

УДК 669.715.017:621.785.3:620.18:622.24.05:620.193.4

О.В. Швецов, А.А. Альхименко, С.Ю. Кондратьев

**КОРРОЗИОННЫЕ ПОВРЕЖДЕНИЯ БУРИЛЬНЫХ ТРУБ
ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ Д16 И 1953
ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ В УСЛОВИЯХ НЕФТЕДОБЫЧИ**

O.V. Shvetsov, A.A. Alhimenko, S.Yu. Kondrat'ev

**CORROSION DAMAGES OF BORING PIPES
FROM ALUMINIUM ALLOYS D16
AND 1953 WHEN OPERATING IN THE CONDITIONS OF OIL WELLS**

Исследован характер коррозии бурильных труб из алюминиевых сплавов Д16 и 1953 при эксплуатации в условиях, имитирующих разработку нефтяных скважин. Выполнены испытания на коррозионное растрескивание и контактную коррозию. Установлено, что в этих условиях оба сплава не подвержены коррозионному растрескиванию. Показано, что контактная коррозия существенно воздействует на сплав 1953.

ДЕФОРМИРУЕМЫЕ АЛЮМИНИЕВЫЕ СПЛАВЫ; КОРРОЗИОННОЕ РАСТРЕСКИВАНИЕ; КОНТАКТНАЯ КОРРОЗИЯ; КОРРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ; БУРИЛЬНЫЕ ТРУБЫ.

The paper considers the nature of corrosion in boring pipes from aluminum alloys D16 and 1953 used in the conditions imitating the development of oil wells. Tests for corrosion cracking and contact corrosion have been fulfilled. It has been obtained that in these conditions both alloys are not subject to corrosion cracking. However, the contact corrosion significantly influences alloy 1953. The authors have studied the possibility to protect the surface of aluminum pipes by oxygenating the contact zone with a steel lock. The paper shows the efficiency of this protection of boring pipes and describes the metallographic research on the alloy structure after a corrosive attack of the environment.

WROUGHT ALUMINUM ALLOYS; CORROSION CRACKING; CONTACT CORROSION; CORROSION RESISTANCE; BORING PIPES.

В нефтегазодобывающей отрасли промышленности все больше проявляется тенденция использовать для изготовления бурильных труб алюминиевые сплавы как альтернативу стали. Использование алюминиевых сплавов позволяет достичь значительных конструктивных и технологических преимуществ при изготовлении бурильных колонн и их эксплуатации, особенно в сложных условиях [1–6]. Наибольшее применение находят сплавы марок Д16 и 1953. В связи с этим особенно важны исследования, позволяющие получить практические рекомендации по

изготовлению и эксплуатации бурильных труб из сплавов Д16 и 1953, обеспечивающие увеличение их работоспособности. Влияние на механические свойства сплавов Д16 и 1953 технологических параметров горячей посадки стального замка при сборке труб, а также условий их эксплуатации подробно изучено в работах [7–9]. Известно также [2, 10, 11], что при эксплуатации бурильных труб из алюминиевых сплавов материал подвергается нескольким видам коррозии, в основном коррозионному растрескиванию (в среде с повышенным содержа-

нием сероводорода) и контактной коррозии (контакт алюминиевой трубы со стальным замком). Однако результаты исследований коррозионного воздействия среды эксплуатации на бурильные трубы из этих сплавов ограничены.

Целью нашей работы было исследование характера коррозии и оценка коррозионной стойкости бурильных труб из алюминиевых сплавов Д16 и 1953 при эксплуатации в условиях разработки нефтяных месторождений.

Материал и методика эксперимента

Для исследования использовали промышленные деформированные заготовки бурильных труб \varnothing 147 мм и толщиной стенки 13 мм из алюминиевых сплавов марок Д16 и 1953. Содержание основных химических компонентов в сплавах соответствовало стандартным значениям (табл. 1), содержание примесей составляло меньше 0,1 масс. %.

В состоянии поставки трубы были термообработаны по стандартным режимам: для сплава Д16Т — закалка от 500 °С в воде + естественное старение в течение 4 суток; для 1953Т1 — закал-

ка от 480 °С в воде + искусственное старение при 125 °С длительностью 24 ч. Механические свойства металла труб в исходном состоянии при испытаниях на статическое растяжение соответствуют стандартным значениям (табл. 2).

Образцы для исследований вырезали из труб в продольном направлении и испытывали в состоянии поставки, а также после термической обработки, моделирующей технологический нагрев бурильных труб при горячей посадке замкового соединения (выдержка длительностью 3–10 мин. при температурах 200 или 250 °С). Нагрев образцов проводили в камерных печах «СНОЛ-1.6.2.5. 1/11-И2». Контроль температуры осуществляли по термопаре, впаянной в центр контрольного образца. Точность регулировки температуры составляла $\pm 2,5$ °С. Образцы загружали в печь, предварительно нагретую до заданной температуры, выдерживали заданное время и охлаждали на воздухе.

Испытания на коррозионное растрескивание проводили согласно стандарту NACE TM 0177 (метод А), используя стандартные для установки фирмы «Cortest» образцы сплавов Д16Т

Таблица 1

Фактический и стандартный химический состав исследованных сплавов

Марка сплава	Материал	Содержание основных химических элементов, масс. %									
		Al	Mg	Zn	Mn	Cu	Zr	Cr	Ti	Fe	Si
Д16Т	Фактический	осн.	1,62	0,30	0,53	4,54	—	—	0,08	0,45	0,48
	ГОСТ 4784–97	осн.	1,2–1,8	0,30	0,3–0,9	3,8–4,9	—	—	0,1	0,5	0,5
1953Т1	Фактический	осн.	2,6	5,7	0,17	0,45	0,02	0,19	0,05	0,1	0,05
	ТУ1–2-592–2003	осн.	2,0–3,0	5,6–6,2	0,1–0,3	0,40–0,80	$\leq 0,10$	0,15–0,25	0,02–0,1	$\leq 0,25$	$\leq 0,2$

Таблица 2

Фактические и стандартные механические свойства исследованных сплавов

Марка сплава	Механические свойства				
	Материал	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %
Д16Т	Фактический	520	340	15	14
	Стандартный	≥ 300	≥ 470	≤ 19	—
1953Т1	Фактический	570	520	12	21
	Стандартный	≥ 520	≥ 470	$\leq 6,5$	—

и 1953Т1. В качестве среды использовали раствор модельной пластовой воды следующего состава:

Компонент	Содержание, г/л
NaCl	37,88
KCl	48,24
CaCl ₂	2,96
MgSO ₄	1,63
K ₂ SO ₄	11,10

Контактную коррозию исследовали, используя образцы, изготовленные из бурильной трубы (алюминиевый сплав 1953Т1) и стального замка (сталь 40ХН2МА). Предварительно определяли скорость коррозии алюминиевого сплава и стали в 5 %-м растворе NaCl и в растворе NaCl + NaOH с $pH = 11$ в отсутствие контакта. Для этого использовали образцы сплава 1953Т1 в виде пластин размером 40×20×3 мм и стали 40ХН2МА в виде полого цилиндра высотой 17 мм. Для определения влияния контакта стали 40ХН2МА на скорость коррозии сплава 1953Т1 испытания проводили в растворе NaCl + NaOH с $pH = 11$, используя два типа образцов с различной формой (в виде дисков и стержней) и линейными размерами.

Металлографический анализ продольных и поперечных шлифов проводили на оптическом микроскопе «Reichert-Jung MeF3A» при увеличениях $\times(100-500)$. Изготовление и подготовку металлографических шлифов выполняли на обо-

рудовании фирмы «Buehler» согласно стандарту ASTM E 3–95.

Результаты экспериментальных исследований

Испытания на коррозионное растрескивание при нагрузке 60 % от фактического предела текучести сплавов Д16Т и 1953Т1 после стандартной термической обработки (см. табл. 2) не привели к разрушению образцов. Нагруженные образцы обоих сплавов выдержали испытания длительностью 720 часов в среде модельной пластовой воды. После испытания трещины на образцах отсутствуют; на поверхности образцов сплава Д16Т наблюдается незначительный питтинг, а у образцов из сплава 1953Т1 — незначительные продукты коррозии (рис. 1). Полученные результаты свидетельствуют об отсутствии склонности к коррозионному растрескиванию сплавов Д16Т и 1953Т1 в состоянии поставки.

Испытания сплавов Д16Т и 1953Т1 после предварительного технологического нагрева (200 °С, 10 мин) при нагрузке 60 % от $\sigma_{0,2}$ в течение 720 часов также не привели к разрушению образцов. После испытаний на поверхности образцов сплава Д16Т коррозионных повреждений не наблюдается (рис. 2, а). На поверхности образцов сплава 1953Т1 имеется неглубокий питтинг без видимых трещин (рис. 2, б).

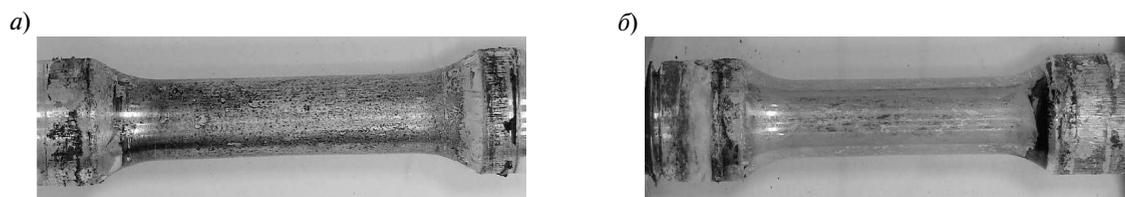


Рис. 1. Внешний вид образцов сплавов Д16Т (а) и 1953Т1 (б) в состоянии поставки после испытания на коррозионное растрескивание в пластовой воде длительностью 720 ч при $\sigma = 60\%$ от $\sigma_{0,2}$

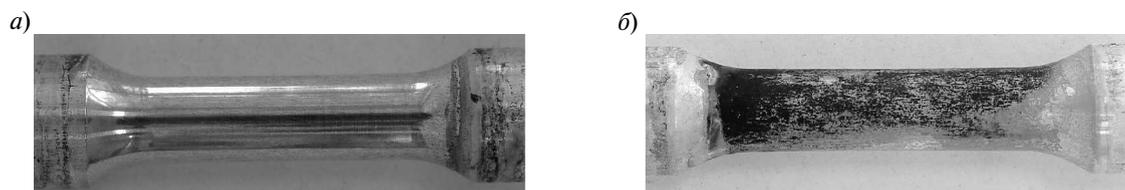


Рис. 2. Внешний вид образцов сплавов Д16Т (а) и 1953Т1 (б) после технологического нагрева (200 °С, 10 мин) и испытания на коррозионное растрескивание в пластовой воде длительностью 720 ч при $\sigma = 60\%$ от $\sigma_{0,2}$

После испытаний сплавов в том же состоянии при повышенных нагрузках — 90 % от $\sigma_{0,2}$ в течение 720 ч — разрушение образцов также не произошло. На поверхности образцов сплавов Д16Т и 1953Т1 после испытаний трещины не обнаружены, видны следы продуктов коррозии с незначительным питтингом (рис. 3).

Поскольку результаты выполненных экспериментов показали, что сплавы Д16Т и 1953Т1 не проявляют склонность к коррозионному растрескиванию, условия испытания изменили на более жесткие. Следующее испытание сплавов также в состоянии после технологического нагрева (200 °С, 10 мин) проводили в растворе пластовой воды указанного выше состава при повышенной температуре 65 °С и нагрузке 90 % от $\sigma_{0,2}$. Образцы сплавов и в этих условиях выдержали испытания длительностью 720 ч без разрушения. Однако на поверхности некоторых образцов сплава Д16Т после испытания видна трещина продольного направления (рис. 4). Металлографический анализ структуры сплава в области трещины выявил на поверхности образцов ямки коррозионного характера (рис. 5, а) и сетку, похожую на межкристаллитную коррозию (рис. 5, б). Следует отметить, что глубина коррозионных повреждений сплава, составляющая величину 40–130 мкм, незначительна в сравнении с общим диаметром образца (рис. 5, а).

Сплав 1953Т1 после испытания имеет меньшие коррозионные повреждения по сравнению со сплавом Д16Т. На поверхности образцов сплава 1953Т1 видны растравы поперечного направления глубиной до 13 мкм (рис. 6).

Испытания сплавов Д16Т и 1953Т1 в состоянии после технологического нагрева до более высокой температуры (250 °С, 10 мин) проводили в растворе пластовой воды с нагрузкой $\sigma = 90\%$ от $\sigma_{0,2}$ при комнатной температуре. В течение 720 ч образцы не разрушились, при этом после испытаний существенных коррозионных повреждений на них не обнаружено (рис. 7).

Таким образом, результаты испытаний на коррозионное растрескивание показали, что сплавы Д16Т и 1953Т1 как в состоянии поставки, так и после технологического нагрева по различным режимам не склонны к коррозионному растрескиванию при эксплуатации в максимально жестких условиях, возможных при разработке нефтяных и газовых скважин.

Учитывая провоцирующее влияние контакта алюминиевой трубы со стальным замком в процессе эксплуатации буровой колонны, следующим этапом исследования была оценка склонности сплавов Д16Т и 1953Т1 к контактной коррозии. Принимая во внимание, что сплав 1953Т1 в значительно большей степени, чем Д16Т, подвержен общему коррозионному

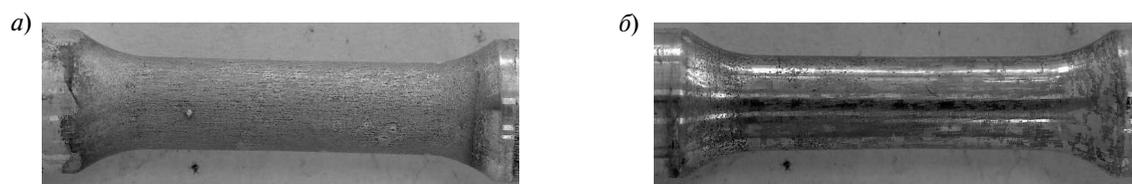


Рис. 3. Внешний вид образцов сплавов Д16Т (а) и 1953Т1 (б) после технологического нагрева (200 °С, 10 мин) и испытания на коррозионное растрескивание в пластовой воде длительностью 720 ч при $\sigma = 90\%$ от $\sigma_{0,2}$

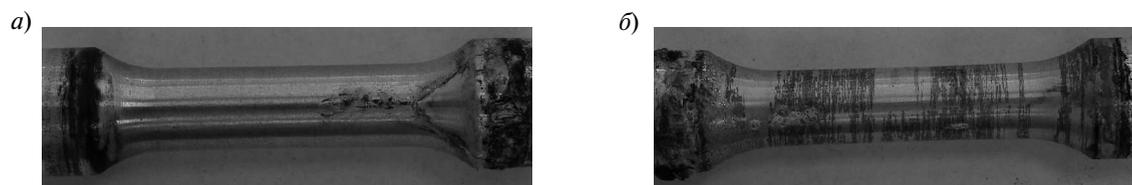


Рис. 4. Внешний вид образцов сплавов Д16Т (а) и 1953Т1 (б) после технологического нагрева (200 °С, 10 мин) и испытания на коррозионное растрескивание в пластовой воде с температурой 65 °С длительностью 720 ч при $\sigma = 90\%$ от $\sigma_{0,2}$

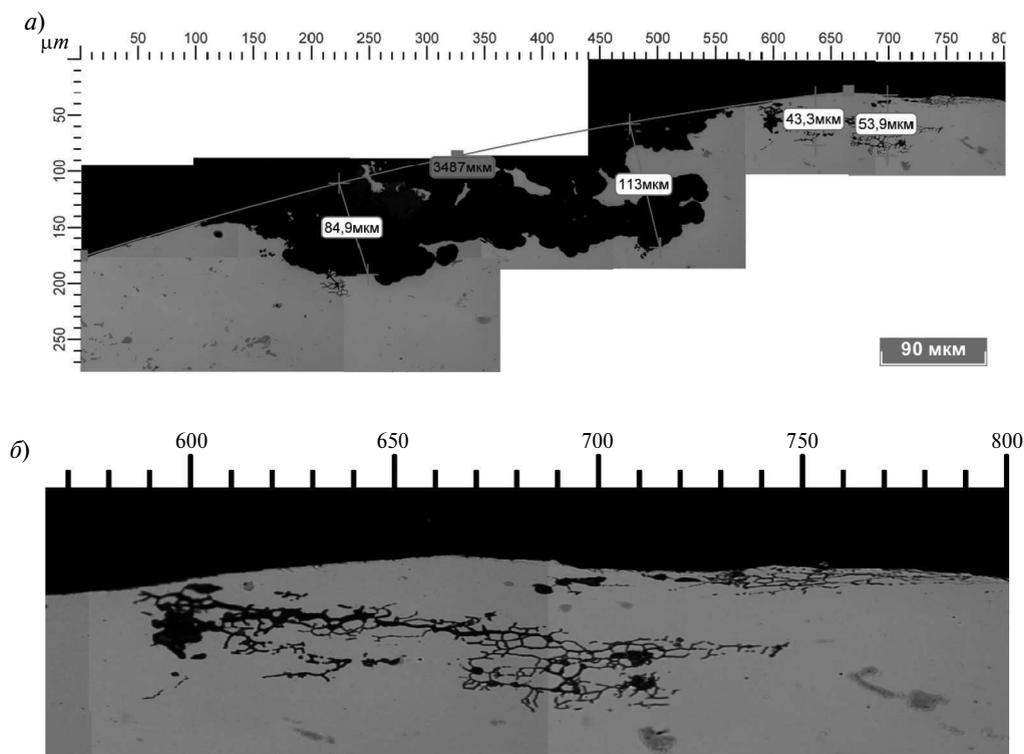


Рис. 5. Микроструктура поверхностного слоя образца сплава Д16Т после технологического нагрева (200 °С, 10 мин) и испытания на коррозионное растрескивание в пластовой воде с температурой 65 °С длительностью 720 ч при $\sigma = 90\%$ от $\sigma_{0,2}$:
a – коррозионные ямки; *б* – сетка межкристаллитной коррозии

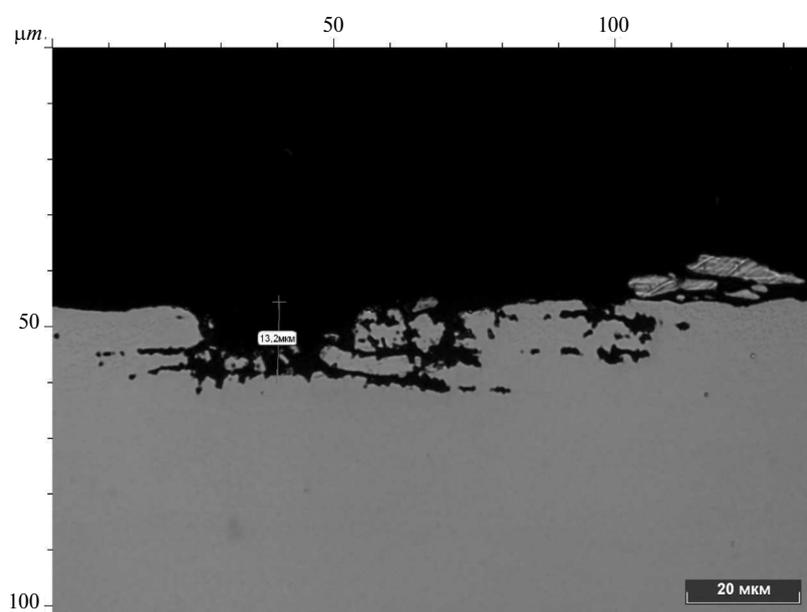


Рис. 6. Микроструктура поверхностного слоя образца сплава 1953Т1 после технологического нагрева (200 °С, 10 мин) и испытания на коррозионное растрескивание в пластовой воде с температурой 65 °С длительностью 720 ч при $\sigma = 90\%$ от $\sigma_{0,2}$

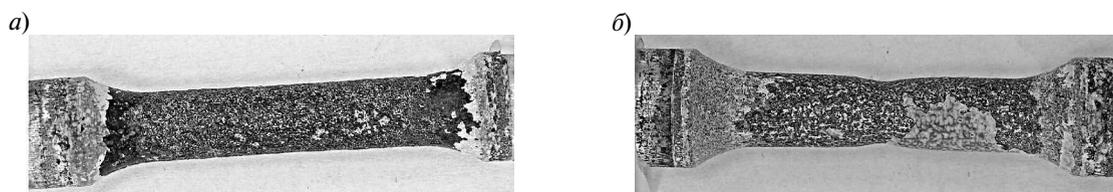


Рис. 7. Внешний вид образцов сплавов Д16Т (а) и 1953Т1 (б) после технологического нагрева (250 °С, 10 мин) и испытания на коррозионное растрескивание в пластовой воде длительностью 720 ч при $\sigma = 90\%$ от $\sigma_{0,2}$

воздействию среды при разработке нефтегазовых месторождений [11], испытывали образцы, изготовленные из сплава 1953Т1 в состоянии поставки (бурильная труба) и стали 40ХН2МА (замок).

Предварительные испытания сплава 1953Т1 и стали 40ХН2МА в 5 %-м растворе NaCl при температуре 80 °С в отсутствие контакта позволили установить, что средняя скорость коррозии сплава 1953Т1 составляет 0,0640 мм/год, а стали 40ХН2МА — 0,2310 мм/год. На рис. 8 показан внешний вид образцов сплава 1953Т1 после таких коррозионных испытаний.

Для определения влияния контакта стали 40ХН2МА на скорость коррозии сплава 1953Т1 испытывали в 5 %-м растворе NaCl образцы в форме дисков и стержней.

Линейные размеры образцов в форме дисков выбирали из расчета, чтобы рабочая поверхность сплава 1953Т1 находилась в зоне действия стали 40ХН2МА (зона влияния, найденная электрохимическим методом, в 5 %-м растворе NaCl составляет примерно 8 мм). Площадь контакта дисковых образцов составляла $S_{\text{кон}} = 6,56 \text{ см}^2$, а соотношение площадей поверхности стали 40ХН2МА (катод) и сплава 1953Т1 (анод) — $S_{\text{кат}} \cdot S_{\text{ан}} = 1:2,8$. Максимальное удаление поверхности сплава 1953Т1 от места контакта составляло 6,5 мм. Испытания показали, что при наличии контакта дисковых образцов, у которых рабочая поверхность сплава 1953Т1 находится в зоне действия стали 40ХН2МА, средняя скорость коррозии сплава 1953Т1 в 5 %-м растворе NaCl значительно возрастает по сравнению с коррозией в отсутствие контакта со сталью и составляет 0,1267 мм/год. Таким образом, коэффициент ускорения $K_{\text{ус}}$ скорости коррозии сплава 1953Т1 при контакте со сталью 40ХН2МА равен

$$K_{\text{ус}} = V_{\text{ок}}/V_{\text{к}} = 0,1267/0,064 = 1,98,$$

где $V_{\text{ок}}$ — скорость коррозии сплава 1953Т1 в отсутствие контакта; $V_{\text{к}}$ — скорость коррозии сплава 1953Т1 в контакте со сталью 40ХН2МА.

Линейные размеры образцов в виде стержней выбирали из расчета, чтобы рабочая поверхность алюминиевого сплава 1953Т1 значительно превышала зону действия стали 40ХН2МА и максимальная удаленность его поверхности от места контакта составляла 85 мм. Площадь контакта была $S_{\text{кон}} = 4,27 \text{ см}^2$, а соотношение площадей поверхности стали 40ХН2МА (катод) и алюминиевого сплава 1953Т1 (анод) — $S_{\text{кат}} \cdot S_{\text{ан}} = 1:2,2$. Полученные результаты показывают, что при испытаниях образцов в виде стержней с большей удаленностью от места контакта влияние контакта стали 40ХН2МА на общую скорость коррозии сплава 1953Т1 незначительно и средняя скорость коррозии сплава 1953Т1 в условиях контакта в 5 %-м растворе NaCl при 80 °С составляет 0,0640 мм/год.

Металлографический анализ позволил выявить, что в процессе коррозионных испытаний в зоне контакта материалов наблюдается



Рис. 8. Внешний вид образцов сплава 1953Т1 после испытаний для определения скорости коррозии в 5 %-м растворе NaCl при температуре 80 °С в отсутствие контакта со сталью

интенсивная коррозия сплава 1953Т1, приводящая к появлению зазора (щели) между сталью 40ХН2МА и алюминиевым сплавом (рис. 9). Снижение содержания кислорода в растворе, находящемся в щели, способствует ускорению коррозии сплава 1953Т1 и переводу сплава в активное состояние. Это приводит к образованию на поверхности сплава язв, каверн и развитию расслаивающей коррозии.

Таким образом, при увеличении рабочей поверхности образца, находящейся вдали от места контакта, возникает коррозионный элемент «щель — открытая поверхность», действие которого значительно усиливает коррозионное повреждение сплава 1953Т1 вблизи контакта. По этой причине при испытании образцов с большой удаленностью рабочей поверхности от места контакта коррозия сплава 1953Т1 по длине стержня протекает неравномерно.

Результаты экспериментов показали, что скорость коррозии стали 40ХН2МА в 5 %-м растворе NaCl при 80 °С в отсутствие контакта с алюминиевым сплавом составляет 0,2310 мм/год. Контакт стали 40ХН2МА со сплавом 1953Т1 при испытаниях дисковых образцов приводит к снижению скорости растворения стали 40ХН2МА на величину порядка 0,0232 мм/год и еще более значительному — до 0,0025 мм/год при испытаниях стержневых образцов с большой удаленно-

стью рабочей поверхности сплава 1953Т1 от места контакта. Наблюдаемые различия в коррозионном поведении стали 40ХН2МА определяются прежде всего тем, что в случае образцов с большой удаленностью рабочей поверхности сплава 1953Т1 от места контакта коррозия алюминиевого сплава протекает преимущественно вблизи контакта и сопровождается активированием поверхности сплава 1953Т1 в щели. Следовательно, с увеличением длительности этого процесса эффективность контакта в первом случае будет уменьшаться за счет накопления продуктов коррозии и смещения потенциала коррозии в положительную сторону, а во втором случае — поддерживаться примерно постоянной за счет активирования сплава 1953Т1 в щели.

Таким образом, контакт сплава 1953Т1 со сталью 40ХН2МА в 5 %-м растворе NaCl в случае большой удаленности рабочей поверхности сплава 1953Т1 от места контакта вызывает появление значительной локальной коррозии алюминиевого сплава вблизи контакта и уменьшение скорости коррозии стали 40ХН2МА.

Для борьбы с контактной коррозией существуют различные методы, одним из наиболее распространенных из которых является нанесение защитных покрытий на поверхности контактирующих деталей. С целью оценки эффективности этого метода применительно к зам-

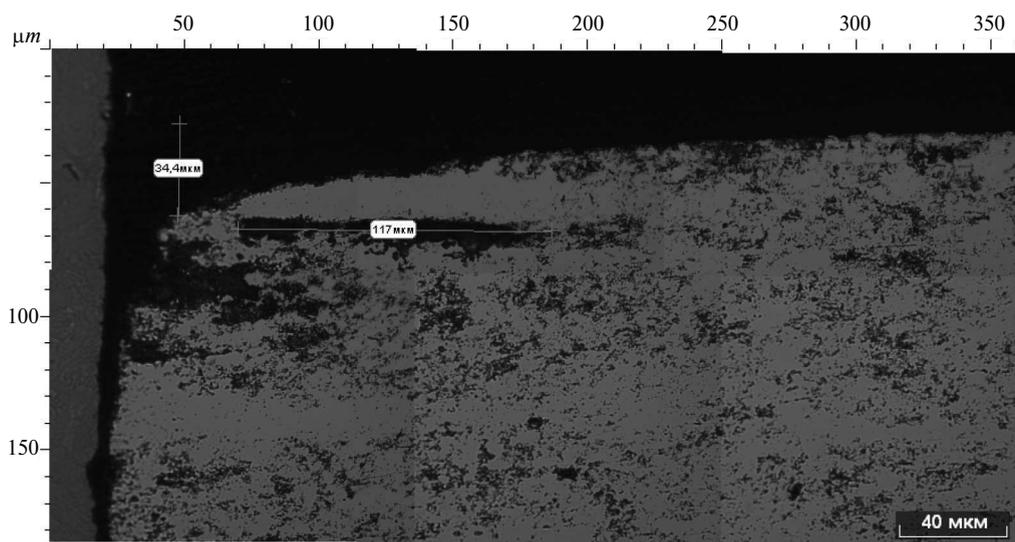


Рис. 9. Микроструктура образца сплава 1953Т1 в месте контакта со сталью 40ХН2МА после испытаний для определения скорости коррозии в 5 %-м растворе NaCl при температуре 80 °С

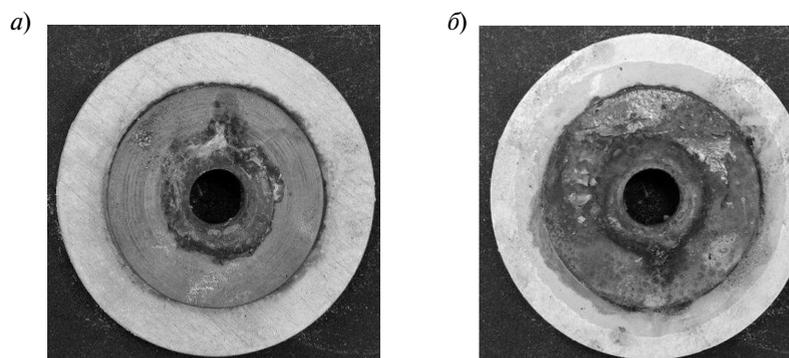


Рис. 10. Внешний вид дисковых образцов сплава 1953Т1 с оксидным покрытием в зоне контакта со сталью 40ХН2МА после испытаний для определения скорости коррозии в 5 %-м растворе NaCl при температуре 80 °С. Диаметр зоны покрытия: а — 32, б — 40 мм

ковой паре бурильной трубы в настоящей работе, используя дисковые образцы, оксидированию подвергали зону контакта сплава 1953Т1 со сталью 40ХН2МА и часть его открытой поверхности. Диаметр зоны оксидирования составлял в одном случае 32 мм, во втором — 40 мм.

На рис. 10 представлен внешний вид образцов в виде дисков из сплава 1953Т1 с оксидным покрытием в зоне контакта со сталью 40ХН2МА после испытаний в 5 %-м растворе NaCl при температуре 80 °С. Видно, что при оксидировании зоны контакта диаметром 32 мм скорость коррозии сплава 1953Т1 при контакте со сталью 40ХН2МА снижается с 0,1267 до 0,0603 мм/год и практически совпадает со скоростью коррозии

сплава 1953Т1 при этих же условиях испытания в отсутствие контакта. Это свидетельствует, что образующийся при анодировании сплава 1953Т1 оксидный слой характеризуется высокими защитными и изолирующими свойствами. Увеличение зоны оксидного покрытия до 40 мм приводит к дальнейшему снижению скорости растворения сплава 1953Т1 до 0,0580 мм/год.

Металлографический анализ зоны контакта материалов после испытания показал, что оксидное покрытие — малопористое и плотно прилегает к алюминиевой подложке. Толщина покрытия изменяется от 34 до 24 мкм, причем наименьшая его толщина наблюдается в зоне влияния стали 40ХН2МА (рис. 11).

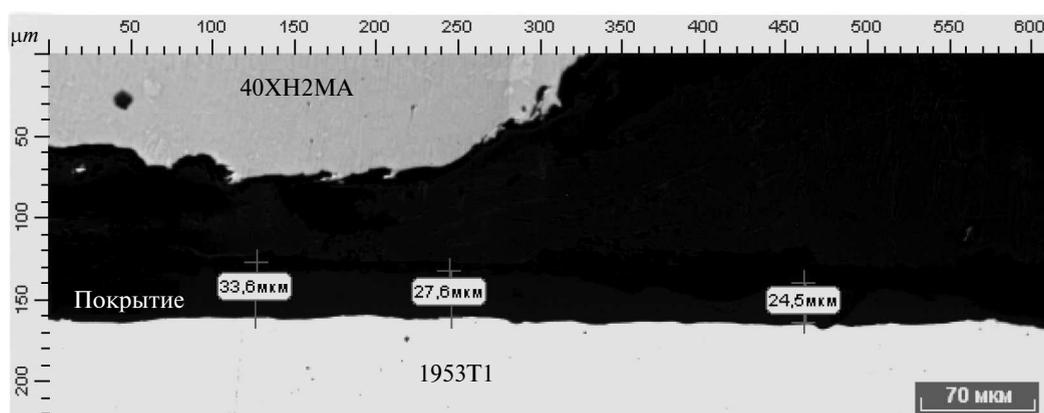


Рис. 11. Микроструктура дискового образца в зоне контакта пары сплав 1953Т1 с оксидным покрытием диаметром 32 мм — сталь 40ХН2МА после испытаний для определения скорости коррозии в 5 %-м растворе NaCl при температуре 80 °С



Рис. 12. Внешний вид стержневого образца сплава 1953Т1 с оксидным покрытием зоны контакта (резьба) и открытой поверхности длиной 15 мм от места контакта со сталью 40ХН2МА после испытаний для определения скорости коррозии в 5 %-м растворе NaCl при температуре 80 °С

При испытаниях стержневых образцов с большой удаленностью рабочей поверхности сплава 1953Т1 от места контакта оксидированию подвергали зону контакта (резьба) и часть его открытой поверхности различной длины от места контакта — 5 и 15 мм. На рис. 12 представлен внешний вид образцов после коррозионных испытаний из сплава 1953Т1 с оксидным покрытием в контакте со сталью 40ХН2МА в 5 %-м растворе NaCl при 80 °С. Результаты экспериментов показали, что при увеличении зоны ок-

сидирования открытой поверхности с 5 до 15 мм скорость коррозии сплава 1953Т1 в условиях контакта со сталью 40ХН2МА снижается с 0,0480 до 0,0342 мм/год.

Металлографическим анализом зоны контакта (рис. 13) установлено, что оксидирование препятствует развитию локальной коррозии и тем самым снижает опасность контакта сплава 1953Т1 со сталью 40ХН2МА в процессе эксплуатации изделий. После испытаний толщина оксидного слоя на поверхности сплава 1953Т1 не-

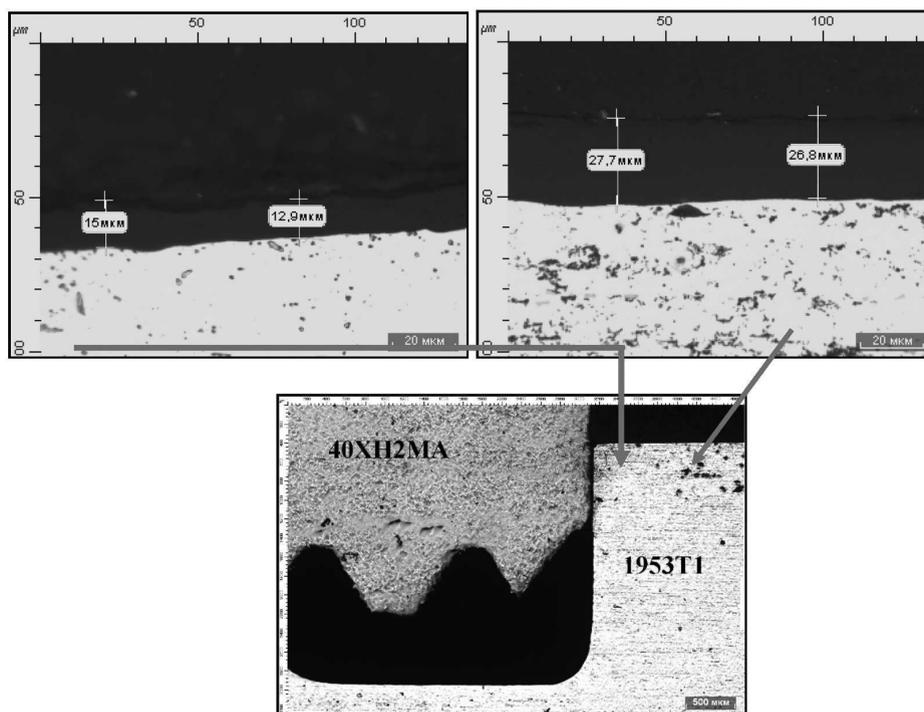


Рис. 13. Микроструктура стержневого образца в зоне контакта пары сплав 1953Т1 с оксидным покрытием зоны контакта (резьба) и открытой поверхности длиной 15 мм от места контакта — сталь 40ХН2МА после испытаний для определения скорости коррозии в 5 %-м растворе NaCl при температуре 80 °С

равномерная: при приближении к месту контакта толщина слоя уменьшается и в зоне контакта составляет ~ 15 мкм, а на расстоянии 10 мм она равна 26–28 мкм.

Полученные экспериментальные результаты показывают, что оксидирование зоны контакта сплава 1953Т1 со сталью 40ХН2МА во всех исследованных случаях приводит к усилению коррозии стали 40ХН2МА. Это свидетельствует, что сплав 1953Т1 с оксидной пленкой, полученной анодированием, становится катодом по отношению к стали 40ХН2МА и тем самым приводит к усилению коррозии стали 40ХН2МА. На катодных участках сплава 1953Т1 вблизи контакта происходит повышение pH раствора, вызывающее частичное растворение оксидного слоя и уменьшение его толщины. Характерно, что при использовании для испытаний образцов с большой удаленностью от места контакта увеличение зоны оксидного покрытия открытой поверхности образца с 5 до 15 мм приводит к уменьшению скорости коррозии стали 40ХН2МА.

Таким образом, оксидирование зоны контакта алюминиевой бурильной трубы со стальным замком способствует торможению развития локальной коррозии алюминиевых сплавов в зоне контакта за счет ускорения коррозии стали в условиях эксплуатации бурильных колонн в коррозионно-активных средах нефтяных и газовых скважин.

Основные выводы исследования таковы.

Деформируемые алюминиевые сплавы Д16 и 1953 как в состоянии поставки, так и после

технологического нагрева при изготовлении из них бурильных труб не проявляют склонности к коррозионному растрескиванию в максимально жестких условиях разработки нефтегазодобывающих месторождений.

Сплавы Д16 и 1953 подвержены контактной коррозии в условиях эксплуатации бурильных труб для нефтегазодобывающей промышленности, которая проявляется в месте контакта алюминиевой трубы со стальным замком. Так, при контакте цилиндрических деталей из алюминиевого сплава 1953 (труба) с рабочей поверхностью, значительно превышающей зону действия стальной (40ХН2МА) детали (замок), растворение алюминиевого сплава приобретает опасный локальный характер, существенно развивающийся преимущественно вблизи контакта.

Оксидирование зоны контакта алюминиевых сплавов со сталью при изготовлении бурильной трубы приводит к снижению скорости контактной коррозии алюминиевого сплава в условиях эксплуатации бурильных труб для нефтегазодобывающей промышленности. Так, анодное оксидирование сплава 1953 приводит к снижению скорости его коррозии в контакте со сталью 40ХН2МА в 5 %-м растворе NaCl при 80 °С с 0,1270 до величины 0,0607 мм/год, которая соответствует скорости коррозии сплава 1953 в отсутствие контакта. Оксидный слой, формирующийся на поверхности сплава 1953, является сплошным, характеризуется высокими защитными и изолирующими свойствами и тормозит развитие локальной коррозии сплава 1953Т1 в зоне контакта со сталью.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Boice E.G., Dalrymple R.S.** The Design and Performance Characteristics of Aluminum Drill Pipe // *Journal of Petroleum Technology*. 1963. Vol. XV. № 12. P. 1285–1291.
2. **Штамбург В.Ф., Фаин Г.М., Данелянц С.М., Шеина А.А.** Бурильные трубы из алюминиевых сплавов. М.: Недра, 1980. 240 с.
3. **Fain G.M. [et al.]** Aluminum alloys for offshore drilling systems // *Proceedings of the 14-th International Conference on OMAE 1995 // Offshore Technology*. 1995. Vol. I-B. P. 299–306.
4. **Фаин Г.М., Головин А.А., Воронков Г.А., Данелянц М.С., Рябихина С.М.** Длительная прочность бурильных труб из алюминиевых сплавов при повышенных температурах эксплуатации // *Нефтяная промышленность. Сер. Машины и нефтяное оборудование*. 1980. № 8. С. 10–12.
5. **Колесов С.С., Кондратьев С.Ю., Чижиков В.В., Швецов О.В.** Исследование структуры и свойств бурильных труб из сплава Д16Т после эксплуатации в условиях нефтедобычи // *Заготовительные производства в машиностроении*. 2011. № 11. С. 39–43.
6. **Швецов О.В., Кондратьев С.Ю.** Влияние горячей посадки замкового соединения на структуру и свойства металла бурильных труб из алюминиевых сплавов Д16Т и 1953Т1 // *Технология машиностроения*. 2012. № 5. С. 31–36.
7. **Швецов О.В., Кондратьев С.Ю.** Влияние технологических нагревов на эксплуатационные свойства сплавов Д16Т и 1953Т1, применяемых для из-

готовления труб // Заготовительные производства в машиностроении. 2012. № 5. С. 36–42.

8. **Кондратьев С.Ю., Швецов О.В.** Влияние высокотемпературных нагревов на структуру и свойства алюминиевых сплавов при изготовлении бурильных труб // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2013. № 4 (694). С. 24–30.

9. **Кондратьев С.Ю., Зотов О.Г., Швецов О.В.** Структурная стабильность и изменение свойств алюминиевых сплавов Д16 и 1953 в процессе изготовления и эксплуатации бурильных труб // *Ме-*

талловедение и термическая обработка металлов. 2013. № 10 (700). С. 15–21.

10. **Карлашов А.В., Яров А.Н., Гильман К.Н., Жидовцев Н.А.** Коррозионно-усталостная прочность бурильных труб из алюминиевых сплавов. М.: Недра, 1977. 183 с.

11. **Кондратьев С.Ю., Швецов О.В., Альхименко А.А.** Изменение механических свойств алюминиевых сплавов Д16Т и 1953Т1 в коррозионно-активной среде нефтяных скважин // *Научно-технические ведомости СПбГПУ*. 2014. № 2 (195). С. 93–99.

REFERENCES

1. **Boice E.G., Dalrymple R.S.** The Design and Performance Characteristics of Aluminum Drill Pipe. *Journal of Petroleum Technology*. 1963. Vol. XV. № 12. P. 1285–1291.

2. **Shtamburg V.F., Fain G.M., Danelyants S.M., Sheina A.A.** Buriilnyye trubyy iz alyuminiyevykh spлавov. М.: Nedra, 1980. 240 s. (rus.)

3. **Fain G.M. [et al.].** Aluminum alloys for offshore drilling systems. *Proceedings of the 14-th International Conference on OMAE 1995*. Offshore Technology. 1995. Vol. I-B. P. 299–306.

4. **Fayn G.M., Golovin A.A., Voronkov G.A., Danelyants M.S., Ryabikhina S.M.** Dlitelnaya prochnost burilnykh trub iz alyuminiyevykh spлавov pri povyshennykh temperatura-kh ekspluatatsii. *Neftyanaya promyshlennost. Ser.: Mashiny i neftyanoye oborudovaniye*. 1980. № 8. S. 10–12. (rus.)

5. **Kolesov S.S., Kondratiev S.Iu., Chizhikov V.V., Shvetsov O.V.** Issledovaniye struktury i svoystv burilnykh trub iz splava D16T posle ekspluatatsii v usloviyakh nefte-dobychi. *Zagotovitelnyye proizvodstva v mashinostroyenii*. 2011. № 11. S. 39–43. (rus.)

6. **Shvetsov O.V., Kondratiev S.Iu.** Vliyaniye goryachey posadki zamkovogo soyedineniya na strukturu i svoystva metalla burilnykh trub iz alyuminiyevykh spлавov D16T i 1953T1. *Tekhnologiya mashinostroyeniya*. 2012. № 5. S. 31–36. (rus.)

7. **Shvetsov O.V., Kondratiev S.Iu.** Vliyaniye tekhnologicheskikh nagrevov na ekspluatatsionnyye svoystva spлавov D16T i 1953T1, primenyayemykh dlya izgotovleniya trub. *Zagotovitelnyye proizvodstva v mashinostroyenii*. 2012. № 5. S. 36–42. (rus.)

8. **Kondratiev S.Iu., Shvetsov O.V.** Vliyaniye vysokotemperaturnykh nagrevov na strukturu i svoystva alyuminiyevykh spлавov pri izgotovlenii burilnykh trub. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*. 2013. № 4 (694). S. 24–30. (rus.)

9. **Kondratiev S.Iu., Zotov O.G., Shvetsov O.V.** Strukturnaya stabilnost i izmeneniye svoystv alyuminiyevykh spлавov D16 i 1953 v protsesse izgotovleniya i ekspluatatsii burilnykh trub. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*. 2013. № 10 (700). S. 15–21. (rus.)

10. **Karlashov A.V., Yarov A.N., Gilman K.N., Zhidovtsev N.A.** Korroziionno-ustalostnaya prochnost burilnykh trub iz alyuminiyevykh spлавov. М.: Nedra, 1977. 183 s. (rus.)

11. **Kondratiev S.Iu., Shvetsov O.V., Alkhimenko A.A.** Izmeneniye mekhanicheskikh svoystv alyuminiyevykh spлавov D16T i 1953T1 v korroziionno-aktivnoy srede neftyanykh skvazhin. *Nauchno-tekhnicheskiye vedomosti SPbGPU*. 2014. № 2 (195). S. 93–99. (rus.)

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

ШВЕЦОВ Олег Викторович — инженер ООО «Везерфорд». 125047, 4-й Лесной пер., 4, Москва, Россия. E-mail: shvec_off@mail.ru

АЛЬХИМЕНКО Алексей Александрович — директор НИОЦ «Везерфорд-Политехник» Санкт-Петербургского государственного политехнического университета. 195251, ул. Политехническая, 29, Санкт-Петербург, Россия. E-mail: wft-polytechnic@cef.spbstu.ru

КОНДРАТЬЕВ Сергей Юрьевич — доктор технических наук профессор Санкт-Петербургского государственного политехнического университета. 195251, Санкт-Петербург, Политехническая ул., 29. E-mail: petroprom2013@yandex.ru

AUTHORS

SHVETSOV Oleg V. — Weatherford. 125047, 4 Lesnoy Per. 4, Moscow, Russia. E-mail: shvec_off@mail.ru

ALHIMENKO Aleksey A. — Research and Educational Center “Weatherford-Polytechnic” of St. Petersburg State Polytechnical University. 195251, Politekhnikeskaya Str. 29, St. Petersburg, Russia. E-mail: wft-polytechnic@cef.spbstu.ru

KONDRAT'EV Sergei Yu. — St. Petersburg State Polytechnical University. 29, Politechnicheskaya St., St. Petersburg, 195251, Russia. E-mail: petroprom2013@yandex.ru