

УДК 620.193+621.774:662.959

ПЕРСПЕКТИВЫ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ТРУБ НА ПРОМЫСЛОВЫХ НЕФТЕГАЗОПРОВОДАХ ЗАПАДНОЙ СИБИРИ

© 2000 г. И. И. Реформатская*, В. В. Завьялов**,
И. Г. Родионова***, А. Н. Подобаев*, И. И. Ащеулова*

* ГНЦ РФ Научно-исследовательский физико-химический институт им. Л.Я. Карпова, Москва

** Нижневартровский научно-исследовательский и проектный институт нефтяной промышленности

*** Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина, Москва

Поступила в редакцию 07.07.99 г.

Исследована возможность использования на нефтяных месторождениях Западной Сибири биметаллических труб с плакирующими слоями из сталей X13 и X18H10T. Показано, что основной проблемой является низкая питтингостойкость плакирующих слоев биметаллов, производимых в настоящее время методом пакетной прокатки. Ее решение возможно при использовании технологии электрошлакового плакирования, позволяющей получать плакирующие слои с более высокой питтингостойкостью благодаря повышенной чистоте металла от примесных элементов.

В предыдущей публикации [1] обсуждена проблема ставших в настоящее время привычными досрочных отказов промысловых нефтегазопроводов, проанализированы их причины, разработан новый электрохимический метод контроля коррозионной стойкости углеродистых трубных сталей и предложен способ ее повышения путем регулирования процесса термической обработки металла. Однако в настоящее время предлагаются и другие пути повышения эксплуатационной надежности нефтегазопроводов, основанные на использовании принципиально новых видов трубной продукции, в частности биметаллов с основным слоем низколегированной стали типа 09Г2С и плакирующим слоем нержавеющей сталей [2, 3].

Возможность использования традиционных биметаллических материалов в нефтегазопроводах, транспортирующих нефть высокой обводненности, не очевидна, поскольку известно, что аустенитные нержавеющие стали, содержащие до 18% Cr и 11% Ni, подвергаются питтинговой коррозии при концентрации в нейтральном водном растворе 1.2 г/л NaCl [4], а для менее легированных нержавеющей сталей, в том числе и ферритных, эта концентрация еще ниже [5]. Согласно эксплуатационным данным, химический состав пластовых вод изменяется в пределах¹: $Cl^- = 4-20$ г/л; $K^+ + Na^+ = 3.4-6.5$ г/л; $HCO_3^- = 0.17-1.4$ г/л; $SO_4^{2-} = 8.5 \times 10^{-6}-5 \times 10^{-5}$ г/л; $Ca^{2+} = 0.3-1.4$ г/л; при pH 4.6–8.5 и обычных сезонных колебаниях температуры в пределах 10–40°C. В таких растворах плакирующие слои биметаллических труб, изгото-

товленные из сталей 08X13 и 08X18H10T, должны быть весьма склонны к питтингу. Его опасность существенно возрастает, когда питтинг, растущий в плакирующем слое, достигает основного металла и возникает непосредственный электролитический контакт между нержавеющей и низколегированной сталью.

Основная цель работы – исследовать питтингостойкость нержавеющей сталей различного состава (как возможного материала плакирующего слоя) в хлоридных средах, соответствующих пластовым водам нефтяных месторождений Западной Сибири. Кроме того, исследовали явления, происходящие при возникновении электролитического контакта между низколегированной сталью основы и нержавеющей сталью плакирующего слоя.

МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Объектами исследования служили промышленные стали: нержавеющие – 12X13, 12X18H10T, 03X17H14M3, 06X22H28MДТ и низколегированная 09Г2С. Исследовали также основной и плакирующий слои промышленных биметаллов: 09Г2С/08X13 и 09Г2С/08X18H10T, полученных способом пакетной прокатки. С целью определения коррозионной стойкости сварных соединений специально исследовали металл сварного шва, выполненного в заводских условиях при изготовлении сварной биметаллической трубы.

Электрохимические испытания проводили при температуре 20 и 40°C в следующих деаэрирован-

¹ Считается, что пластовые воды большинства нефтяных месторождений Западной Сибири не содержат биогенного сероводорода.

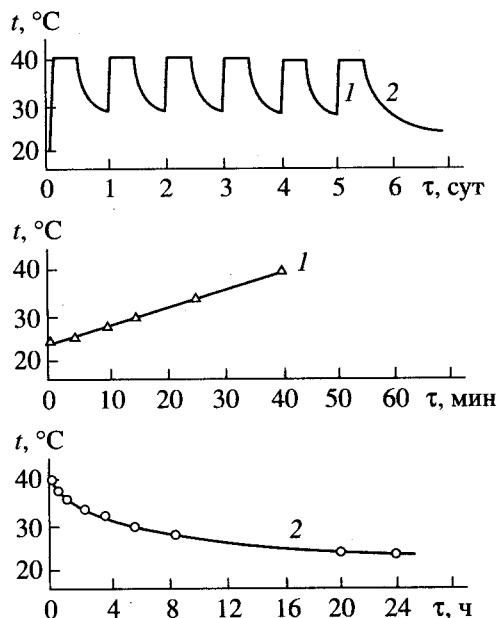
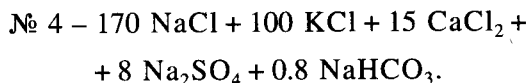
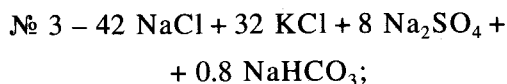
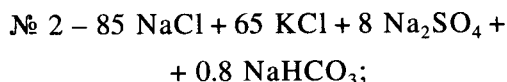
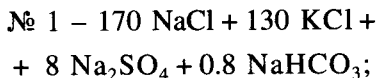


Рис. 1. Схема изменения температуры в одном цикле: 1 – прямолинейный рост при нагреве; 2 – экспоненциальный спад при охлаждении.

ных растворах, имитирующих пластовые воды различного соледержания (ммоль/л):



pH растворов варьировали в пределах 6.05–8.6².

Коррозионные испытания проводили в растворе состава (ммоль/л): 170 NaCl + 130 KCl + 8 Na₂SO₄ + 0.8 NaHCO₃ (pH 8.58). Длительность испытаний составляла 84–85 сут – при комнатной температуре и 36–48 сут – при ее циклических колебаниях; цикличность – 7 сут; изменения температуры в одном цикле представлены на рис. 1.

Перед проведением коррозионных и электрохимических испытаний поверхность образцов готовили (шлифовали, полировали, обезжировали и др.) согласно [1, 6, 7]. Размер образцов для коррозионных испытаний 10 × 15 × 3 мм. Площадь

² Указанные пределы изменения pH являются наиболее вероятными в реальных условиях.

рабочей поверхности образцов для электрохимических испытаний – 0.7 см².

С целью создания условий, соответствующих коррозионной перфорации металла плакирующего слоя до металла основы, на поверхности части биметаллических образцов, подготовленных для коррозионных испытаний, на глубину плакирующего слоя просверливали отверстия диаметром 500 мкм. Непосредственно перед началом коррозионных испытаний в просверленные отверстия шприцем с тонкой иглой вводили испытательный раствор.

Для определения скорости коррозии металла сварного шва на образцах, подготовленных для электрохимических испытаний, изолировали всю поверхность, оставляя незащищенным только сам шов. Для определения в ходе испытаний скорости коррозии сварного шва в контакте с плакирующим слоем поверхность изолировали таким образом, чтобы соотношение смачиваемых раствором поверхностей шва и плакирующего слоя составляло ~1 : 2 и ~1 : 10.

Электрохимические испытания проводили по методике [1], определяя потенциалы свободной коррозии $E_{кор}$, питтингообразования $E_{до}$ и репассивации $E_{рп}$. Все потенциалы приведены по шкале нормального водородного электрода. Поверхность образцов после электрохимических исследований и коррозионных испытаний осматривали и (при необходимости) микрофотографировали, используя оптический микроскоп НЕОРНОТ-32 при увеличениях ×50–500. Определяли тип коррозионных повреждений металла и размеры очагов локальной коррозии.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Согласно [1] в теплом (40°C) растворе № 1, имитирующем высококонцентрированную по хлорид-ионам пластовую воду западно-сибирских нефтяных месторождений, сталь 17Г1С при $E_{кор}$ находится в активном состоянии, на фоне которого возможна интенсификация локальных коррозионных процессов. Такое же поведение характерно и для стали 09Г2С (табл. 1), потенциал $E_{кор}$ которой составляет ~–0.50 В. Изменение pH раствора в интервале 6.05–8.6 практически не влияет на скорость ее растворения, а снижение температуры от 40 до 20°C в соответствии с законами электрохимической кинетики приводит к смещению анодной потенциодинамической поляризационной кривой параллельно самой себе в положительном направлении оси потенциалов, т.е. к снижению скорости активного растворения.

Все исследованные плавки нержавеющей стали X13 и X18H10T (как в виде индивидуальных металлов, так и в виде плакирующих слоев) во

всем диапазоне условий подвергаются питтинговой коррозии, о чем свидетельствует соотношение потенциалов $E_{кор}$, $E_{по}$ и $E_{рп}$ (рис. 2, табл. 1). Во всем диапазоне рассматриваемые потенциалы стали X13 оказываются на 150–200 мВ отрицательнее, чем стали X18Н10Т. При всех исследованных условиях $E_{кор}$ обеих сталей (вне зависимости от происхождения образцов) находится в области питтинговой коррозии.

На поверхности всех образцов сталей X13 и X18Н10Т обнаружены близкие к полусферическим питтинги с крышками, максимальная глубина h_{max} и диаметр d_{max} которых колеблются в пределах 140–190 мкм и 200–280 мкм соответственно. Четкой связи между температурой и концентрацией хлоридного раствора и максимальными размерами питтингов выявить не удастся.

В наиболее концентрированном модельном растворе $E_{кор}$ остальных исследованных сталей слабо зависит от их химического состава и с учетом разброса экспериментальных данных составляет $\sim 50 \pm 50$ мВ (табл. 1). Потенциалы $E_{рп}$ и (несколько сильнее) $E_{по}$, в полном согласии с [4,5], повышаются с увеличением количества легирующих

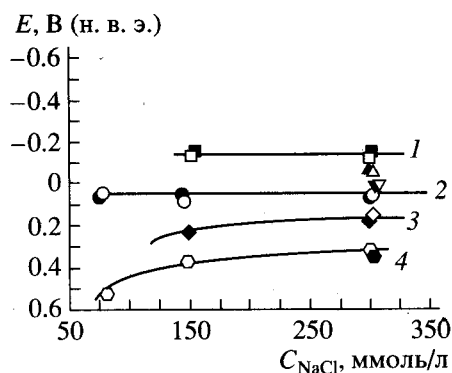


Рис. 2. Зависимости: 1, 2 – $E_{кор} = E_{рп}$; 3, 4 – $E_{по}$ сталей X13 (1, 3) и X18Н10Т (2, 4) от концентрации хлорида в модельной пластовой воде (40°C, № 2, pH 8.6). Точки: Δ , ∇ , \diamond и \circ соответствуют плакирующим слоям биметаллов; \square , \circ — сталям в индивидуальном состоянии. Черные точки на кривых 1, 2 – потенциалы репассивации.

элементов в стали. Только стали 08X17Н13МЗТ и 08X22Н28МДТ, имеющие в указанном растворе пассивную область шириной 350–450 мВ, сохраняют при $E_{кор}$ устойчивое пассивное состояние.

Таблица 1. Электрохимические характеристики сталей в модельных пластовых водах

Сталь*	Номер раствора	pH	t, °C	Потенциал, В		
				$E_{кор}$	$E_{по}$	$E_{рп}$
09Г2С	1	8.58	20	-0.540		
	1	8.58	40	-0.524		
	4	6.9	40	-0.502		
	4	7.6	40	-0.500		
08X13 _{п1}	2	6.05	40	-0.120	+0.200	-0.150
	1	8.63	40	-0.158	+0.150	-0.200
	1	6.05	40	-0.116	+0.100	-0.140
	4	6.10	40	-0.225	+0.140	-0.320
08X13 _{п2}	1	8.60	40	-0.195	+0.190	-0.220
12X13 _и	2	8.65	40	+0.035	+0.120	-0.010
	2	6.05	40	+0.117	+0.160	-0.100
	2	8.58	40	-0.073	+0.120	-0.060
08X18Н10Т _п	1	8.58	40	+0.54	+0.500	-0.020
12X18Н10Т _и	1	8.58	20	-0.020	+0.520	0.000
	1	6.10	40	+0.100	+0.380	+0.100
	1	8.58	40	+0.060	+0.380	+0.060
	2	8.58	40	+0.0660	+0.400	+0.060
	3	8.58	40	+0.060	+0.500	+0.060
03X18Н20 _и	1	8.58	40	+0.066	+0.360	-0.100
08X17Н13МЗТ _и	1	8.58	40	+0.071	+0.520	+0.160
08X22Н28МДТ _и	1	8.58	40	+0.064	+0.800	+0.340

* Индексы "и", "п" означают сталь в индивидуальном состоянии и в виде плакирующего слоя соответственно. Обозначения "п1" и "п2" соответствуют плакирующим слоям биметалла, полученного от разных производителей.

Таблица 2. Результаты длительных коррозионных испытаний сталей

Сталь*	τ , сут	$K_{кор}$, г/(см ² сут)	t , °C	Размер питтингов, мкм	
				h_{max}	d_{max}
09Г2С	85	2.45×10^{-4}	~20	10	30–40
09Г2С	48	4.12×10^{-4}	Циклические колебания	20	60–80
12Х13 _и	48	2.52×10^{-4}	То же	105	1–1.5 × 103
08Х13 _п	43	2.38×10^{-4}	»	105	1 × 103
08Х13 _{ип}	36	$8.03 \times 10^{-2**}$	»	Не определялся	Не определялся
12Х18Н10Т _и	85	1.21×10^{-6}	~20	То же	То же
12Х18Н10Т _и	48	2.92×10^{-6}	Циклические колебания	15	20–80
08Х18Н10Т _п	84	2.8×10^{-5}	~20	Не определялся	Не определялся
08Х18Н10Т _п	48	1.5×10^{-4}	Циклические колебания	10	40–120
08Х18Н10Т _{ин}	36	$2.05 \times 10^{-2**}$	То же	Не определялся	Не определялся
08Х13/св. шов (S1 : S2 = 10 : 1)	41	$5.1 \times 10^{-3***}$	»	250–300****	–
08Х13/св. шов (S1 : S2 = 2 : 1)	41	$2.8 \times 10^{-3***}$	»	115–160****	–

* Подстрочные индексы "и", "п", "ип" означают соответственно металл в индивидуальном состоянии, металл плакирующего слоя, искусственный питтинг.

** Скорость коррозии низколегированной стали в пересчете на площадь поверхности дна искусственного питтинга.

*** Скорость коррозии материала сварного шва в пересчете на площадь его поверхности.

**** Заглубление материала сварного соединения относительно поверхности стали.

Приведенные данные согласуются с [4], где показано, что $E_{кор}$ аустенитных нержавеющей сталей на хромоникелевой основе в теплом (50°C) слабоконцентрированном хлоридном растворе практически не зависит от их химического состава. Критическая же концентрация хлорида в растворе ($C_{кр}$), при которой сталь еще может сохранять устойчивую пассивность при $E_{кор}$, определяется как общим химическим, так и примесным составом металла. Например, согласно [4], $C_{кр}$ различных плавок стали 03Х18Н11, близкой по своим коррозионно-электрохимическим свойствам к стали Х18Н10Т, располагается в интервале 1.2–63 г/л NaCl. Вероятно, и для сталей типа Х13 и Х18Н10Т существует некоторая область $C_{кр}$, в которую будут попадать плавки с теми или иными отклонениями в примесном составе, вызванными неполной идентичностью условий выплавки и переработки.

Таким образом, согласно электрохимическим данным, использование для строительства нефтегазопроводов производимых в настоящее время способом пакетной прокатки биметаллических труб с плакирующими слоями сталей Х13 или Х18Н10Т скорее всего приведет, спустя некоторое время после начала эксплуатации, к развитию на их поверхности питтингов. Время до появления первых сквозных перфораций будет определяться как конкретными условиями их эксплуатации (температурой, химическим составом пластовой

воды, ее аэрацией, кислотностью и др.), так и свойствами материалов плакирующего слоя.

Согласно результатам коррозионных испытаний (табл. 2), изменение температурного режима эксплуатации сталей может привести к существенному изменению как их скорости коррозии K , так и, возможно, типа коррозионного процесса. Скорость коррозионных потерь массы стали Х18Н10Т возрастает в 2–5 раз при переходе от испытаний при комнатной температуре к испытаниям в режиме циклических изменений температуры³. Поверхность стали после трехмесячных испытаний при комнатной температуре гладкая, без видимых (при ×500) следов питтинговой коррозии. После полуторамесячных испытаний в режиме циклических изменений температуры на поверхности той же стали видны неглубокие ($h_{max} \sim 10–15$ мкм) зародыши питтингов.

Это находится в согласии с результатами электрохимических испытаний (табл. 1) и свидетельствует о том, что критическая температура питтинговой коррозии $T_{кр}$ стали Х18Н10Т промышленного уровня чистоты немного превышает комнатную. Опираясь на данные [4], можно предположить, что в менее концентрированных средах эта температура будет выше.

³ Коррозионные испытания в режиме циклических изменений температуры более адекватно моделируют реальные коррозионные процессы в нефтегазопроводах, в которых всегда имеют место как суточные, так и сезонные колебания температуры.

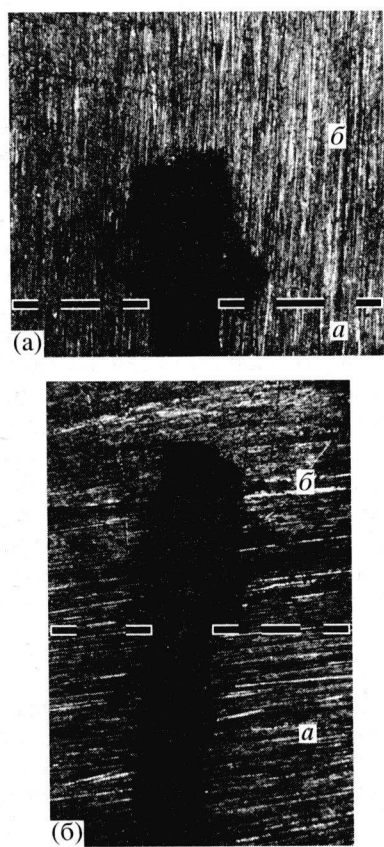


Рис. 3. Поперечный разрез биметаллических образцов с искусственными питтингами после коррозионных испытаний (36 сут) в режиме циклов переменной температуры; $\times 200$. 1 – 09Г2С/08Х13; 2 – 09Г2С/08Х18Н10Т. а – Плакирующий слой; б – основа.

Если плакирующий слой подвергся питтинговой коррозии и дно развивающегося питтинга достигло металла основы (в нашем случае – 09Г2С), скорость растворения металла в очаге локальной коррозии существенно увеличивается (табл. 2). При этом материал плакирующего слоя (стали 08Х13 и 08Х18Н10Т) практически не растворяется, зато скорость растворения металла основы (09Г2С) возрастает в 50–250 раз в сравнении с неплакированным, а сами питтинги приобретают в разрезе форму гриба (рис. 3), что свидетельствует о росте очагов локальной коррозии как в глубину, так и в ширину.

Наблюдаемая картина закономерна и связана с возникновением непосредственного контакта двух металлов различной природы в хорошо электропроводящем растворе, в результате чего скорость растворения обеих составляющих такой системы контролируется соотношением их площадей и скоростей анодных и катодных реакций, протекающих на каждом из элементов, составляющих систему [8, 9]. В действующем трубопроводе площадь очага корродирующей низколегированной стали несопоставимо меньше площади нержавеющей стали,

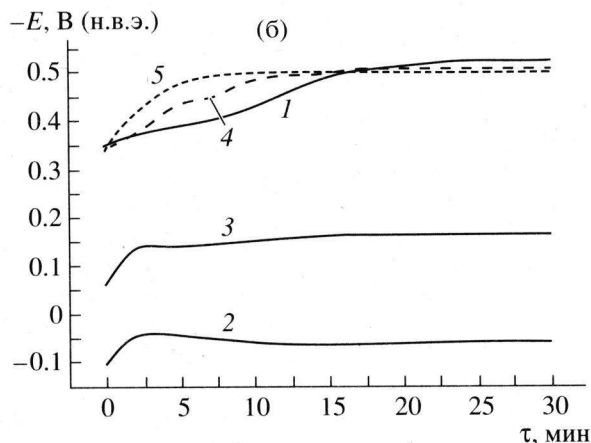
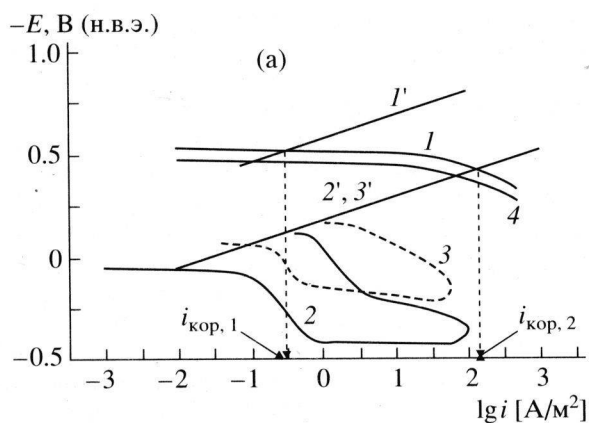


Рис. 4. а – Анодные (1–4) и катодные (1'–3') поляризационные кривые исследованных материалов в деаэрированном растворе (ммоль/л): 170 NaCl + 100 KCl + 15 CaCl₂ + 8 NaHCO₃ + 0.8 Na₂SO₄ (40°C). 1, 1' – 09Г2С; 2, 2' – 08Х18Н10Т; 3, 3' – 08Х13; 4 – материал сварного шва. б – $E_{кор}$ сталей в индивидуальном состоянии и при возникновении их контакта: 1 – 09Г2С; 2 – 08Х18Н10Т; 3 – 08Х13; 4 – 09Г2С/08Х13; 5 – 09Г2С/08Х18Н10Т.

нержавеющей стали, однако в замкнутом пространстве питтинга активно растворяющееся нелегированное дно катодно защищает нержавеющую сталь от питтинга, а само служит активным коррозионным стоком тока, генерируемого окружающей защищенной им поверхностью нержавеющей стали.

На рис. 4 проиллюстрированы явления, происходящие при возникновении контакта между низколегированной и нержавеющей сталями. Как упоминалось ранее, $E_{кор}$ нержавеющей сталей 08Х13 и 08Х18Н10Т в модельных пластовых водах при температуре 40°C соответствует области пассивного состояния металла, на фоне которого и развивается питтинг. Сталь 09Г2С в тех же условиях подвергается активному растворению.

Скорость катодного процесса на нержавеющей сталях приблизительно на три порядка величины выше, чем на низколегированной стали.

Оцененная из поляризационной кривой скорость самостоятельной коррозии стали 09Г2С составляет ~ 0.7 А/м² (т.е. ~ 0.7 мм/год), что удовлетворительно согласуется с результатами коррозионных испытаний (табл. 2). При возникновении контакта между низколегированной и нержавеющей сталями катодная реакция, протекающая на последних⁴, вызывает рост скорости анодного растворения низколегированной стали более чем на два порядка величины. Эта оценка также согласуется с результатами коррозионных испытаний (табл. 2). Реальные потенциалы, измеренные на поверхности сталей при возникновении рассматриваемых контактов (рис. 4б), хорошо соответствуют вычисленным путем совмещения поляризационных кривых (рис. 4а).

Любые изменения в коррозионной системе (условия аэрации, концентрация, состав металла основы и плакирующего слоя и др.) могут привести к некоторому изменению взаимного расположения поляризационных кривых, т.е. к некоторому изменению скорости растворения металла основы при его контакте с нержавеющей сталью, однако эта скорость всегда будет существенно выше, чем скорость растворения низколегированной стали без плакирующего покрытия и, по ориентировочным оценкам, может составлять ~ 10 мм/мес. Таким образом, при выборе материала плакирующего слоя особое внимание необходимо уделять его питтингостойкости в самых жестких из возможных условий эксплуатации. Согласно [4], сталь 03Х17Н14М3 промышленного уровня чистоты сохраняет устойчивую пассивность в теплых хлоридных растворах, содержащих до 200 г/л NaCl. Концентрация же хлорида в наиболее концентрированных пластовых водах нефтяных месторождений Западной Сибири, как правило, не превышает 18–20 г/л. Это позволяет использовать в качестве материалов плакирующих слоев хромоникельмолибденовые нержавеющие стали типа 08Х17Н13М3Т или 08Х22Н28МДТ. Однако стоимость биметаллических труб с высоким содержанием Cr, Ni и Mo в плакирующем слое будет значительно превышать стоимость используемых в настоящее время в нефтегазодобыче труб из углеродистых и низколегированных сталей, что не позволяет рекомендовать их в качестве плакирующих слоев по экономическим соображениям.

Важной проблемой при использовании биметаллических сварных труб является также коррозионная стойкость области металла вблизи сварного шва. Она переплетается с рассмотренной проблемой питтинговой коррозии, поскольку наибольшая опасность заключается в вероятном несоответствии составов металла шва и плакиру-

ющего слоя. Результатом этого также будет преимущественное растворение одного из контактирующих металлов.

Электрохимические характеристики металла технологического сварного шва биметаллической трубы 09Г2С/08Х18Н10Т в модельной пластовой воде близки к наблюдаемым для стали 09Г2С (рис. 4, кривые 1, 4). При возникновении контакта металлов шва и плакирующего слоя скорость растворения последнего должна возрасти более чем на два порядка величины (рис. 4). В реальных условиях эксплуатации это должно привести к преимущественному растворению металла шва. Подтверждением этого служат результаты длительных (41 сут) коррозионных испытаний, в результате которых на поверхности биметалла со сварным соединением на месте шва образовалась канавка прямоугольного сечения. Глубина канавки возрастала с уменьшением соотношения площадей металла шва S_1 и плакирующего слоя S_2 .

Таким образом, возможность рационального использования производимых в настоящее время методом пакетной прокатки биметаллических труб для строительства промысловых нефтегазопроводов на месторождениях Западной Сибири крайне ограничена ввиду низкой питтингостойкости материалов плакирующих слоев и неудовлетворительного качества технологических сварных соединений. Преодоление первого ограничения возможно при совершенствовании технологий производства биметаллических труб. В частности, предварительные исследования показали, что питтингостойкость плакирующего слоя биметаллов, изготовленных методом электрошлаковой наплавки, достаточна (вследствие шлаковой очистки материала плакирующего слоя от примесных элементов) для их эксплуатации даже в наиболее коррозивных условиях транспортировки сырой нефти на нефтегазопромыслах Западной Сибири. Однако выяснение этого вопроса требует дополнительных исследований. Преодоление второго ограничения возможно при более тщательном и регламентированном выполнении сварных соединений. Комплексное решение обеих проблем позволит поставить вопрос о замене существующих ныне малостойких труб из углеродистых и низколегированных сталей на биметаллические, имеющие повышенную коррозионную стойкость.

ВЫВОДЫ

1. Питтингостойкость плакирующего слоя промышленных биметаллических труб 09Г2С/08Х13 и 09Г2С/08Х18Н10Т, изготавливаемых методом пакетной прокатки, недостаточна для их нормативной безаварийной эксплуатации на нефтепромыслах Западной Сибири с высокой обводненностью нефти.

⁴ Для упрощения принимается, что на нержавеющей сталях 08Х13 и 08Х18Н10Т катодные процессы протекают с близкими скоростями.

2. Совершенствованием технологии производства возможно добиться получения сварных биметаллических труб с плакирующими слоями из сталей типа X13 и X18H10T, стойкость которых против локальной коррозии будет удовлетворять реальным условиям на промышленных нефтегазопроводах.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Реформатская И.И., Завьялов В.В., Подобаев А.Н. и др. // Защита металлов. 1999. Т. 35. № 5. С. 472.
2. Родионова И.Г., Шаповалов Э.Т., Франтов И.И. и др. // Защита металлов. 1997. Т. 32. № 4. С. 386.
3. Родионова И.Г., Быков А.А., Бакланова О.Н. // Практика противокорроз. защиты. 1998. № 3. С. 50.
4. Реформатская И.И., Фрейман Л.И., Коннов Ю.П. и др. // Защита металлов. 1984. Т. 20. № 4. С. 552.
5. Фрейман Л.И., Флис Я., Пражак М. и др. // Защита металлов. 1986. Т. 22. № 2. С. 179.
6. Реформатская И.И., Сульженко А.Н. // Защита металлов. 1998. Т. 34. № 5. С. 505.
7. Реформатская И.И., Подобаев А.Н., Флорианович Г.М., Ащеулова И.И. // Защита металлов. 1999. Т. 35. № 1. С. 1.
8. Розенфельд И.Л. / Коррозия и защита металлов. М.: Металлургия, 1970. 448 с.
9. Varela F.E., Rurata Y., Sanada N. // Corros. Sci. 1997. V. 39. № 4. P. 775.