS 316L // Materials Today: Proceedings. – 2020. – Vol. 33. – P. 3191–3196.
  - Medovar B.I. Svarka khromonikelevykh austenitnykh staley. – Kiev: Gosudarstvennoe nauchno-tehnicheskoe izd-vo mashinostroitel'noy literatury, 1954. – 149 p.
  - Merkushkin E.A., Berezovskaya V.V., Somina S.V. Mezhkristallitnaya korroziya staley. – Ekaterinburg: Izd-vo Urals'kogo universiteta, 2020. – 69 p.
  - Krivososova E.A., Akulova S.N., Myshkina A.V. K probleme korroziionnogo razrusheniya svarnykh shvov // Vestnik PNIPU. – 2017. – T. 19. – No. 3. – P. 114–137.
  - Shlyamnev A. Nerzhavayushchie stali s nizkim sodержanie ugleroda // Natsional'naya metallurgiya. – 2003. – P. 73–75.
  - Lawrynovicz, Z. Diagnostics of the effect of prior cold deformation and aging time on intergranular corrosion resistance in case of austenitic stainless steel: proceedings // 17th International Conference Diagnostics of Machines and Vehicles. MATEC Web of Conferences. – 2018. – p. 182.
  - Islamkulov K.M., Smagulov D.U. Sposob povysheniya soprotivlyaemosti vysokolegirovannoy (austenitnoy) stali obrazovaniyu goryachikh treshchin pri svarke // Mezhdunarodnyy zhurnal prikladnykh i fundamental'nykh issledovaniy. – 2014. – No. 11. – P. 7–9.
  - Shabalin V.N. Argonodugovaya svarka teploobmennika TKV-600 iz raznorodnykh austenitnykh staley i splava na zhelezonikelevoy osnove // Polzunovskiy al'manakh. – 2015. – No. 4. – P. 122–128.
  - Zaks I.A. Svarka raznorodnykh staley. L.: Mashinostroyeniye, 1973. – 208 p.
  - Federal'nye normy i pravila v oblasti ispol'zovaniya atomnoy energii "Svarka i naplavka oborudovaniya i truboprovodov atomnykh energeticheskikh ustanovok" (NP-104-18): utv. Prikazom Rostekhnadzora ot 14.11.2018 g. No. 554. – URL: <https://files.stroyinf.ru/Index2/1/4293733/4293733534.htm>.
  - GOST 6032-2017 "Stali i splavy korroziionno-stoykie. Metody ispytaniy na stoykost' protiv mezhkristallitnoy korrozii". // Yuridicheskaya firma "Internet i Pravo" URL: <https://www.internet-law.ru/gosts/gost/65201/>.

## 12Х18Н10Т ЖӘНЕ AISI 316 ӘРТҮРЛІ АУСТЕНИТТІ БОЛАТТАРДЫҢ АРГОНДОҒАЛЫ ДӘНЕКЕРЛЕУ ПРОЦЕСІН ЫҚШАМДАУ

Е.Ж. Ақболатов, А.Г. Коровиков

*ҚР ҰЯО РМК «Атом энергиясы институты» филиалы, Курчатова, Қазақстан*

Мақалада 12Х18Н10Т және AISI 316 әртүрлі болаттардың бір бірімен дәнекерленген қосылыстарының термиялық өңдеусіз, сондай-ақ шынықтыру және жасығудан кейінгі түйіршікаралық коррозияға бейімділігін сынау нәтижелері берілген. Үлгілерді дәнекерлеу арқылы диаметрі 42 мм және қабырғасы 3,5 мм құбырлар үшін аргондоғалық дәнекерлеудің оңтайлы параметрлері анықталды. Шеффлер диаграммасы арқылы дәнекерлеуге арналған сым маркасы тағайындалды.

**Түйін сөздер:** *тот баспайтын болаттар, әртүрлі материалдардың дәнекерленген қоспасы, түйіршікаралық коррозия, аргондоғалы дәнекерлеу, термиялық өңдеу.*

## MANUAL ARGON-ARC WELDING OPTIMIZATION OF DIFFERENT AUSTENITE STEELS 12KH18N10T AND AISI 316

Ye.Zh. Akbolatov, A.G. Korovikov

*Branch "Institute of Atomic Energy" RSE NNC RK, Kurchatov, Kazakhstan*

The paper presents the results of testing the tendency to intergranular corrosion of welded joints of dissimilar steels 12Kh18N10T and AISI 316 without heat treatment, as well as after quenching and stabilizing annealing. By welding control samples, optimal parameters of argon-arc welding were determined for pipes with a diameter of 42 mm and a wall thickness of 3.5 mm. A filler wire was selected according to Scheffler diagram.

**Keywords:** *stainless steels, dissimilar welded joint, intergranular corrosion, argon-arc welding, heat treatment.*