

УДК 669.14:621.791.052

СТРУКТУРА И КОРРОЗИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ЛИТОЙ Cr-Ni-Mo-N-СТАЛИ, ПОЛУЧЕННЫХ СВАРКОЙ С НИЗКОЙ ПОГОННОЙ ЭНЕРГИЕЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ СВАРОЧНОЙ ПРОВОЛОКИ¹

©2024 г. В.С. Костина, М.В. Костина, А.Э.Кудряшов, Т.В. Шibaева, И.В. Спицина

ФГБУН Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН
(ИМЕТ РАН), Москва
E-mail: vskostina@yandex.ru

Поступила в редакцию 13 декабря 2023 г.

После доработки 27 февраля 2024 г. принята к публикации 11 марта 2024 г.

Проведено исследование сварных соединений, изготовленных из пластин толщиной 20 мм литой аустенитной Cr-Ni-Mo-N-стали с высоким содержанием азота (~0,6 мас.%), полученных дуговой сваркой с низкой погонной энергией в защитной среде аргона. По разработанной технологии сварки получены качественные бездефектные сварные соединения. Показана возможность сохранения при сварке по использованной технологии с низкой погонной энергией сварки высокого (0,58 мас.%) содержания азота в металле сварного шва. Полученные сварные соединения характеризовались аустенитной структурой металла шва с минимальным количеством отдельных частиц δ -феррита; в металле шва и околошовной зоне отсутствовали цепочки нитридов по границам зерен. Благодаря этому при испытаниях на электрохимическую коррозию в 3,5%-ном растворе NaCl сварные соединения проявили высокую устойчивость к воздействию данной среды и имели плавную зависимость в координатах плотность тока—потенциал.

Ключевые слова: высокоазотистая сталь; сварное соединение; ручная дуговая сварка; сварочная проволока; погонная энергия; коррозионная стойкость.

Положительное влияние азота в качестве легирующего элемента в стали отмечено еще в 1950-х годах. Азот — сильный стабилизатор аустенита, обладает способностью к твердорастворному упрочнению и повышает коррозионную стойкость стали [1—4]. Частичная замена никеля азотом позволяет достичь более высоких эксплуатационных характеристик и понизить стоимость исходного материала. Высокоазотистые стали превосходят традиционные нержавеющие стали по показателям прочности (без потери пластичности), коррозионной стойкости и хладостойкости, что делает их перспективными в нефтегазовой и аэрокосмической отраслях, судостроении, приборостроении, медицине и для бытовых целей [5]. На данный момент разработано достаточно большое число марок

аустенитных сталей с высокой концентрацией азота ($\leq 0,45\%$) в равновесном состоянии. Для них определены механизмы фазо- и структурообразования при термической и деформационной обработке, закономерности влияния легирующих элементов. Однако практическое применение высокоазотистых сталей затруднено из-за отсутствия информации о процессах, происходящих при сварке. Вследствие высоких температур термического цикла сварки, неравномерного нагрева и разной скорости охлаждения в зоне термического влияния (ЗТВ) возможны процессы рекристаллизации, изменения фазового состава и структурного состояния и, как следствие, изменение механических и эксплуатационных свойств. Также процесс получения качественных сварных соединений затруднен из-за отсутствия на рынке сварочных присадочных материалов, разработанных специально для сварки высокоазотистых сталей [6, 7].

¹Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Президента МК-1100.2022.4.

В работе [8] описаны результаты исследования сварных соединений стали² 22Cr-16Mn-2Ni-0,75N, полученных с использованием экспериментальных сварочных азотсодержащих Cr-Mn-Ni-проволок. Расчетная растворимость азота в металле трех вариантов проволоки составила 0,57; 1,13 и 1,34%, что было заметно выше фактической (0,15; 0,6 и 0,9% N) и что свидетельствует о необходимости внесения корректировок в расчетную модель и в саму технологию сварки. Сварные соединения получены дуговой сваркой в защитной среде аргона. Исследование капельного перехода в процессе сварки показало, что возникающая дегазация азота в капле расплавленной проволоки привела к неустойчивости дуги, брызгам и дыму, в результате чего в сварочную ванну попало лишь ограниченное количество азота. В результате этого в металле швов с 0,6 и 0,9% N образовалось некоторое количество феррита, что привело к снижению ударной вязкости сварных соединений. В металле шва с 0,9% N обнаружена пористость, которая негативно сказалась на прочности сварного соединения.

Решением, которое используют для устранения потери азота в металле шва, является добавление газообразного азота к защитному газу [9–12]. Добавление небольшого количества азота к защитному газу аргону может эффективно подавлять образование δ -феррита, что напрямую влияет на механические свойства и коррозионную стойкость металла шва. Сообщалось, что увеличение количества азота в защитном газе повышает пластичность и прочность при испытаниях металла шва на растяжение, а также положительно сказывается на его твердости [13]. В работе [14] показано, что при добавлении азота к защитному газу при дуговой сварке растет напряжение дуги, вследствие чего повышается пиковая температура металла шва и снижается скорость охлаждения, что приводит к увеличению количества азота в металле шва. Вместе с тем на растворимость азота в металле шва влияет и количество подведенной теплоты, чем оно больше, тем значительно больше растворимость азота [15]. Например, в работе [16] аустенитную сталь 21Cr-16Mn-0,56N сваривали аргонодуговым мето-

дом с вольфрамовым электродом без использования сварочной присадки по трем режимам сварки. Показано, что при составе защитного газа Ar+N₂ удалось увеличить содержание азота в металле шва при повышении погонной энергии сварки. В этом случае происходит диффузия азота из защитного газа в сварочную ванну; высокая погонная энергия способствует поглощению азота, а избыточное давление, создаваемое над поверхностью сварочной ванны, позволяет вместить большее количество азота. При этом, когда парциальное давление азота в смешанном защитном газе превысило критическое значение, в металле шва образовались газовые поры [16].

В исследовании [17] в качестве защитного газа использовали смесь Ar+N₂+CO₂ при дуговой сварке стали 22Cr-2Ni-16Mn-0,75N с присадочным материалом состава 20Cr-2Mo-18Mn-0,6N. Было установлено, что с повышением содержания CO₂ в смеси содержание азота в металле шва увеличивается и соответственно возрастают его прочность и ударная вязкость. Однако содержание CO₂ не должно быть слишком высоким. При добавлении в газовую смесь N₂ содержание азота в металле шва повысилось. Тем не менее его содержание в газе должно быть ограничено, так как при содержании N₂ > 7% снижается энергия удара. Для увеличения эффективности сварочного процесса в работе [18] соединение пластин высокоазотистой стали выполняли с использованием двухсторонней двухдуговой сварки без присадочного материала в среде комбинированного защитного газа Ar+N₂. При этом получено высокое содержание азота в металле шва (до 1,25%), однако отмечается, что с увеличением содержания газообразного азота в смеси сварочная дуга становится более нестабильной, что приводит к чрезмерному разбрызгиванию металла. При дуговой автоматической сварке в работе [19] сварные соединения стали 21Cr-Ni-17Mn-4Mo-0,81N получали в защитной газовой смеси 93,5% Ar + 5% N₂ + 1,5% O₂ с использованием экспериментальной сварочной проволоки 21Cr-2Ni-17Mn-2Mo-0,78N. Варьировали скорость подачи проволоки и напряжение дуги. Установлено, что для обеспечения стабильного процесса сварки предпочтительна небольшая скорость подачи проволоки (до 8 м/мин) при умеренном напряжении дуги (до 20 В). Использование

²Здесь и далее в статье содержание элементов в основном металле, металле сварочной проволоки и сварного соединения в мас.%.

Марочный химический состав основного металла и металла сварочной проволоки

Металл	Содержание элемента, % (Fe и примеси — остальное)									
	N	Cr	Ni	Mn	Mo	Si	V	C	S	P
	не более									
Основной	≤0,60	21—22	7,7—9,0	15—16	1—2	0,2	0,3	0,04	0,008	0,012
Сварочная проволока (Св-0,57N)	≤0,57	21—23	7,8—8,3	14—16	0,5—1,5	0,5	0,2	0,06	0,007	0,013

высоких скоростей сварки и более высокого напряжения привели к разбрызгиванию металла проволоки и возникновению задымления в области горения дуги.

Еще один из способов повышения содержания азота в твердом металле сварного шва заключается в добавлении в сварочную ванну порошка нитрида. С этой целью в исследовании [20] добавляли MnN в сварочную ванну при дуговой сварке стали 19Cr-2Ni-16Mn-0,75N с безазотистыми присадками Cr-Ni. Вследствие потери азота в процессе сварки его содержание в металле шва составило 0,31% и, кроме того, в металле шва образовался феррит.

Таким образом, можно заключить, что не существует единой рекомендации по проведению сварки плавлением высокоазотистых сталей. Для каждой конкретной марки необходимо разрабатывать технологические рекомендации, учитывающие химический состав свариваемого металла и сварочного присадочного материала, толщину и разделку сварочных кромок, диаметр сварочной проволоки, защитную газовую среду при сварке и способы охлаждения. Исходя из этого, в данной работе решалась задача получения сварных соединений высокоазотистой аустенитной стали с использованием сварочной проволоки с высоким содержанием азота в среде аргона по разработанной технологии сварки, позволяющей сохранить азот в металле шва без добавления его к защитному газу.

Материалы и методы исследования. Объектом исследования были сварные соединения, полученные ручной дуговой сваркой в среде аргона пластин толщиной 20 мм из литой аустенитной стали 05X21AG15H8MФЛ (с ~0,6% N). Сталь получали открытой индукционной лабораторной плавкой с использованием чистых шихтовых материалов. В

качестве азотоносителя использовали азотируемый феррохром. Жидкую сталь заливали в форму из холодно-твердеющей смеси. На поверхности отливки (прямоугольная плита толщиной 40 мм) отсутствовали дефекты в виде пор, трещин, плен и заворотов. Отливку разрезали на пластины для изготовления образцов для сварки.

Металл перед сваркой подвергали гомогенизирующему отжигу с охлаждением в воде. В качестве сварочного присадочного материала использовали разработанную и полученную в ИМЕТ РАН сварочную проволоку с высоким содержанием азота, диаметр проволоки 1,2 мм [21]. Химические составы основного металла и металла сварочной проволоки приведены в табл. 1.

Сварные соединения получали согласно разработанным технологическим рекомендациям [22]. Технологические параметры процесса сварки были следующие: сила тока сварки 100—120 А, напряжение дуги 9 В, скорость сварки 3 м/ч. Учитывалась основная особенность проведения процесса сварки: необходимость охлаждения каждого слоя сварочного валика перед нанесением следующего, так как благодаря этому не происходит чрезмерного перегрева свариваемых кромок. Также при разработке технологических рекомендаций было учтено, что с увеличением подачи теплоты может вырасти площадь сварочной ванны, что способствует десорбции азота и уменьшению его содержания в металле шва [23]. Поэтому для минимизации степени распада твердого раствора в основном металле при термическом цикле сварки погонная энергия при сварке аустенитных материалов должна быть как можно ниже, но это не должно приводить к риску отсутствия плавления. Известна рекомендация: подводимая теплота не должна превышать 2 кДж/мм [24]. Однако критический

верхний предел сильно зависит от способа сварки и толщины заготовки. Погонную энергию, кДж/мм, рассчитывали по формуле [25]:

$$Q = kUI60/1000v, \quad (1)$$

где U — напряжение, В; I — сила тока, А; v — скорость сварки, мм/мин; k — тепловой КПД метода сварки, величина которого для разных способов составляет³: MMA = 0,8; MAG (MIG) = 0,8; SAW = 1,0; TIG = 0,6.

Исследования микроструктуры. Образцы металла сварных швов были запрессованы в бакелит (прибор для горячей запрессовки Opal 400) и подвергнуты шлифовке (станок Saphir 250) и полировке. Далее отполированные образцы подвергались травлению в реактиве: 2 ч. HCl + 1 ч. HNO₃ + 1 ч. глицерина. Исследования микроструктуры проводили на световом микроскопе Olympus GX51.

Ферритометрия. Содержание феррита в металле сварного шва измеряли магнитометрическим методом прибором МВП-2М. Диапазон содержания ферритной фазы может быть измерен в пределах от 0 до 25%; предел допустимой основной погрешности по содержанию ферритной фазы составляет, об.%: $0,05(1+X_{ф.и})$, где $X_{ф.и}$ — измеренное значение содержания ферритной фазы, об.%.

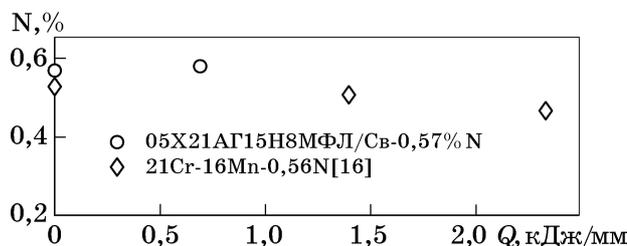
Электрохимическая коррозия. Электрохимические измерения проводили на потенциостате SP-300 (фирма Bio-Logic SAS) в трехэлектродной ячейке. В качестве вспомогательного электрода использовали платиновую сетку, а в качестве электрода сравнения — хлорсеребряный (Ag/AgCl/KCl_{нас}) электрод. Значения электродного потенциала, измеренные по отношению к электроду сравнения, пересчитывали в потенциал шкалы нормального водородного электрода $E_{н.в.э}$. Для этого к значениям потенциалов $E_{х.с.э}$ прибавляли значение потенциала электрода сравнения по водородной шкале $E_{AgCl/Ag}$:

$$E_{н.в.э} = E_{х.с.э} + E_{AgCl/Ag} = E_{х.с.э} + 200 \text{ мВ}. \quad (2)$$

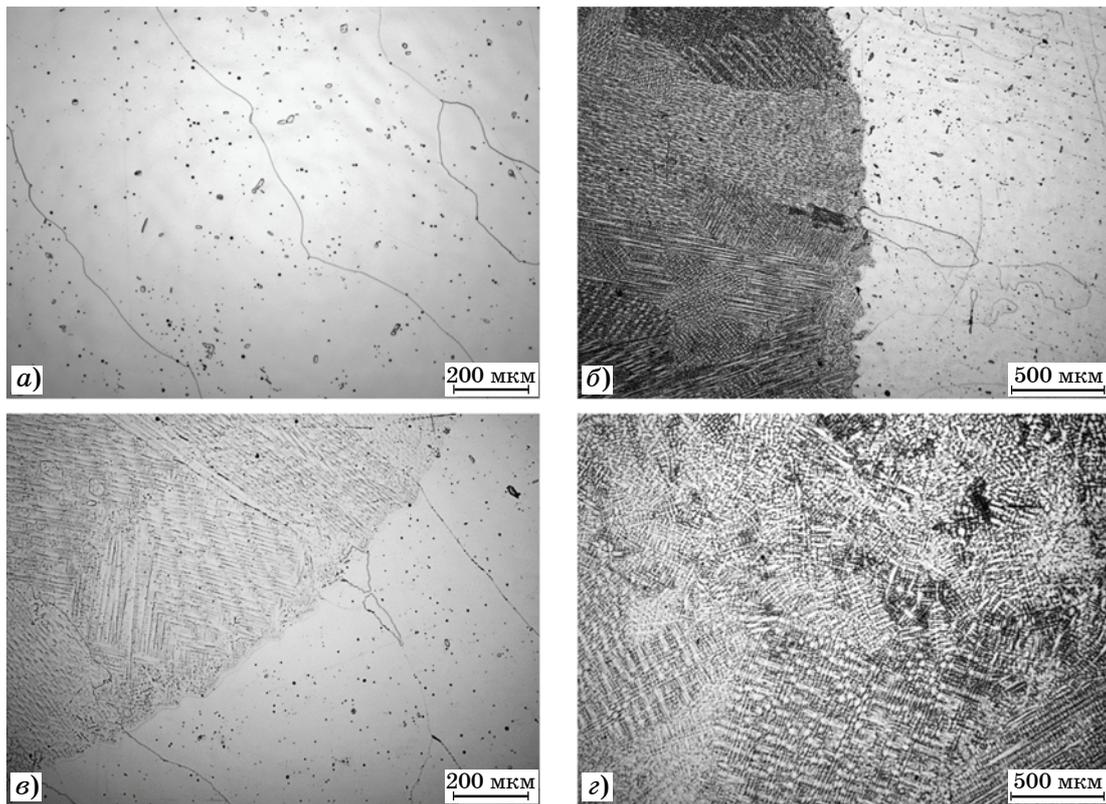
³Расшифровка международных обозначений способов сварки: MMA — ручная дуговая сварка покрытыми электродами; MAG (MIG) — полуавтоматическая дуговая сварка плавящимся металлическим электродом (проволокой) в активном (MAG) или инертном (MIG) газе; SAW — автоматическая сварка под флюсом; TIG — ручная дуговая сварка неплавящимися вольфрамовыми электродами в среде защитного газа.

Кончик солевого мостика помещали максимально близко к поверхности рабочего электрода (~1 мм). Измерения проводили при комнатной температуре в 3,5%-ном растворе NaCl со скоростью 0,2 мВ/с. Площадь рабочей поверхности была постоянной и составляла 0,8 см². Образец помещали в испытательный раствор и измеряли потенциал в течение 60 мин до достижения стационарного значения. По достижении стационарного значения потенциала $E_{х.с.э}$ начинали анодную поляризацию образцов до 1,6 В. (Область съемки была только до потенциала 1,6 В, а не 2,0 В, поскольку выше 1,6 В очень высокий вклад вносит нескомпенсированное сопротивление, которое мы не можем оценить.) Для каждого образца проведено три сканирования.

Результаты исследования и их обсуждение. В азотсодержащих сталях погонная энергия сварки может оказывать влияние на нарушение плоскостности изделия, образование нежелательных фаз в ЗТВ сварного шва, концентрацию азота в зонах, подвергавшихся расплавлению. Например, в работе [16] при сварке стали в аргоне отмечено уменьшение количества азота в металле шва с повышением погонной энергии сварки, что связано с увеличением ширины сварочной ванны и диффузией азота из расплавленного металла в защитный газ. В настоящей работе при получении сварных соединений высокоазотистой стали погонная энергия составила $Q = 0,65—0,78$ кДж/мм, что соответствует рекомендациям по сварке высокоазотистых сталей. Содержание азота в металле шва составило 0,58%, что несколько выше, чем в металле сварочной проволоки (см. табл. 1). Вероятно, при расплавлении сварочных кромок основного металла некоторое количество азота растворилось в металле шва. В работе



Фиг. 1. Содержание азота в металле шва в зависимости от уровня погонной энергии: \diamond — в металле шва стали 21Cr-16Mn-0,56N [16]; \circ — в металле шва исследованных сварных соединений стали 05X21AG15H8MФЛ



Фиг. 2. Микроструктура основного литого металла (а), металла в зоне сплавления в образце сварного соединения (б, в) и металла шва (з)

[16] отмечено, что с повышением погонной энергии сварки содержание азота в металле шва немного снижается (фиг. 1).

Микроструктура основного металла 05X21AГ15Н8МФЛ после проведенного гомогенизирующего отжига характеризуется крупными зёрнами, размер которых варьируется от 200 до 700 мкм (фиг. 2, а); в аустенитной структуре наблюдали некоторое количество зерен феррита. Как установлено ранее, для полного растворения зерен феррита в стали 05X21AГ16Н8МФЛ необходима более длительная выдержка при 1200 °С [26]. Структура металла шва мелкозернистая, при небольшом увеличении видны направления кристаллизации металла шва (фиг. 2, б). Поры и трещины при исследовании микроструктуры сварных соединений не обнаружены.

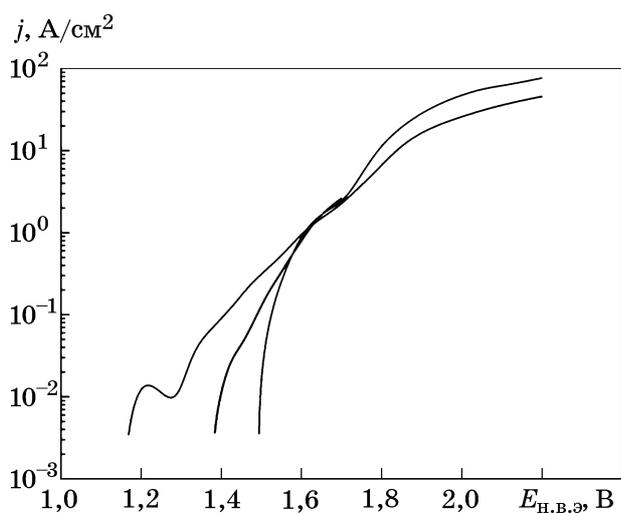
Ферритометрия, проведенная в разных зонах сварного соединения, показала наличие <1 об.% феррита не только в основном металле, но и в остальных зонах: 0,22 об.% в основном металле; 0,27 об.% в зоне сплавления; 0,27 об.% в металле шва. В работе [27] к образованию крупных зерен феррита привели потери азота при дуговой сварке в

защитной среде аргона (с 0,3% N в основном металле до 0,2% при $Q = 0,47$ кДж/мм и до 0,17% N при $Q = 1,08$ кДж/мм). Появление феррита при сварке в ЗТВ сварных соединений аустенитной нержавеющей стали 18Cr-10Mn-0,33N отмечено также в работе [28].

Присутствие карбидов $M_{23}C_6$ и σ -фазы методом оптической микроскопии в изученных сварных соединениях не выявлено. Говоря о нитридах, следует отметить следующее. В работе [26] методом просвечивающей электронной микроскопии установлено наличие в структуре закаленной от 1200 °С литой стали 05X22AГ15Н8М2ФЛ частиц наноразмерных (~4 нм) нитридов CrN. Присутствия таких частиц можно ожидать и в металле исследованного нами сварного соединения. По данным [27, 29] в процессе дуговой сварки по границам аустенитных зерен в ЗТВ происходит выделение крупных частиц нитридов Cr_2N , в то время как в наших исследованиях сварных соединений таких выделений не установлено. Это связано, очевидно, с использованием низкой погонной энергии и охлаждением каждого наплавленного слоя сварочной присадки в соответствии с принятыми технологическими рекоменда-

циями. В работе [29] вследствие возникновения крупных нитридов хрома в сварных соединениях стали 23Cr-4Ni-2Mo-1N отмечено снижение локальной устойчивости в коррозионной среде.

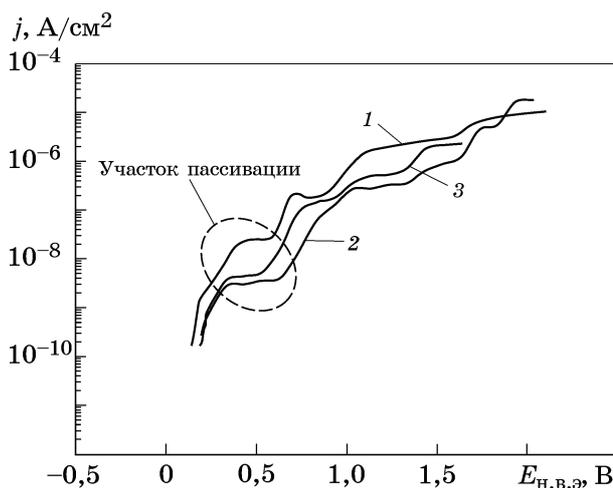
Испытания коррозионной стойкости полученных в нашей работе сварных соединений электрохимическим методом проведены на плоскости образцов, вырезанных из металла шва, линии сплавления и основного металла. Как известно, коррозия металлов — результат совокупного взаимодействия гальванических микроэлементов на поверхности образца, которое приводит к его коррозионному разрушению. Причиной возникновения гальванических микроэлементов может быть различие химических и физических свойств материала отдельных участков металлической поверхности, поэтому сварные соединения более подвержены воздействию коррозионной среды вследствие неоднородности структуры и химического состава в разных зонах. На фиг. 3 приведен график зависимости плотности тока j от потенциала $E_{н.в.э}$. Видно, что у одного из образцов образовался участок пассивации, далее зависимость потенциала от плотности тока для всех трех исследованных образцов сварных соединений была одинаково плавной, что свидетельствует об однородности химического состава металла сварных соединений в разных участках. Потенциал питтингообразования (при котором сила тока резко увеличивается) для сварных соединений нержавеющей стали с высоким содержанием азота в среднем составил величину $E_{по} = 1,4$ В в среде с 3,5%



Фиг. 3. Вольтамперограммы образцов трех сварных соединений, измеренные в 3,5%-ном растворе NaCl

NaCl. Показатель $E_{по}$ отражает состояние исходной поверхности сварного соединения, что в данном исследовании представляет больший интерес, нежели физико-химическое состояние металла в целом, которое характеризуется показателем критического потенциала питтинговой коррозии.

Ранее нами были проведены исследования поведения сварных соединений стали этой же марки в условиях электрохимического воздействия коррозионной среды на поверхность [22]. Сварные соединения получали по этой же технологии сварки с использованием трех сварочных присадочных материалов: проволоки Св-10Х20Н18М3АФС и Св-25Х23Н16АГ7 и прутков из стали 05Х21АГ15Н8МФ. В итоге все три варианта сварных соединений проявили стойкость к коррозионному воздействию 3,5%-ного водного раствора NaCl (фиг. 4). При этом на каждой из трех кривых на фиг. 4 имеется участок пассивации, на котором проявляется сопротивление образованию питтингов. Сварное соединение 05Х21АГ15Н8МФЛ/05Х21АГ15Н8МФ (кр. 1) пассивировалось при более высоких значениях плотности тока, а соответственно хуже сопротивлялось воздействию коррозионной среды. Сварные соединения 05Х21АГ15Н8МФЛ/10Х20Н18М3АФС и 05Х21АГ15Н8МФЛ/25Х25Н16АГ7 (кр. 2 и 3) пассивировались при более низкой плотности тока, предположительно из-за меньшего содержания неметаллических включений в металле промышленных сварочных



Фиг. 4. Вольтамперограммы в 3,5%-ном растворе NaCl сварных соединений стали 05Х21АГ15Н8МФЛ при использовании трех сварочных присадочных материалов: 1 — 05Х21АГ15Н8МФ; 2 — 10Х20Н18М3АФС; 3 — 25Х25Н16АГ7

проволок, чем в лабораторной стали 05X21AG15H8MФ. Самую высокую стойкость в этом эксперименте проявило сварное соединение 05X21AG15H8MФЛ/10X20H18M3AФС (кр. 2) благодаря высокому содержанию молибдена (3%), повышающего стойкость к питтинговой коррозии.

При сравнении вольтамперограмм сварных соединений стали одной и той же марки на фиг. 3 и 4 выявлены различия в равномерности протекания процессов пассивации на поверхности образцов. В случае использования разработанной сварочной проволоки с высоким содержанием азота получено сварное соединение с более равномерными химическим и фазовым составами во всех зонах, что привело к более высоким значениям потенциала питтингообразования. Например, в работе [30] для сварных соединений стали 04X20H6Г11М2АФБ (с ~0,5% N), полученных ручной дуговой сваркой с использованием сварочной проволоки с 0,2% N, потенциал $E_{\text{по}} = 1,05$ В, что несколько меньше, чем у основного металла ($E_{\text{по}} = 1,37$ В) и металла шва ($E_{\text{по}} = 1,3$ В). Тем не менее полученные значения являются высокими для сталей в морской воде во всех зонах сварного соединения. Следовательно, можно учитывать сопутствующие риски при выборе сварочной проволоки другого состава, чем свариваемый металл, для сварки высокоазотистых сталей при условии соблюдения технологического процесса сварки.

Например, в работе [31] использованные режимы сварки привели к возникновению непровара. Сварные соединения аустенитной коррозионно-стойкой безникелевой стали 20Mn-18Cr-0,54N были получены ручной дуговой сваркой с использованием сварочных присадок РН 13-8Мо (13Cr-9Ni-2,5Мо) и MDN 250 (0,1Mn-0,5Cr-18Ni-8Co). Отличительной особенностью сварочной проволоки Св-MDN 250 является наличие в составе 8% Со, и в сварных соединениях с применением этой проволоки наблюдалось образование несмешанной зоны на границе плавления. Несмешанная зона представляла собой пограничный слой вблизи зоны сплавления, в котором основной металл плавится и повторно затвердевает во время сварки без смешивания с присадочной проволокой. Проведение коррозионных испытаний подтвердило, что наличие несмешанной зоны приводит к резкому снижению показателя критической пит-

тинговой стойкости ($E_{\text{п.к}} = -0,06$ В). У сварного соединения, полученного с присадкой РН 13-8Мо, из-за хрома и молибдена в составе присадочного материала и полного проплавления критический потенциал питтинговой коррозии выше, чем у второго сварного соединения ($E_{\text{п.к}} = 0,075$ В). Также авторами отмечено, что в обоих случаях в сварных соединениях увеличилось количество δ -феррита, который внес отрицательный вклад в стойкость к воздействию коррозионной среды.

В другой работе этих авторов основной металл такого же состава сваривали дуговой сваркой плавящейся проволокой 17Cr-17Mn-0,36N под флюсом [32]. В результате сварки в ЗТВ повысилось содержание δ -феррита, что привело к сильному ухудшению стойкости к питтинговой коррозии в 3,5%-ном растворе NaCl в этой зоне. Например, питтинговая стойкость составила: в основном металле $E_{\text{п.к}} = 0,13$ В, в металле шва $E_{\text{п.к}} = 0,27$ В, в ЗТВ $E_{\text{п.к}} = 0,05$ В. Такое понижение критического потенциала питтинговой коррозии в этой зоне объясняется возникновением разности потенциалов между ферритом и аустенитом, вследствие чего происходит гальваническое взаимодействие на границе раздела аустенит/ δ -феррит.

Похожий механизм снижения критического потенциала питтинговой коррозии в 3%-ном растворе NaCl из-за образовавшегося δ -феррита в ЗТВ азотсодержащей аустенитной нержавеющей стали 18Cr-10Mn-0,33N наблюдали и в работе [28]. Количество δ -феррита в ЗТВ трех сварных соединений (1—3) было разным: соответственно 16, 35 и 40 об.%. Показатель питтинговой стойкости основного металла $E_{\text{п.к}} = 0,16$ В; для разных ЗТВ он составил: в соединении 1 — $E_{\text{п.к}} = 0,01$ В, в соединении 2 — $E_{\text{п.к}} = -0,02$ В и в соединении 3 — $E_{\text{п.к}} = 0,04$ В. По приведенным значениям $E_{\text{п.к}}$ большого разброса не выявлено, так как снижение питтинговой стойкости связано с иницированием зоны обедненности хромом на границе раздела аустенит/ δ -феррит, а не с количеством δ -феррита.

Таким образом, считающийся полезным эффект от присутствия в металле шва δ -феррита для снижения склонности сварных соединений к образованию горячих трещин [32] следует применять с осторожностью, учитывая возможное его негативное влияние на коррозионное поведение сварного соединения.

Еще одним нежелательным последствием термического цикла сварки является распад аустенита с выделением частиц избыточных фаз в ЗТВ, что вызывает снижение коррозионной стойкости [33]. Чем выше концентрация азота в основном металле, тем выше интенсивность процессов распада. В работе [29] оценивали локальную коррозионную стойкость сварных соединений Cr-Ni-Mo-N-сталей в ЗТВ, полученных аргонодуговым, лазерным и плазменно-дуговым способами сварки. На границе зерен в ЗТВ стали 23Cr-4Ni-2Mo-1N, сваренной аргонодуговым методом, наблюдались выделения Cr₂N, что привело к снижению локальной устойчивости в коррозионной среде. Сварные соединения, полученные лазерной и плазменной сваркой, при меньшей погонной энергии сварки не проявили склонности к питтинговой коррозии.

При оценке общепринятого индекса питтинговой стойкости для коррозионно-стойких сталей с азотом PREN (pitting resistance equivalent + N) по формуле [34]:

$$\text{PREN} = [\% \text{Cr}] + 3,3[\% \text{Mo}] + 16[\% \text{N}] \quad (3)$$

для основного металла и металла сварочных присадок можно отметить, что значения PREN у составов исследованных нами материалов находятся на одном уровне (табл. 2). Считается, что для достижения высокой стой-

кости сварного соединения в коррозионной среде необходимо выполнение следующего условия: разность PREN металла шва и PREN основного металла $\leq 4,5$. Из данных табл. 2 следует, что образец СС-5 не отвечает данному условию. Возможно, с этим связано понижение потенциала $E_{\text{по}}$ металла сварного соединения по сравнению с $E_{\text{по}}$ основного металла и металла шва. Самый низкий показатель PREN в табл. 2 имеют стали в образце СС-6, что обусловлено отсутствием в их составе молибдена и более низким содержанием хрома.

Выводы. 1. Ручной дуговой сваркой получены бездефектные сварные соединения высокоазотистой аустенитной стали 05X21AГ15H8M2ФЛ с использованием в качестве сварочного присадочного материала разработанной и полученной в ИМЕТ РАН сварочной проволоки Св-0,57N.

Процесс сварки по разработанной технологии с использованием погонной энергии $\leq 2 \text{ кДж/мм}$ позволил:

- сохранить высокую концентрацию азота в металле шва;
- сформировать аустенитную структуру сварного шва с минимальным (<0,3 об.%) содержанием феррита в виде отдельных частиц;
- обеспечить отсутствие в металле шва и околошовной зоны нежелательных выделений частиц избыточных фаз (нитридов) по границам зерен.

Таблица 2

Химический состав основного металла (ОМ), металла сварочных присадок и значения PREN, рассчитанные по формуле (3)

Образцы СС*	ОМ/Сварочная проволока	Химический состав, мас. % (Fe и примеси — остальное)										PREN
		N	Cr	Ni	Mn	Mo	Si	не более				
								V	C	S	P	
ОМ	05X21AГ15H8M2ФЛ	0,6	21—22	7,7—9	15—16	1—2	0,1—0,2	0,3	0,04	0,008	0,012	32
СС-1	ОМ/Св-0,57N	0,57	21—23	7,8—8,3	14—16	0,5—1,5	0,5	0,2	0,06	0,007	0,013	33
СС-2	ОМ/05X21AГ15H8M2ФЛ [22]	0,6	21—22	7,7—9	15—16	1—2	0,1—0,2	0,3	0,04	0,008	0,012	32
СС-3	ОМ/Св-10X20H18M3AФС [22]	0,2	19,5—20	16—17	3—3,5	2—3	0,7—0,1	0,8	0,12	0,008	0,015	33
СС-4	ОМ/Св-25X23H16AГ7 [21]	0,1	24,7—26	15—16	6,5—7	0,2—0,4	0,1—0,2	0,7	0,25	0,006	0,012	31
ОМ	04X20H6Г11M2АФБ [30]	0,5	18,5—20	7—7,8	10—11	1—2	0,1—0,4	0,15	0,05	0,005	0,015	33
СС-5	ОМ/Св-10X19H23Г2M5ФАТ	0,3	18—20	22—24	1,5—2	4,5—5,8	0,4	1,3	0,12	0,015	0,020	41
ОМ	20Mn-18Cr-0,54N [32]	0,54	17,96	—	19,78	—	0,34	—	0,076	0,007	0,051	26
СС-6	ОМ/17Cr-17Mn-0,36N	0,37	17,33	0,09	17,36	—	0,52	—	0,066	0,017	0,047	23

*СС — сварное соединение.

2. Для поверхности металла сварных соединений получена плавная зависимость на вольтамперограммах в испытаниях на электрохимическую коррозию. Потенциал питтингообразования сварных соединений нержавеющей стали составил $E_{\text{по}} = 1,4$ В в условиях 3,5%-ного раствора NaCl.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- Berns, H. Manufacture and application of high nitrogen steels / H. Berns // ISIJ Intern. 1996. V.36 №7. P.909—904.
- Simmons, J.W. Overview : high-nitrogen alloying of stainless steels / J.W. Simmons // Mater. Sci. Eng. Ser. A. 1996. V.207. P.159—169.
- Foet, J. Future developments and applications of nitrogen-bearing steels and stainless steels / J. Foet // Sadhana. 2003. V.28. P.731—737. (Pt. 3, 4).
- Speidel, M.O. Nitrogen containing austenitic stainless steels / M.O. Speidel // Materialwissenschaft und Werkstofftechnik. 2006. Bd.37. №10. S.875—880.
- Баных, О.А. О возможности применения в российском арматуростроении аустенитных азотистых сталей / О.А. Баных, В.М. Блинов, М.В. Костина, Е.В. Блинов, С.О. Мурадян // Арматуростроение. 2014. №89. С.67—76.
- Holmberg, B. Progress on welding of high nitrogen alloyed austenitic stainless steels / B. Holmberg // Welding in the World. 2002. V.46. Is.1,2. P.3—9.
- Mrityunjoy Hazraa. Friction welding of a nickel free high nitrogen steel : influence of forge force on microstructure, mechanical properties and pitting corrosion resistance / Mrityunjoy Hazraa, Kotipalli Srinivasa Rao, Gankidi Madhusudhan Reddy // J.MRT. 2014. V.3(1). P.90—100.
- Liu, Z. Design and evaluation of nitrogen-rich welding wires for high nitrogen stainless steel / Z. Liu, C. Fan, C. Chen, Z. Ming, C. Yang, S. Lin, L. Wang // J. Mater. Processing Technol. 2020. V.288. P.1—13.
- Harzenmoser, M. Welding of high nitrogen steels / M. Harzenmoser // Mater. Manufact. Processes. 2004. V.19. Is.1. P.75—86. DOI : 10.1081/AMP-120027503.
- Kamiya, O. Microporosity formation in partially melted zone during welding of high nitrogen austenitic stainless steels / O. Kamiya, Z.W. Chen, Y. Kikuchi // J. Mater. Sci. 2002. V.37. Is.12. P.2475—2481.
- Kokawa, H. Nitrogen absorption and desorption by steels during arc and laser welding / H. Kokawa // Welding Intern. 2004. V.18. Is.4. P.277—287.
- Du Toit, M. Nitrogen control during the autogenous ARC welding of stainless steel / M. Du Toit, P.C. Pistorius // Welding in the World. 2003. V.47. Is.9—10. P.30—43.
- Huang, H-Y. Effects of shielding gas composition and activating flux on GTAW weldments / H-Y. Huang // Mater. Des. 2009. V.30. Is.7. P.2404—2409.
- Kah, P. Influence of shielding gases in the welding of metals / P. Kah, J. Martikainen // Intern. J. Adv. Manuf. Technol. 2013. V.64. P.1411—1421. DOI : 10.1007/s00170-012-4111-6.
- Lytte, K. Selecting a shielding gas for joining stainless steel / K. Lytте, G. Stapon // The Fabricator. 2004. V.34. Is.6. P.2—4.
- Lin, Z. Influence of nitrogen and heat input on weld metal of gas tungsten arc welded high nitrogen steel / Z. Lin, T. Zhi-Ling, P. Yun, Q. Yan-Chang, W. Yan-Jie // Proceed. of Sino-Swedish Struct. Mater. Symp. 2007. P.259—262.
- Liu, Z. Optimization of shielding gas composition in high nitrogen stainless steel gas metal arc welding / Z. Liu, C. Fan, Z. Ming, C. Chen, C. Yang, S. Lin, L. Wang // J. Manufact. Processes. 2020. V.58. P.19—29. DOI : 10.1016/j.jmapro.2020.08.001.
- Qiang, W. Shielding gas effects on double-sided synchronous autogenous GTA weldability of high nitrogen austenitic stainless steel / W. Qiang, K. Wang // J. Mater. Process. Technol. 2017. №7. P.169—181. DOI : 10.1016/j.jmatprotec.2017.07.021.
- Dongqing, Y. Droplet transfer behavior and weld formation of gas metal arc welding for high nitrogen austenitic stainless steel / Y. Dongqing, X. Hanying, H. Yong, Y. Dejun, L. Dong, P. Yong, W. Kehong // J. Manuf. Process. 2021. V.65. P.491—501. DOI : 10.1016/j.jmapro.2021.03.048.
- Liu, Z. Optimization of the microstructure and mechanical properties of the high nitrogen stainless steel weld by adding nitrides to the molten pool / Z. Liu, C. Fan, C. Chen, Z. Ming, A. Liu, C. Yang, S. Lin, L. Wang // J. Manuf. Process. 2020. P.355—364.
- Пат. RU 2768949 : МПК В32К35/30. Сварочная проволока с высоким содержанием азота / Костина В.С., Костина М.В., Дормидонтов Н.А., Мурадян С.О. ; патентообладатель ИМЕТ РАН ; заявл 16.04.2021 ; опубл. 25.03.2022. Бюл.9.
- Костина В.С. Исследование и развитие технологических основ сварки высокоазотистых коррозионно-стойких Cr-Ni-Mn-Mo аустенитных сталей : автореф. дис. ... канд. техн. наук / Костина Валентина Сергеевна. — М., ИМЕТ РАН, 2020. 26 с.
- Fu Rui-Dong. Influence of welding parameters on nitrogen content in welding metal of 32Mn-7Cr-1Mo-0,3N austenitic steel / Fu Rui-Dong, Qiu Liang, Wang Cun-Yu, Wang Qing-Feng, Zheng Yang-Zeng // J. Cent. South Univ. Technol. 2005. V.12. №1. P.22—26.
- http://www-eng.lbl.gov/~shuman/NEXT/MATERIALS&COMPONENTS/ss-weld_manual_avesta.pdf
- Фоминых, В.П. Ручная дуговая сварка / В.П. Фоминых, А.П. Яковлев. — М. : Высшая школа, 1986. 288 с. — (Fominykh, V.P. Ruchnaya dugovaya svarka [Manual arc welding] / V.P. Fominykh, A.P. Yakovlev // Moscow, Vysshaya shkola, 1986, 288 p.).
- Мурадян, С.О. Структура и свойства литевой коррозионно-стойкой стали, легированной азотом : автореф. дис. ... канд. техн. наук / Мурадян Саркис Ованесович. — М., ИМЕТ РАН. 2016. 26 с.
- Ogawa, M. Chromium nitride precipitation behavior in weld heat-affected zone of high nitrogen stainless steel / M. Ogawa, K. Hiraoka, Y. Katada, M. Sagara, S. Tsukamoto // ISIJ Intern. 2002. V.42. №12. P.1391—1398.
- Hosseini, V.A. Nitrogen loss and effects on microstructure in multipass TIG welding of a super duplex stainless steel / V.A. Hosseini, S. Wessman, K. Hurtig, L. Karlsson // Mater. Des. 2016. V.98. P.88—97.
- Joonoh Moon. Different aspect of pitting corrosion and interphase corrosion in the weld heat-affected zone of high-nitrogen Fe-18Cr-10Mn-N steel / Joonoh

- Moon, Heon-Young Ha, Tae-Ho Lee, Changhee Lee // Mater. Chem. Phys. 2013. V.142. P.556—563.
30. Фомина, О.В. Создание технологических принципов управления структурой и физико-механическими свойствами высокопрочной аустенитной азотсодержащей стали : автореф. дис. ... докт. техн. наук / Фомина Ольга Владимировна. — СПб., 2018. 50 с.
31. Mohammed, R. Effect of filler wire composition on microstructure and pitting corrosion of nickel free high nitrogen stainless steel GTA welds / Raffi Mohammed, G. Madhusudhan Reddy, K. Srinivasa Rao // Trans. Indian. Inst. Met. 2016. V.69(10). P.1919—1927.
32. Mohammed, R. Microstructure and pitting corrosion of shielded metal arc welded high nitrogen stainless steel / Raffi Mohammed, G. Madhusudhan Reddy, K. Srinivasa Rao // Defence Technol. 2015. V.11. Is.3. P.237—243.
33. Сварка и свариваемые материалы : справочник : в 3 т. Т.1. Свариваемость материалов / под общ. ред. В.Н. Волченко. — М. : Металлургия, 1991. 528 с.
34. Jarglius-Petterson, R.F.A. Application on the pitting resistance equivalent concept to some highly alloyed austenitic stainless steels / R.F.A. Jarglius-Petterson // Corrosion. 1998. V.54. №2. P.162—168.